

**МАТЕРИАЛОГИЯ ПОКРЫТИЙ
ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
МЕТОДАМИ ФИЗИКОХИМИИ
И ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ**

Часть 1

ПОКРЫТИЯ МЕТОДАМИ ФИЗИКОХИМИИ



Хабаровск 2019

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Тихоокеанский государственный университет»
ДАЛЬНЕВОСТОЧНОЕ ОТДЕЛЕНИЕ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК
Институт материаловедения Хабаровского научного центра
МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Амурский государственный университет»

**МАТЕРИАЛОГИЯ ПОКРЫТИЙ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
МЕТОДАМИ ФИЗИКОХИМИИ
И ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ**

В двух частях

**Часть 1
ПОКРЫТИЯ МЕТОДАМИ ФИЗИКОХИМИИ**

Под редакцией д-ра техн. наук, проф. В. М. Давыдова

Хабаровск
Издательство ТОГУ
2019

УДК 620.22
ББК К 235.16
М341

Авторы:

Б. А. Ляшенко, И. А. Подчерняева, Л. А. Коневцов,
А. В. Козырь, С. В. Коваленко, А. В. Каминский

Рецензенты:

профессор кафедры «Транспортно-технологические комплексы»
Дальневосточного государственного университета путей сообщения
д-р техн. наук *В. М. Макиенко*;
завкафедрой «Физика» Амурского государственного университета
д-р физ.-мат. наук, доц. *Е. В. Стукова*

**М341 Материалогия покрытий титановых сплавов методами физикохимии и электро-
искрового легирования** : [монография] : в 2 частях / Б. А. Ляшенко, И. А. Подчерняева,
Л. А. Коневцов [и др.] ; под редакцией В. М. Давыдова ; Министерство науки и высшего об-
разования РФ, Тихоокеанский государственный университет [и др.]. – Хабаровск : Изд-во
Тихоокеан. гос. ун-та, 2019.

ISBN 978-5-7389-3023-2

Часть 1 : Покрытия методами физикохимии. – 2019. – 413, [1] с.

ISBN 978-5-7389-3024-9

В монографии приведены результаты исследований и использования поверхностного упрочнения титана и его сплавов методами физикохимии и электроискрового легирования в современных условиях становления и развития нового этапа науки о материалах – материалогии - и её раздела – материалогии поверхности, что актуально для космического, авиационного, транспортного машиностроения, кораблестроения, приборостроения, других отраслей производства. Показана роль и эффективность технологий упрочняющих покрытий, позволяющих значительно повысить работоспособность поверхностей деталей машин из титана и его сплавов по твёрдости, износостойкости, жаростойкости другим параметрам.

В данной части раскрыты вопросы покрытий поверхностей титана и его сплавов различными физикохимическими методами, большое внимание уделено вакуум-плазменным покрытиям.

Издание предназначено для научных сотрудников, инженеров, аспирантов, преподавателей и студентов, интересующихся вопросами поверхностного упрочнения титана и его сплавов.

УДК 620.22
ББК К 235/16

ISBN 978-5-7389 -3024-9 (ч. 1)
ISBN 978-5-7389 -3023-2

© Тихоокеанский государственный университет, 2019
© Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, 2019
© Амурский государственный университет, 2019
© Ляшенко Б. А., Подчерняева И. А., Коневцов Л. А.,
Козырь А. В., Коваленко С. В., Каминский А. В., 2019

***АНАТОЛИЮ ДЕМЬЯНОВИЧУ ВЕРХОТУРОВУ –
основоположнику материаловедения,
соратнику и учителю – ПОСВЯЩАЕТСЯ***

ОТ АВТОРОВ

*Скажи мне, кто твой друг, и я скажу, кто ты...
Еврипид, Аттика, 480–406 гг. до н. э.*

Анатолий Демьянович Верхотуров – соратник, учитель, друг

Анатолий Демьянович Верхотуров (1936–2017) – русский учёный-материаловед (рис. 1), организатор двух академических институтов на Дальнем Востоке, педагог, патриот своей страны, создатель научной школы в области электроискрового легирования (ЭИЛ), основоположник нового этапа в развитии науки о материалах (НМ) – материаловедения.



Рис. 1. А. Д. Верхотуров

Жизненный путь и творческая деятельность Анатолия Демьяновича Верхотурова, мотивированные его мыслями внести свой личный вклад в создание благ для народа своей страны, исходили из советского послевоенного воспитания ещё детско-юношеских лет – противостоять силам зла, быть на стороне справедливости, приносить пользу и творить добро своему народу. С другой стороны, побудительным мотивом деятельности А.Д. Верхотурова был его природный ум, стремление к познанию жизни, законов природы, что в итоге привело его к тесным контактам с крупными учёными-материаловедами, кото-

рых он называл своими учителями: членом- корреспондентом Г.В. Самсоновым, академиками Б.Р. Лазаренко, В.И. Трефиловым, И.Н. Францевичем, другими. Многие его мысли о своём народе, развитии науки, совершенствовании образования, общественно-политического устройства нашей страны зачастую не вписывались в концептуальные установки ряда некоторых чиновников. Его труды знаменовали собой новый этап в развитии НМ, обозначили новое направление в её развитии. Прозорливость и озабоченность о недопущении гибельного направления развития в науке и производстве материалов и изделий из них, которое можно и должно быть исправлено осознанием и развитием нового этапа в НМ, позволили А.Д. Верхотурову сформулировать предложения по развитию нового научного направления в производстве материалов во благо стране, развития её производительных и, в том числе, духовных сил.

Анатолий Демьянович являлся Заслуженным деятелем науки (1996), доктором технических наук (1984), профессором (1988), Лауреатом Премии им. Соболевского (1977), Лауреатом Премии Совета министров СССР (1986), академиком Академии инженерных наук (1995), членом-корреспондентом Академии электротехнических наук (1995), академиком Академии минерального сырья (1996), академиком Российской академии естественных наук (2003), действительным членом международного научного общества “The Mineral, Metals and Materials Society” (TMS) США (1996).

Родился Анатолий Демьянович Верхотуров 12 апреля 1936 г. в селе Отрадное Вяземского района Хабаровского края. После окончания школы поступил во Владивостокское высшее инженерно-морское училище, которое окончил в 1959 г. Затем поступил в Киевский политехнический институт, который окончил в 1964 г. и был принят на работу в Институт проблем материаловедения АН УССР, где работал старшим научным сотрудником, заведующим лабораторией. В 1971 г. защитил кандидатскую, а в 1984 докторскую диссертацию на тему «Научные основы формирования легированного слоя и создания электродных материалов при электроискровом легировании». Он гордился своими учителями – членом- корреспондентом Г.В. Самсоновым (рис. 2), академиком Б.Р. Лазаренко (рис. 2) и их памяти посвятил ряд трудов.

Под научным руководством А.Д. Верхотурова защищено **7 докторских диссертаций**: Бутуханов В.Л., Бабенко Э.Г., Фадеев В.С., Мулин Ю.И., Химухин С.Н., Ершова Т.Б., Николенко С.В. и **20 кандидатских**: Борисов А.Б., Зайцев Е.А., Сундуков А.М., Лебухова Н.В., Корчевский В.В., Конаков А.В., Чигрин Ю.Л., Штанов О.В., Емельянов В.Н., Бруй В.Н., Николенко С.В., Ершова Т.Б., Коваленко С.В., Козырь А.В., Глабец Т.В., Коневцов Л.А., Шемигон В.И., Вишневский А.Н., Макаревич К.С., Астапов И.А. Под его руководством подготовлены и другие диссертанты, у которых он считался консуль-

тантом, а по сути был руководителем. До последних дней он являлся руководителем двух аспирантов, научным консультантом по двум докторским диссертациям, членом диссертационного совета, работал в качестве профессора в ДВГУПС, осуществлял научные проекты в совместных лабораториях с университетами ДВГУПС, КнАГТУ, ХГТУ.



Рис. 2. а) А.Д. Верхотуров у памятника своему учителю Г.В. Самсонову с другом д.т.н. Л.Ф. Прядко (2007); б) Б.Р. Лазаренко (внизу) с молодыми учёными Н.Г. Андреевым, А.Д. Верхотуровым, В.С. Сычёвым (1970)

В 1981 году А.Д. Верхотуров начал активную деятельность по созданию академических институтов на Дальнем Востоке. В марте он поступил на работу в ДВНЦ АН СССР, в августе был избран заведующим Отделом физикохимии и технологии неорганических материалов Института химии (г. Хабаровск). Но уже через 7 лет, **12 июля 1988 г.**, при непосредственном участии А.Д. Верхотурова был создан Институт машиноведения и металлургии ДВО АН СССР (г. Комсомольск-на-Амуре), в котором он был назначен директором- организатором. А ещё через 3 года – **1 октября 1991 г.** при непосредственном участии Анатолия Демьяновича решением ДВО РАН был создан Институт материаловедения Хабаровского НЦ ДВО РАН (г. Хабаровск), директором- организатором которого он был до 2007 года. В связи с началом научных работ, связанных с назревшими глобальными экологическими проблемами при получении материалов и разработкой основ нового этапа НМ, с 2009 г. А.Д. Верхотуров перешёл на работу главным специалистом в Институт водных и экологических проблем (ИВЭП ДВО РАН, г. Хабаровск).

Анатолием Демьяновичем издано более 700 научных работ, он входил в ТОП-100 российских учёных в области металлургии (№ 33 от 13.06.2015; Science Index по данным РИНЦ: <http://dissertation-info.ru/index.php/-100-/197--100-.html>), имел 68 авторских свидетельств, 22 монографии; был членом редколлек-

гии журналов “Электронная обработка материалов”, “Порошковая металлургия”, “Перспективные материалы”, “Вестник Инженерной школы ДВФУ”.

Научный путь Анатолия Демьяновича, круг его друзей, коллег и соратников можно, условно, разделить на киевский и дальневосточный.

Киевский период связан, прежде всего, со становлением А.Д. Верхотурова как учёного. Решающую роль в его судьбе сыграл член-корреспондент Г.В. Самсонов (1918-1975), заместитель директора по науке Института проблем материаловедения АН Украины, который пригласил его в аспирантуру, разглядев будущего учёного, а впоследствии познакомил с академиком Б.Р. Лазаренко. В Институте проблем материаловедения АН УССР, в то время головном институте в СССР по материаловедению, Анатолию Демьяновичу посчастливилось общаться непосредственно с рядом выдающихся учёных. Это были академики: В.И. Трефилов, И.Н. Францевич, И.М. Федорченко, В.В. Скороход, а также П.С. Кислый, А.И. Райченко, Д.М. Карпинас, Г.Г. Карюк, Г.Г. Гнесин, М.М. Ристич и другие, известные не только в СССР, но и за рубежом.

С большим уважением и теплотой Анатолий Демьянович вспоминал общение по совместной научной работе с киевскими учёными-материаловедами, среди которых были его друзья – соавторы данной книги – д.т.н. Б.А. Ляшенко (рис. 3 – со своими соратниками по работе – д.т.н. В.И. Мирненко и к.т.н. А.В. Рутковским, вложившими большой труд в данную монографию, ч. 1, по исследованию вакуум-плазменных покрытий – ВПП) и д.т.н. И.А. Подчерняева (рис. 3 – с соратником к.т.н. В.М. Панашенко, вложившим большой труд в данную монографию, ч. 2, по ЭИЛ титана керамическими анодными материалами).



Рис. 3. Б.А. Ляшенко, И.А. Подчерняева, В.И. Мирненко, А.В. Рутковский, В.М. Панашенко

Своими друзьями он также называл учёных материаловедов докторов наук Л.Ф. Прядко (рис. 1), М.С. Ковальченко, И.М. Муха, других: И.И. Тимофееву, А.Д. Панасюк, В.А. Лавренко, Г.А. Бовкун, С.З. Бакала, Е.А. Зайцева, а также д.т.н. В.И. Золотых (Москва), “электроискровиков” А.Е. Гитлевича, В.В. Михайлова, В.И. Иванова, В.А. Михайлюка (Молдова), с уважением вспоминал автора установки для ЭИЛ “ЭЛФА” (1978) Богомила Т. Антонова (Болгария), других.

Дальневосточный период научной деятельности. Планы на этот период жизни Анатолий Демьянович выстраивал с 1979 г. после ухода из жизни второго его учителя, академика Б.Р. Лазаренко. Этот период для Анатолия Демьяновича являлся наиболее интенсивным в общении с учёными руководящего состава АН СССР и РАН и связан с организацией и становлением двух академических институтов на Дальнем Востоке при непосредственном его участии: Институт Машиноведения и металлургии в Комсомольске-на-Амуре (ИМиМ), открыт **12 июля 1988** г. и, наиболее значимое событие в его жизни, – Институт материаловедения в Хабаровске (ИМ ХНЦ ДВО РАН) – от **1 октября 1991** г.

В этот период Анатолию Демьяновичу приходилось обсуждать и решать вопросы с **президентами АН**: Президентом АН СССР академиком (с 1953 г.) А.П. Александровым; вице-президентом РАН академиком Г.А. Месяцем (с 1984 г.); Президентом РАН академиком Ю.С. Осиповым (с 1987); президентом РАН В.Е. Фортовым (с 1991 г.); академиками и будущими академиками: Б.Е. Патонном (с 1962 г.), Н.М. Жаворонковым (с 1962 г.); В.Н. Анциферовым (с 2000 г.); Н.А. Шило (с 1970 г.); Ю.В. Цветковым (с 2006 г.); В.Я. Шевченко (с 2000 г.); В.И. Сергиенко (с 2000 г.); Ю.А. Косыгиным (с 1970 г.); В.И. Ильичёвым (с 1981 г.); В.И. Ревнивцевым (с 1981 г.); Е.В. Золотовым (с 1987 г.); К.А. Ющенко (с 2003 г.); В.П. Мясниковым (с 1960 г.); С.А. Лебедевым (с 1953 г.) из Киевского института прочности; В.И. Ильичёвым, с 1985-1990 возглавлявшим Президиум ДВНЦ; Г.Б. Еляковым (с 1987 г.), председателем ДВО РАН (1991-2001 г.); П.Я. Баклановым (с 2003 г.), директором Института экономических исследований (1987-1991) и ИТИГ ДВО РАН (1991-2016); П.А. Минакиром (с 2006 г.), директором и научным руководителем ИЭИ (1991-2016); К.В. Фроловым (с 1984); Н.П. Лавёровым (с 1987 г.); В.А. Акуличевым (с 2000 г.); Г.В. Смирновым (с 1992 г.); В.М. Бузником (с 1979 г.); В.А. Коптюгом (с 1987 г.); Ю.Д. Третьяковым (с 1987 г.); А.И. Холькиным (с 2011 г.); И.П. Дружининым (с 1994 г.), организатором и председателем президиума Хабаровского научного центра ДВО РАН. Н.П. Лякишевым (с 1987); В.Л. Гинсбургом (с 1966 г.); В.Е. Паниным (с 1987 г.); В.П. Ларионовым (с 1997 г.); Ф.А. Кузнецовым (с 1987 г.), директором Новосибирского института неорганической химии. Практически со всеми из них Анатолий Демьянович находил взаимопонимание, имел с ними не просто деловые, но и в дружеские отношения.

На протяжении **дальневосточного периода** своей научной деятельности А.Д. Верхотуров поддерживал тёплые и дружеские отношения со многими **членами-корреспондантами АН СССР и РАН и директорами академических институтов ДВ**. Среди них: Е.Г. Ипполитов (член-корреспондент с 1979 г.) директор Института химии; В.Ю. Глущенко (с 1991 г.); В.Г. Лифшиц (с 1997) учёный секретарь Президиума ДВО РАН и директор (с 1984 г.) Института автоматизации и процессов управления ДВО РАН; Е.И. Богданов (с 1981 г.) основатель и директор ИГД ДВНЦ АН СССР; Ч.Б. Борукаев (с 1987 г.) директор

(1988-1992 г.) ИТиГ ДВО РАН; Е.Д. Теряев (с 1987 г.) зам. учёного секретаря Президиума РАН; Ю.В. Гагаринский (с 2013) директор-организатор (1905-1976) Института химии ДВО РАН; А.А. Буренин (с 2008 г.) директор Института машиноведения и металлургии ДВО РАН, созданного Анатолием Демьяновичем в 1988 г., Б.А. Воронов (с 2006 г.), директор и главный научный сотрудник (1996-2016 г.) ИВЭП ДВО РАН; С.И. Смагин (с 2000 г.) директор (с 1992 г.) Вычислительного центра ДВО РАН; С.М. Родионов (с 2003 г.) директор ИТиГ (с 2003); М.Н. Бабушкин (с 1976 г.) директор (1972 по 1988 г.) Хабаровского комплексного НИИ ДВЦ АН СССР; крупный учёный-металловед автор учебников «Металловедение» (7 изданий), гроссмейстер А.П. Гуляев (1908-1998).

Ряд научно-организационных задач Анатолию Демьяновичу удавалось решать за счёт тесного контакта и добрых, деловых отношений с **ректорами высших учебных заведений ДВ**. Среди них: В.М. Власенков ректор КНАПИ (1982-1992); Ю.Г. Кабалдин ректор КНАГТУ (1992-2007); А.М. Шпилёв ректор КНАГТУ (2007-2013) и Э.А. Дмитриев, ректор (с 2014 г.); В.К. Булгаков, ректор (1987-1998) Хабаровского государственного политехнического института (ХГПИ) и ректор (1998-2002) Хабаровского государственного технического университета (ХГТУ); ректор ХГТУ с 2002 г. и ТОГУ с 2005 г. – С.Н. Иванченко – депутат Законодательной думы и и.о. секретаря регионального отделения “Единой России”; друзьями А.Д. Верхотурова были В.Г. Григоренко ректор (с 1989 г.) Хабаровского института железнодорожного транспорта (с 1993 г. ДвГУПС), ректоры ДвГУПСа Б.Е. Дынькин, Ю.А. Давыдов (с 2015 г.); ректор АмГУ Б.А. Виноградов (1988-1998 г.), А.Д. Плутенко ректор АмГУ (с 1999 г.) и Е.С. Астапова (2008-2012, когда АмГУ был признан неэффективным), а с мая 2012 г. вновь ректор А.Д. Плутенко – Лауреат премии Правительства РФ в области образования; В.Г. Радченко и Ю.А. Огнев – руководители Арсеньевского вертолётного завода, куда Анатолий Демьянович неоднократно выезжал обсуждать результаты совместных работ.

А.Д. Верхотуров научные вопросы решал со многими докторами наук, одним – помогая доброжелательно и бескорыстно в их становлении учёными, другие – были просто его друзьями, с которыми приходилось советоваться и обсуждать научные проблемы. Это: заслуженные деятели науки РФ П.С. Гордиенко, М.М. Михайлов, А.И. Евстигнеев, В.А. Лашко, Ри Хосен, доктора наук: В.Л. Бутуханов, В.И. Одинокоев, В.А. Ким, Э.Г. Бабенко, В.А. Секисов, М.Е. Аблесимов, В.В. Виноградов, А.П. Кузьменко, Б.Я. Мокрицкий, В.С. Фадеев, Ю.А. Мамаев, И.Ю. Рассказов, Л.А. Резниченко, В.А. Забродин В.А., В.А. Иванов, С.И. Клепиков, В.М. Давыдов, В.Ф. Бойко, В.М. Макиенко, З.Г. Мирзеханова, и многие другие.

Решение ряда неотложных организационных вопросов для А.Д. Верхотурова зачастую не вызывало больших затруднений, т.к. он имел хорошие дружеские отношения и находил общий язык со многими **влиятельными лицами**. Среди них д.х.н., министр Г.А. Ягодин (член-корреспондент с 1971 г.), Первый секретарь Хабаровского крайкома КПСС А.К. Чёрный, секретарь Хабаровского Крайкома В.С. Пастернак, председатель горисполкома г. Комсомольска-на-Амуре (1989-1991 г.) к.т.н. Ю.Ф. Матвеев. Как вспоминал А.Д. Верхотуров: “при этих встречах всегда присутствовал работник Отдела науки Крайкома КПСС А.П. Кузьменко” (д.ф.-м.н. с 2004).

Высокая научная активность в почтенные годы сделала Анатолия Демьяновича заметным учёным. За период работы на **Дальнем Востоке**, он продолжал поддерживать связи и плодотворно работать после развала СССР с друзьями и соратниками по науке в странах, поневоле оказавшихся зарубежными. Он продолжал сотрудничество и поддерживал отношения с коллегами из **Украины, Молдовы, Германии, Сербии, Белоруссии**.

С глубоким уважением к нему относились многие учёные и коллеги из различных городов нашей страны. Из **Москвы** – заведующий кафедрой порошковой металлургии и покрытий, директор Научно-учебного центра СВС МИ-СиС д.т.н. Е.А. Левашов; Лауреат Ленинской Премии, старейший из “электроискровиков” Главный конструктор электроискрового оборудования электронной промышленности, основатель прецизионного электроискрового машиностроения к.т.н. Б.И. Ставицкий (1927 г.р.); другие учёные- “электроискровики” – друг и соратник к.т.н. В.И. Иванов, заведующий Лабораторией ВИМ, д.т.н. директор ГОСНИТИ Ф.Х. Бурумкулов, а также с руководителем Центра по изучению проблем информатики ИНИОН РАН к.ф.н. Ю.Ю. Чёрный. Из **Перми** – академик В.Н. Анциферов, дальневосточник, основатель и руководитель Научного центра порошкового материаловедения (НЦ ПМ) ГОУ ВПО. Из **Томска** – добрые товарищеские отношения Анатолий Демьянович поддерживал с академиком В.Е. Паниным, основателем физической мезомеханики и Института физики прочности и материаловедения СО РАН и его сыном д.т.н. С.В. Паниным; с заведующим Лабораторией радиационного и космического материаловедения Заслуженным деятелем науки РФ д.т.н., Ведущим профессором МОиН РФ М.М. Михайловым, который называл Анатолия Демьяновича своим братом. **Комсомольск-на-Амуре** – город, с которым у Анатолия Демьяновича связано большое количество друзей и соратников. Это член-корреспондент РАН А.А. Буренин, ставший директором ИМиМ после д.т.н. В.И. Одинокова, являвшегося преемником А.Д. Верхотурова в этой должности. С институтом ИМиМ связаны многие имена его друзей: заслуженный деятель науки РФ, В.М. Козин, д.т.н. и ученик Анатолия Демьяновича Фадеев В.С., заслуженный изобретатель

РФ И.Г. Сапченко, заместитель директора ИМиМ по научной работе Н.С. Ловизин, к.т.н. В.П. Балов, ученики Анатолия Демьяновича кандидаты наук Е.Н. Емельянов, А.В. Конаков, Ю.Л. Чигрин, О.В. Штанов О.В. Его друзья и соратники у из КНАГТУ, с которыми он до последних дней поддерживал дружеские отношения. Это доктора наук: А.И. Евстигнеев, А.М. Шпилёв, А.В. Ким, Б.Я. Мокрицкий, В.И. Муравьёв, А.В. Космынин, О.В. Башков, М.Ю. Сарилов, Б.Н. Марьин, В.В. Петров, многие другие. **Владивосток** для Анатолия Демьяновича являлся особым городом, где он в юности, в свои 23 года, окончил Владивостокское Высшее инженерное морское училище. До конца своих дней он продолжал сотрудничество с Владивостокскими друзьями. Это, прежде всего, – д.т.н. П.С. Гордиенко, Заслуженный деятель науки, Лауреат Премии Правительства РФ, заведующий Лабораторией защитных покрытий и морской коррозии. Надо сказать, что Павел Сергеевич – его настоящий и преданный друг, обеспокоенный ухудшением состояния Анатолия Демьяновича, он, отбрасывая все дела, срочно прилетал из Владивостока в Хабаровск с целью активизировать оказание врачебной помощи с привлечением лучших врачей; д.т.н., профессор ДВФУ изобретатель СССР В.А. Достовалов, кандидаты наук ИХ ДВО РАН Е.С. Панин, С.Б. Ярусова, И.Г. Жевтун, начальник редакционно-издательского отдела НОУ Инженерной школы ДВФУ; ответственный секретарь редколлегии журнала “Вестник Инженерной школы ДВФУ” Г.Б. Арбатская, другие. Из **Благовещенска** – это, прежде всего, д.т.н. Б.А. Виноградов, назначенный в 1988 г. министром ВССО РСФСР И.Ф. Образцовым на должность ректора Благовещенского технологического института, а также д.т.н. Н.С. Костюков, автор “радиационного материаловедения” и более 20 монографий, доктора наук: А.Д. Плутенко, Е.С. Астапова, Е.А. Ванина, ученики Анатолия Демьяновича: декан инженерно-физического факультета АмГУ, заведующий Лабораторией обработки материалов концентрированными потоками энергии к.т.н. В.А. Козырь, заведующая кафедрой к.т.н. Т.В. Глабец. Из **Якутска** – председатели ЯНЦ СО РАН академик В.П. Ларионов (1992-2002), члены-корреспонденты Ю.С. Уржумцев, А.Ф. Сафронов, М.П. Лебедев; Лауреат премии Правительства РФ, президент центров “Сварка” и “Диагностика” О.И. Слепцов, учёный секретарь к.ф.-м.н. Т.А. Капитонова, Генеральный директор “ООО ЦТТ” к.т.н. А.К. Кычкин. Из **Улан-Удэ** – член-корреспондент Председатель Президиума Бурятского филиала СО АН СССР М.В. Махосоев; директор БИП СО РАН, д.г.н., профессор Е.Ж. Гармаев. Из **Ростова-на-Дону** – Заведующая Отделом интеллектуальных материалов и нанотехнологий НИИ физики ЮФУ д.ф.-м.н. профессор Л.А. Резниченко. Из г. **Севастополя** – друг и соратник Анатолия Демьяновича, заведующий кафедрой “Технология машиностроения” Севастопольского национального Технического университета, к.т.н.

Л.М. Мурзин. Из **Новосибирска** – г.н.с. ИГД СО РАН, д.ф.-м.н. Л.А. Назарова. Из **Курска** – д.т.н. профессор, А.Г. Ивахненко, член редколлегии журнала “Известия ЮЗГУ”.

Хабаровск. С 1 октября 1991 г. этот город навсегда стал его родным городом, когда Президиум ДВО РАН принял решение о создании Института материаловедения (по словам Анатолия Демьяновича: “Судьбы свершился приговор”). И в настоящее время практически все работники Института материаловедения считают, что обязаны судьбе, которую предопределил им Анатолий Демьянович – работать в этом Институте материаловедения, которому, по сути, следует дать имя Верхотурова. Многие годы А.Д. Верхотуров предполагал будущее направление этого института – работать с целью дальнейшего развития НМ и, прежде всего, её нового этапа – материаловедения. Следует сказать, что с большим уважением Анатолий Демьянович относился к старейшим работникам, имена которых связаны с периодом создания и становления ИМ ХНЦ ДВО РАН. Это заведующий Лабораторией неорганической химии ОФХНМ В.К. Вальцев, бывший заместитель директора Института неорганической химии, о котором академик Ф.А. Кузнецов (с 1987 г.) сказал: “Он – мой учитель”; доктора наук: И.А. Подчерняева, В.Л. Бутуханов, В.В. Виноградов, Н.Е. Аблесимов, В.А. Ким, С.В. Николенко, Т.Б. Ершова, С.Н. Химухин; кандидаты наук: В.В. Гостищев, Н.В. Лебухова, А.М. Сундуков, В.Н. Бруй, а также Н.М. Потапова, И.В. Сокол, Ю.Ф. Гладких, Т.А. Шевелёва, Г.П. Комарова, Н.С. Столярова, И.П. Колупаев, другие. В Хабаровске Анатолий Демьянович продолжал активное научное сотрудничество с коллегами и друзьями из академических и учебных институтов города. Из **ДВГУПС** это доктора наук В.Г. Григоренко, Б.Е. Дынькин, Ю.А. Давыдов, Э.Г. Бабенко, В.М. Макиенко, а также Е.Н. Кузьмичёв, А.В. Лукьянчук, Е.А. Лихачёв, И.О. Романов, Д.В. Строителев. Из **ТОГУ** – доктора наук В.К. Булгаков, В.А. Лашко, В.М. Давыдов, Ри Хосен, В.А. Забродин, В.А. Иванов, С.И. Клепиков, О.Ю. Еренков, а также С.В. Коваленко, другие. Из **ИГД** – член-корреспондент Е.И. Богданов, доктора наук Ю.А. Мамаев, Ю.И. Рассказов, В.Ф. Бойко, а также Г.С. Коренчук, Г.С. Падуков, и другие. Во время работы в **ИВЭП** ДВО РАН Анатолий Демьянович тесно и плодотворно сотрудничал с членом-корреспондентом Б.А. Вороновым, а также докторами наук З.Г. Мирзехановой, с учёными смежных институтов: членом корреспондентом С.И. Смагиным, с коллегами и друзьями: В.Г. Крюковым, В.В. Чаковым, В.Д. Власенко, А.Н. Махиновым, А.П. Бердниковым, А.Л. Верхотуровым, И.Д. Дебелой, К.В. Ионкиным, другими. Продолжал сотрудничать с коллегами других городов, и всех их трудно перечислить.

А.Д. Верхотуров и новый этап в развитии науки о материалах. В воспоминаниях о своём детстве А.Д. Верхотуров рассказывал, как пережил горькую утрату своего отца в войне с Германией, вследствие чего в послевоенное время, будучи ещё ребёнком, он особенно остро воспринимал стремление окружающих противостоять силам зла, чтобы делать добро. В этих воспоминаниях, он говорил, что, будучи ещё ребёнком, твёрдо решил: “вырасту – сделаю технику, она убьёт врагов, а работать будет для нашего народа”. Советское воспитание жить во имя добра, справедливости, сформировало главный его побудительный мотив и цель – стремление к созданию благ для жизни народа, что глубоко врезалось в память маленького мальчика и определило направление его будущей деятельности – жить во имя великой созидательной идеи – создавать блага своему (в то время советскому) народу.

Вторым побудительным мотивом деятельности А.Д. Верхотурова был его пытливый ум, стремление осознать своё время и место в истории, философские понятия и установки жизни. На протяжении всего своего творческого пути он систематически продолжал поиск ответов на вопросы о вечности, времени, сути бытия, направления жизни, осознания в ней своего места, места учёного. Он постоянно искал ответ на вопрос, что делать и как удавалось великим людям прошлого творить великие дела во благо человечества. Анатолий Демьянович глубоко переживал, что врагам народа удалось развалить первую в мире Советскую страну, в которой провозглашались идеи народной справедливости и создания материальных благ, а не наживы одних за счёт других...

Однажды, просматривая один из лучших междисциплинарных изданий по НМ “ЖОМ” [1], ученик Анатолия Демьяновича к.т.н. Л.А. Коневцов принёс ему опубликованный в 2006 г. “Список-100” наиболее важных событий и людей, повлиявших на развитие наук о материалах”, утверждённый путём голосования на встрече материаловедов общества “TMS” в Орландо (США, 4200 присутствующих из 68 стран). Этот “Список” произвёл на Анатолия Демьяновича глубокое впечатление. В “Списке-100” от нашей страны был представлен лишь один человек – член-корреспондент Петербургской Академии наук Д.И. Менделеев (рис. 4), который после повторных голосований вошёл сначала в “Список-50”, затем “Список -10” [2], а затем оказался первым величайшим учёным Земли, внёсшем наиболее существенный вклад в развитие НМ. Данные о результатах признания величайшего события опубликованы также в журнале “Химия и жизнь” [3]. “Список” охватил период развития человеческой цивилизации 30 тыс. лет (28 тыс. до н.э.), поэтому представляет значительный интерес его анализ. События в “Списке” являются вехами становления и развития НМ и фундаментом построения будущих её этапов. Они показывают вектор развития, являются базой прогноза, разработки перспективных направлений и исследова-

ний по созданию материалов с требуемыми функциональными свойствами, а также оценки вклада отдельных учёных в сокровищницу мировой науки.

Эти направления развития НМ, по мнению Анатолия Демьяновича, должны стать составными частями нового этапа в развитии НМ, а по сути – новой фундаментальной науки – материалогии, предложенной им в 2004 г. [4]. Анализируя фундаментальные основы новой зарождающейся науки, А.Д. Верхотуров изучил подходы к оценке отдельных этапов развития НМ, одним из которых была теория Т. Куна [5] о парадигмальном развитии наук, которую он использовал при разработке принципиальных положений, основ становления материалогии – парадигмального принципа [6]. Поэтому информацию, заложенную в содержание “Списка”, по нашему мнению, также следует дополнить с учётом вклада учёных, внёсших вклад в развитие парадигмального подхода в НМ. Была предложена схема формирования НМ: “идея→ инкубационный период→ практические парадигмы→ научные парадигмы” [6]. Было видно, что в “Списке” не учтён парадигмальный подход, а также отсутствовали основополагающие данные о влиянии на развитие наук о материи, материале, “вещи” вклада древнегреческих учёных и, прежде всего, Демокрита, Аристотеля, Феофаства, Левкипа (рис. 4). Древнегреческий период, рассматриваемый с высоты нашего времени как инкубационный, характеризуется в НМ, как период становления и развития практической и познавательной идеи. Эта идея содержала в себе ряд общепринятых идей. Многие столетия существовала идея алхимического направления о возможности превращения одного элемента в другой. Затем появилась “атомная” парадигма Демокрита и “стихийная” (Платона-Аристотеля). Далее – идея создания “вещи” – “основы бытия” (парадигма Аристотеля): “перво-материал→ энергия→ интеллект→ форма→ вещь”, которая до сих пор не получила необходимого развития применительно к современным условиям получения “вещи”. При этом алхимическая идея продолжала существовать ещё столетия и была впервые реализована в 1919 г. Э. Резерфордом, который выполнил первое искусственное превращение элементов (азота в кислород). Таким образом, первыми парадигмами в истории развития знаний о материи и материалах были, последовательно, познавательно- практические парадигмы Демокрита и Аристотеля, и их имена следовало бы внести в “Список”.

В своё время В. Гейзенберг сказал [7]: “Мне в голову не могло прийти видеть в естествознании и технике нашего времени мир, принципиально отличный от философского мира Пифагора или Евклида”. Мы же считаем, что без идей инкубационного периода, рождённых древнегреческими мыслителями Демокритом, Аристотелем, Феофаством, Левкиппом, без идей парадигмального подхода научного периода русских учёных М.В. Ломоносова, Д.И. Менделеева, П.Г. Соболевского, Д.К. Чернова, Н.С. Курнакова, В.И. Вернадского, Б.С. Ба-

лакшина, И.В. Тананаева, Г.В. Самсонова, В.И. Коптюга, А.Д. Верхотурова (рис. 4) невозможно рассматривать становление и развитие НМ.



Рис. 4. Учёные, с именами которых связано появление научных парадигм и этапов в становлении и развитии НМ за период до настоящего времени

Анатолий Демьянович заметил, что в “Списке” нет сведений о ряде эпохальных событий: появлении порошковой металлургии П.Г. Соболевского (1827 г.), упоминаний о парадигмах Н.С. Курнакова (1906 г.), И.В. Тананаева (1939 г.), Г.В. Самсонова (1975 г.), о создании электроискровой обработки Б.Р. Лазаренко (1943 г.), др. Спорным является включение “парадигмы Совье”, который в 1912 г. опубликовал результаты исследований железоуглеродистых сплавов по схеме “процесс→ структура→ свойства”, будто она “является главной парадигмой материаловедения”. Хотя материаловедению соответствует парадигма Г.В. Самсонова “состав→ технология→ структура→ свойства” (табл. 1), действующая сегодня параллельно с новой парадигмой нового этапа в развитии НМ – материалогии. Тем более, сам А. Совье в своей монографии назвал русского учёного Д.К. Чернова, отцом металлургии, который до него исследовал схему “процесс→ структура→ свойства”, впервые установил полиморфические превращения сталей и открыл критические точки фазовых пре-

вращений (“точки Чернова”). Выводы Д.К. Чернова, а позже и А. Совье, скорее явились предтечей парадигмы И.В. Тананаева “состав→ структура→ свойства” (табл. 1). А **первой** парадигмой в НМ является парадигма Д.И. Менделеева, которая появилась задолго до А. Совье.

Д.И. Менделеевым в своё время был совершён величайший научный подвиг – прорыв в НМ, с которого начался, собственно, научный подход в прогнозировании свойств материалов. С именем Д.И. Менделеева появилась **первая** концептуальная основа, модель постановки проблем и их решений – **парадигма Менделеева**: “Химический состав элементов→ свойства” (табл. 1). В работе “Общий характер диалектики как науки” Ф. Энгельс писал, что Д.И. Менделеев “совершил научный подвиг” (Архив К. Маркса и Ф. Энгельса, кн. 2-я, с. 227). Даже оппозиционер Л. Троцкий в докладе IV Менделеевскому съезду 17.09.1925 г. признал: “Логика периодической системы, хотя и перестроенной в дальнейшем, оказалась сильнее консервативных ограничений, которые хотел в неё внести её собственный творец... Через Периодическую систему Менделеева, через химию радиоактивных веществ диалектика празднует свою самую замечательную победу!” (“Химия и жизнь”, 2009, № 2). **Первая** научная парадигма “нового времени” Д.И. Менделеева “состав элементов→ свойства” (табл. 1) появилась и была признана в 1869 г., а в 2019 году мы отмечаем её 150-летие. Таким образом, научный период был ознаменован появлением научных идей парадигмального подхода в НМ (табл. 1).

Таблица 1

Парадигмы научного периода в развитии НМ

1869 г.	Менделеев	“Химический состав элементов→ свойства”
1878 г.	Чернов-Сорби	“Структура→ свойства”
1906 г.	Курнаков	“Состав вещества→ свойства”
1939 г.	Тананаев	“Состав→ структура→ свойства”
1975 г.	Самсонов	“состав→ технология→ структура→ свойства”
2006 г.	Верхотуров	“ФН материала изделия→состав исходного сырья→ технология ЦКВМ ⁽³⁾ → структура→ свойства материала изделия”

ЦКВМ⁽³⁾ – циклический круговорот вещества и материалов во “второй природе” при минимальной энтропии; ФН – функциональное назначение.

Второй стала научная парадигма Д.К. Чернова “структура→ свойства” (табл. 1). Идея второй парадигмы закладывалась в первых работах по исследованию под микроскопом структур металлов М.В. Ломоносовым (1741-1743 г.) [8] и сплавов (в том числе дамасской стали), выполненных П.П. Аносовым в 1831 г. с использованием и разработкой травителей шлифов. Однако систематическая работа по изучению структуры сталей была выполнена Д.К. Черновым и позже Г.К. Сорби. **Третьей** общепризнанной парадигмой стала парадигма ос-

нователя физико-химического анализа Н.С. Курнакова: “состав вещества→ свойства” (табл. 1), но уже не элементов, а соединений [9]. При дальнейшем развитии НМ появилось множество диаграмм состояний, позволяющих прогнозировать многие свойства соединений. Детальное исследование железоуглеродистых сталей показало, что на их свойства значительное влияние оказывает микроструктура, кристаллическая и так далее.

В 1939 г. академиком И.В. Тананаевым [10] была предложена очередная (**четвёртая**) трёхзвенная парадигма “состав→ структура→ свойства” (табл. 1), которая долгое время была основополагающей в материаловедении. Однако все предыдущие парадигмы были направлены на изучение веществ и материалов, на знания их потребительских свойств для практических нужд. К 1970 годам резко обозначился вопрос не только изучения материалов и повышения их свойств, но и создания технологий получения принципиально новых материалов, решение которого было показано новой и последней (**пятой**) парадигмой материаловедения члена корреспондента Г.В. Самсонова [11]: “состав→ технология→ структура→ свойства” (табл. 1). Следует заметить, что ещё в трудах М.В. Ломоносова [8] прослеживается использование идеи этой парадигмы, но поднять её до уровня общепринятой парадигмы удалось учителю Анатолия Демьяновича – члену- корреспонденту Г.В. Самсонову. Парадигма Г.В. Самсонова ознаменовала собой заключительный этап в развитии материаловедения и явилась базой нового этапа в развитии НМ – материалогии.

В развитие парадигмы Г.В. Самсонова в Институте материаловедения ХНЦ ДВО РАН была предложена **новая** парадигма нового этапа в развитии НМ – материалогии (2006 г.): “Функциональное назначение материала изделия→ состав исходного сырья→ технология ЦКВМ^(э)→ структура→ свойства” (табл. 1) [12]. При этом, благодаря трудам крупного русского учёного- машиностроителя д.т.н., Б.С. Балакшина (рис. 4) [13] в формулировке парадигмы материалогии, как нового этапа в развитии НМ, появился признак функционального (служебного) назначения материала, изделий, средств деятельности, включая методологию [14-16] в уточнениях этого признака. Следует отметить, что появление нового, материалогического этапа в развитии НМ, связано с учётом энтропийно- экологического фактора [17] и с именами других русских учёных, в их числе: А.П. Александров, В.И. Трефилов, Н.М. Жаворонков, Я.Д. Вишняков, Е.И. Богданов, Ю.В. Цветков, Ф.Д. Ларичкин, Б.А. Воронов. При этом предполагается использование новых технологий, не создающих глобальных проблем человечеству, решение которых способствует объединению многих наук в единую НМ, учитывающую энтропийно- экологический фактор. Новая парадигма охватывает все НМ (и их разделы) в одну, способную объединить теорию и практику создания материалов с заданными свойствами и средств деятельности

из них (рис. 5). При этом реализуется цепочка “дуги Ломоносова” [18] от геологии, горного дела, минералогии и кристаллографии до металлургии, физикохимии и экологии, которые являются основой направления развития цивилизации – разумного преобразования природы с целью производства материалов и средств деятельности из них (создания материальных благ).

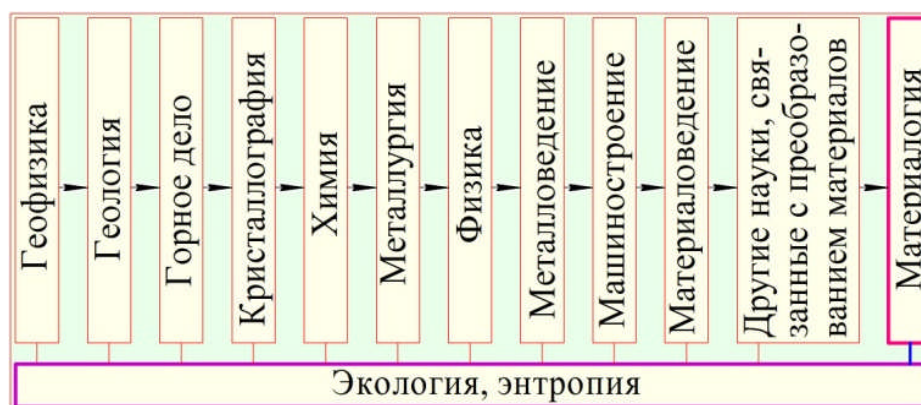


Рис. 5. Объединение ряда НМ решением экологических проблем биосферы Земли

В настоящее время развитие НМ требует изменения вектора не только её развития, но и всей науки [19]. Объектом исследования материаловедения, дополнительно, стало исходное минеральное, растительное сырьё и отходы. Формируются новые её разделы [20]: материалогия поверхности, объёмных материалов, минералогическая, отходов, энтропийно-экологическая, т.д. При этом изучается получение материалов и средств деятельности с учётом производственно-экологического циклического круговорота вещества и материалов (ЦКВМ) во “второй природе”, как её называл ещё Цицерон, – природе, преобразованной и творимой руками человека. На современном этапе развития человечества заключительным звеном преобразования материалов в требуемые средства деятельности является машиностроение, и ему должны быть подчинены все предыдущие звенья ЦКВМ [12].

С учётом “Списка-100” и парадигмального подхода к науке необходимо, по нашему мнению, дополнительно отметить, что имя А.Д. Верхотурова в развитии НМ следует включить в “Список” наряду с именами таких великих мыслителей, как Демокрит, Аристотель, Феофаст, Левкипп, М.В. Ломоносов и других, а работа над “Списком” должна быть продолжена. Обоснованное появление в этом “Списке” имени А.Д. Верхотурова обусловлено прозорливым описанием им впервые в истории НМ нового этапа её развития. Описание А.Д. Верхотуровым материалогии, по нашему мнению, можно приравнять к научному

подвигу, навеки обессмертившему его имя. Становление и развитие материаловедения всё больше осознаётся человечеством.

Однако, в последние годы А.Д. Верхотуров предчувствовал возможность иного сценария распространения учения о новом этапе в развитии НМ – материаловедения – развития и возможного присвоения идеи этого учения исследователями зарубежных стран без упоминания при этом учёных России. Так, например в **Германии** в настоящее время эта идея развивается и широко обсуждается (учёные Е. Хорнбёген, Е. Вернер, Г. Еггелер, другие) под названием “Интегральное материаловедение”. В **Индии**: профессор доктор Канни Радж (A. Kanni Raj, г. Тируваллур, Университет Велтех, Ченнаи; VelTech University, Chennai) опубликовал книгу Materialogy (Материалология). 2017. 181 с.; а также ряд других трудов по материаловедению: Materialogy – Structure, Properties (Материалология – структура и свойства); Materialogy and Nanotechnology (Материалология и нанотехнология). В **Китае** материалология становится изучаемой дисциплиной и специальностью, по материалологии присуждается учёная степень бакалавра, магистра, доктора наук (г. Шанхай, Восточно-китайский университет науки и техники); в Тяньцзиньском Политехническом Университете открыта аспирантура и докторантура по материалологии. В **США** и странах **ЕЭС**, например в **Англии**, быстрыми темпами развивается раздел материалологии отходов под названием “рециклинг”. При этом без упоминания трудов о материалологии А.Д. Верхотурова. Даже в родном для А.Д. Верхотурова созданном им Институте материаловедения ХНЦ ДВО РАН руководство (в период до июля 2019 г.) не поддерживало развитие материалологии. В отличие от древнегреческой науки, направленной на познание законов природы, от “ломоносовской” науки, направленной на благо народа России, сегодня олигархическая срамота нашей страны видит назначение науки в обслуживании своих интересов. Противоположное направление российской науке на обслуживание зарубежных интересов, остроумно навязываемое через систему поощрений глобальных индексов цитирования Scopus и Web of Science, к тому же ведёт к дифференциации НМ, дроблению её исследований на частные направления в области физики, математики, химии, а не на объединение и интеграцию в единую НМ – материалологию. Налажена система поощрения научных плодов труда учёных России на отправку за рубеж. Однако материалология в нашей стране находит поддержку в ряде институтов г. Хабаровска: ДВГУПС (д.т.н. В.М. Макиенко), ИВЭП (член-корреспондент Б.А. Воронов), ИТИГ (к.г.-м.н. В.Г. Крюков, д.г.-м.н. Н.П. Романовский), ТОГУ (к.т.н. С.В. Коваленко); в Комсомольском-на-Амуре КНАГТУ (д.т.н. А.М. Шпилёв, д.т.н. Евстигнеев, д.т.н. Б.Я. Мокрицкий); в Благовещенском АмГУ (к.т.н. А.В. Козырь); в Ростовском-на-Дону НИИ физики ЮФУ (д.ф.-м.н. Л.А. Резниченко, д.ф.-м.н. И.А. Вербенко). Становится всё более оче-

видным, что развитие нового этапа в НМ и её разделов неизбежно. В НМ вопрос ставится так: либо, в интересах сохранения будущего нынешней цивилизации изменить существующий вектор развития НМ (направленный, на интересы транснациональных корпораций), глубоко осознать новую парадигму материалогии, – либо не учитывать появление нового этапа развития НМ, энтропийно-экологический фактор, что грозит гибелью цивилизации, т.к. ошибки, допущенные и непродуманные на начальном этапе становления и развития материалогии в будущем для человечества станут неисправимыми.

А.Д. Верхотуров дал собственное определение “материалогии”, обозначив основные задачи и стратегические направления дальнейших исследований на основании выполненных работ и анализа литературных данных. Совместно с соавторами (членом-корреспондентом Б.А. Вороновым, д.т.н. А.М. Шпилёвым, д.т.н. А.И. Евстигнеевым, к.т.н. Л.А. Коневцовым) им показано, что в настоящее время НМ, как и другие науки, должны изменить свой вектор развития с учётом решения глобальных проблем человечества, угрожающих ему гибелью. Он показал, что материалогия должна состоять из нескольких разделов. Например, целью и задачей минералогической материалогии является получение материалов из минерального сырья в регионе его добычи, других разделов – из растительного сырья, из отходов с использованием концентрированных потоков энергии, что ранее в материаловедении не изучалось; материалогия поверхности – должна изучать создание требуемой поверхности, энтропийно-экологическая материалогия – сосредоточиться на продолжении жизнедеятельности.

Таким образом, в “Список-100” следует внести изменения, дополнив события и людей оказавших наибольшее влияние на разработку концептуальных основ и принципиальных положений в НМ. По нашему мнению, “Список” необходимо дополнить именами Д.К. Чернова, Н.С. Курнакова, И.В. Тананаева, Г.В. Самсонова и А.Д. Верхотурова, внёсших существенный вклад в развитии НМ. Их имена следует вписать рядом с именами таких великих мыслителей, как Демокрит, Аристотель, Феофаст, Левкипп, М.В. Ломоносов и других, и работа над “Списком” должна быть продолжена. Если появление в этом “Списке”, Д.И. Менделеева, было обусловлено созданием Периодического закона химических элементов, главного дела его жизни, то появление имени А.Д. Верхотурова – описанием впервые в истории НМ нового этапа её развития. Поэтому имя А.Д. Верхотурова, как автора впервые осознавшего и описавшего появление нового этапа в развитии НМ непременно должно войти в “Список” людей и событий, оказавших существенное влияние на развитие НМ. Неоспоримо, что факт появления материалогии всё больше осознаётся человечеством.

Заслуженный деятель науки д.т.н. профессор Михаил Михайлович Михайлов называл Анатолия Демьяновича братом и посвятил ему стихотворение:

Немало талантов в народе
Открыл на своём ты пути,
Их души, сердца благородил,
Сил дальше придал им идти.

А был всегда ты ершистым,
Не знал никаких ты преград.
И путь свой прошёл каменистый,
Достойный науки солдат.

Ломал ты устои, преграды,
Не гнулся и не лебезил,
Не ждал от науки награды,
Хоть отдал так много ей сил.

Теперь в подведение итогов
Прошедших в науке лет,
Мы скажем: ты создал много
И это для нас не секрет.

Демьяныч, тобой мы гордимся
За то, что сумел ты познать,
Сегодня чуть-чуть прослезимся
И скажем: так дальше держать.

Родственница А.Д. Верхотурова Елена Фурман написала стихотворение “Ещё одна книга прочитанной жизни сегодня закрылась, добравшись до тризны”:

Спасибо господу за Вас,
За Ваше древопродолжение,
Пытливый ум и верный глаз,
За Ваше жизневспоможенье.

Спасибо Вам за Вашу суть,
Несущую в себе благое,
И за желанье “содрогнуть”
Прогресс “незыблемого” строя.

За жажду жизни, за людей,
Которыми Вы прирастали.
За бесконечный круг друзей,
Которому числа не знали.

За отношение к себе
За покорённые вершины.
Достойным был путь на Земле.
Вы были доблестным мужчиной!

Раскрыл объятия Покой
И с Миром встретил у порога...
По Вашим тропам идёт строй
И... продолжается дорога.

Следует отметить, что за плодотворную работу в Российской академии наук Анатолий Демьянович Верхотуров был неоднократно награждён Почётными грамотами Президента Российской академии наук в 1999, 2011 г.г., Почётными грамотами вице-президента РАН (в 2004 г.), Почётными грамотами Президиума ДВО РАН (в 2001, 2002, 2006, 2007 г.г.), орденом Ярослава Мудрого в номинации “Элита науки и образования”, рядом медалей, Почётных грамот, в т.ч. Почетной грамотой Губернатора Хабаровского края.

Мы гордимся, что на Дальневосточной Земле родился и жил такой Человек. Светлая память о Верхотурове Анатолии Демьяновиче навсегда останется в наших сердцах. Низкий поклон Вам, дорогой Человек.

*Л. А. Коневцов, канд. техн. наук
(по поручению учеников
и соратников А.Д. Верхотурова)*

СПИСОК ПРИНЯТЫХ СОКРАЩЕНИЙ

АГТД	– авиационный газотурбинный двигатель;
ВПП	– вакуум-плазменные покрытия;
ИА	– ионное азотирование;
ИП	– исполнительная поверхность;
КИБ	– катодно-ионная бомбардировка;
ЛС	– легированный слой;
МПЭ	– магнитопластический эффект;
НМ	– наука о материалах;
ПС	– поверхностный слой;
СД	– средство деятельности;
ФН	– функциональное назначение;
ХТО	– химико-термическая обработка;
ДН	– детонационное напыление
ИИП	– ионная имплантация поверхности
ЭИЛ	– электроискровое легирование;
ЭП	– эмалевые покрытия;
ЭПЭ	– электропластический эффект;
CVD	– (chemical vapour depositon), метод химического осаждения;
PVD	– (physical vapour depositon), метод физического осаждения.
СВС	– самораспространяющийся высокотемпературный синтез
ДВ	– Дальний Восток
СНГ	– Содружество Независимых Государств
ДВО РАН	– Дальневосточное отделение Российской Академии Наук
ВИАМ	– Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов;
ЦКВМ ^(э)	– циклический круговорот вещества и материалов во “второй природе” при минимальной энтропии.

ВВЕДЕНИЕ

Совершенствование новой техники требует во многих случаях использования в качестве конструкционных материалов титана и его сплавов, обладающих, по сравнению с другими, преимуществом в сочетании ряда свойств. В первую очередь, это сочетание объёмных свойств материала – высокой удельной прочности (выше, чем у большинства сталей) – и поверхностных – твёрдости, износостойкости, коррозионной стойкости, которые определили применения титана в ведущих отраслях машиностроения – аэрокосмического, судостроительного производства, химической промышленности. При этом титановые сплавы применяют в авиации и в космической технике при температурах 250...700 °С, тогда как алюминиевые, магниевые, другие лёгкие сплавы использовать нельзя. Следует отметить успешное использование титана и его сплавов и в других отраслях современного производства различных средств деятельности человека.

Титан является одним из распространённых элементов Земной коры. Природные ресурсы титана превышают в несколько раз общее количество известных и широко применяемых металлов – меди, никеля, свинца, цинка, сурьмы, висмута, золота, платины. По содержанию в Земной коре титан занимает четвертое место среди металлов – после алюминия, железа, и магния, кларковое число титана (по разным данным) достигает 0,4-0,63 %. Замечательной отличительной совокупностью свойств титана и его сплавов являются такие физико-химические и эксплуатационные свойства, как малая плотность, высокая удельная прочность, коррозионная стойкость, технологичность при обработке давлением, хорошая свариваемость, хладостойкость.

Однако открытие титана и его практическое использование произошло сравнительно поздно, в самом конце XVIII в., когда немецкий химик М.Г. Клапрот пришёл к выводу, что минерал рутил представляет собой окисел нового элемента (1795 г.). После этого было предпринято много попыток получить чистый титан и только в 1875 г. это удалось русскому учёному, профессору Московского университета Д.К. Кириллову, а затем в 1887 г. шведам Нильсону и Петерсону [21] восстановлением четырёххлористого титана металлическим натрием. Достижением технологии получения титана была также технология Хантера, в 1910 г. он получил брусок титана с примесями менее 0,51 %.

Первый технологический процесс, открывший перспективы производства титана в промышленном масштабе, был разработан Кролем только в 1940 г., сущность которого заключалась в восстановлении четырёххлористого титана магнием. Титан, полученный в значительных количествах этим способом, послужил основой для приготовления многих сплавов, исследование которых по-

казало, что эти материалы обладают рядом свойств и выгодно отличаются от сплавов на основе железа, алюминия и других материалов. Промышленное производство титановых сплавов началось в США только в 1948 г. и непрерывно возрастает [25]. Более того, в последнее время, например в [22-26], утверждается, что XXI век – это век титана: “С наступлением XXI века в России появилось понятие перехода в ТИТАНОВЫЙ ВЕК, как новую материальную и духовно-нравственную эпоху развития” [26].

В СССР работы по производству титана начались в 1947 г. в Государственном институте редких металлов под руководством академика Н.П. Сажина, а затем были продолжены в ВИАМЕ. В 1953 г. на Ступинском металлургическом заводе (Подмосковье) была налажена работа по выплавке титановых слитков массой до 100 кг на базе вакуумной печи. К тому времени для получения титана и его сплавов на практике начали применять электронно-лучевой и плазменно-дуговой методы.

Повышенный интерес к титану и его сплавам в середине прошлого века побудил научные организации и отдельных учёных к изучению их состава, структуры и свойств, а также к изучению диаграмм состояния, компонентами которых являются титан и легирующий металл. В СССР вышла фундаментальная монография В.Н. Ерёмченко “Титан и его сплавы” в 1955 году. Редактор второго издания этой монографии директор Института проблем материаловедения АН УССР (г. Киев), выдающийся учёный И.Н. Францевич писал: “Ещё с большим основанием, чем в 1955 г., можно назвать книгу В.Н. Ерёмченко “Титан и его сплавы” единственным в мировой литературе полным справочником – пособием, охватывающим все вопросы физики, химии и технологии титана и его сплавов, включающим все изученные до настоящего времени двойные системы и диаграммы равновесия с титаном, выступающим в качестве основной составляющей” [27].

Книга В.Н. Ерёмченко и труды других советских и российских учёных сыграли огромную роль в становлении и развитии промышленности титана и его сплавов в СССР и России, что позволило в настоящее время России занимать ведущие позиции в получении титана и его сплавов, а также изделий из них для авиакосмической техники [28-31]. Российская компания “ВЕМПО-АВИСМА” единственная в мире имеет полный цикл переработки титана, по степени универсальности и эффективности производства ей сегодня нет равных. Компания поставляет титан и его сплавы, а также заготовки не только для российского авиакосмического производства, но и за рубежом, в частности, для производства самолётов “Боинг-777”, “Боинг-787”, “А-380”, других современных моделей.

В авиастроении особенно ценятся коррозионная устойчивость, химическая инертность, прочность, твёрдость и теплопроводность титана, а также его, в от-

личие от алюминия, высокая жаростойкость [28-31]. Использование титана – один из ответных вызовов на требования аэрокосмической эры человечества.

Однако и титан, как выяснилось, тоже имеет недостатки при использовании в качестве конструкционного материала. Среди основных недостатков функциональных свойств титана и его сплавов можно отметить следующее: низкие характеристики при работе на трение и износ; высокая склонность к контактному схватыванию при трении; склонность к задирам при трении; сравнительно низкая жаростойкость, высокотемпературное охрупчивание (при $t \geq 700$ °С). В связи с этим постоянное повышение требований к материалам авиакосмической, судостроительной техники и химической промышленности требует устранения указанных недостатков титана и его сплавов.

Анализ литературных данных [29, 32, 33] показывает, что эффективными методами снижения коэффициента трения, уменьшения склонности к контактному схватыванию, задирам, повышению жаростойкости, в некоторых случаях и коррозионной стойкости титана и его сплавов является использование поверхностного легирования и упрочнения.

В настоящее время наука и техника располагают значительным набором методов в этом направлении [22]. В данной книге обобщены и переработаны материалы по созданию покрытий поверхностей титана и его сплавов различными современными физико-химическими методами. Рассмотрены методы упрочнения вакуум-плазменными, детонационно-газовыми и другими покрытиями, рассмотрено эмалирование титановых сплавов, большое внимание уделено электроискровому методу покрытия.

В [33] показано, что для поверхностного упрочнения титана и его сплавов имеет перспективы метод ЭИЛ, отличающийся эффективностью, простотой выполнения технологических операций и низкой энергоёмкостью. Использование метода ЭИЛ будет рассмотрено во 2-й части данной книги.

В 2023 году исполняется 80 лет открытию метода ЭИЛ, сделанному выдающимися советскими учеными Б.Р. Лазаренко и Н.И. Лазаренко, сущность которого заключается в том, что электрическая искра может быть использована как технологический инструмент как для размерной обработки, так и для легирования металлических поверхностей.

Процесс исследования и практического использования метода ЭИЛ в соответствии с данными [34, 35] можно подразделить на два основных этапа – начальный “железный” 1943-1980 гг. и современный (“титановый”) 1980 г. и до настоящего времени. Если на начальном этапе развития метода (“железном”) исследовались преимущественно вопросы формирования легированного слоя (ЛС), его свойства и практическое использование при ЭИЛ углеродистых, легированных, быстрорежущих сталей, а также бронзы, латуни для разного рода де-

талей машин и инструмента, то на втором этапе (“титановом”) стратегическим направлением исследований являются работы по упрочнению твёрдых сплавов и титановых сплавов. При этом практическое использование метода в значительной степени смещается в сторону повышения работоспособности титана и его сплавов.

Первые систематические научные исследования по ЭИЛ титана и его сплавов были начаты в Институте прикладной физики АН Молдавии Б.Р. Лазаренко, А.Е. Гитлевичем, В.В. Михайловым [36] и в Институте проблем материаловедения АН УССР Г.В. Самсоновым, А.Д. Верхотуровым, И.И. Тимофеевой, А.Н. Пилянкевичем, Ю.Г. Ткаченко, И.А. Подчерняевой. В основе данной книги, посвящённой памяти А.Д. Верхотурова, содержатся в значительной мере его идеи и исследования.

В статье [37] впервые сделана попытка обобщения некоторых данных по ЭИЛ титана и его сплавов. Однако, как показали эти предварительные исследования, возникла необходимость более широкого обобщения с привлечением данных по созданию новых электродных материалов, возникла идея создания обобщающей монографии, которая и предлагается читателю. В связи с этим в данной монографии отражены также результаты исследований, выполненных не только авторами, но и учёными кишинёвской школы Б.Р. Лазаренко: А.Е. Гитлевичем, В.В. Михайловым и другими; киевской школы Г.В. Самсонова: И.А. Подчерняевой, Ю.Г. Ткаченко, Г.А. Бовкун и другими; хабаровской школы А.Д. Верхотурова: С.В. Николенко, С.Н. Химухиным, Ю.И. Мулиным и другими.

Материалы данной книги могут служить основой для разработки технологических рекомендаций, стандартов, учебно-методических пособий, для профессиональной подготовки инженерных и научных кадров в области поверхностного упрочнения и легирования титана и его сплавов.

1. ВОПРОСЫ МАТЕРИАЛОГИИ И МАТЕРИАЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ Ti-СПЛАВОВ

1.1. Материаловедение и материаловедение поверхности

Использование и получение человеком материалов для создания из них средств деятельности (СД), различных материальных благ началось в глубокой древности в инкубационный период становления НМ на “древненаучном” этапе её развития (рис. 6) с появлением первых эмпирических, ведических, алхимических знаний, первых идей Демокрита об атомах.



Рис. 6. Этапы и периоды становления и развития науки о материалах

Предыстория НМ была обусловлена появлением потребностей в изготовлении СД и осознанием значительного облегчения существования человека при производстве материальных благ с помощью этих СД. Однако производство новых материалов осуществлялось опытным путём и требовало накопления

знаний. Период накопления знаний в этом направлении продолжался тысячи и десятки тысяч лет. Значительный вклад в развитие инкубационного периода, предшествовавшего появлению НМ и созданию из материалов вещей, внесли мыслители Древней Греции и русские учёные. Появление и развитие инкубационного периода обобщающей науки о материалах обязано народам неолита, проживавшим в древности на землях Моравии (рис. 7), а также народам, ранее проживавшим на землях нынешних Турции, Каргалы, Аркаима, Египта, Палестины, Ирана, северо-запада Китая, Сирии, Индии, других.

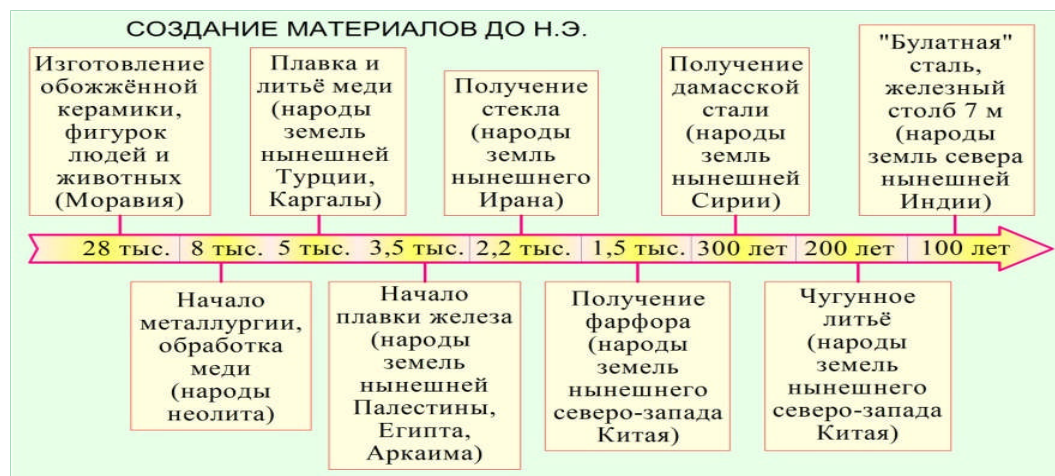


Рис. 7. Временная последовательность инкубационного периода НМ

Значительный вклад в развитие инкубационного этапа, предшествовавшего развитию НМ и производству средств деятельности, внесли мыслители Древней Греции (рис. 4): Демокрит, Аристотель, Феофраст, Левкипп, многие неизвестные носители “древненаучных” эмпирических, ведических, алхимических знаний и первых идей об атомах.

Инкубационный период завершился в XIV веке на этапе первых обобщений эмпирических знаний по горному делу и промышленной металлургии учёными Италии Ванноччо Бирингуччо и Германии Георгием Агриколой. Их эмпирические обобщения явились фундаментом первых теоретических научных обобщений в металлургии и создания физикохимии первым русским академиком М.В. Ломоносовым (рис. 4, 6).

С трудами М.В. Ломоносова на смену инкубационному периоду развития НМ и изготовления из материалов СД человека пришёл период становления обобщённой науки о материалах и “художествах”, как М.В. Ломоносов называл производство из материалов СД. Трудом М.В. Ломоносова в качестве составляющих звеньев обобщающей НМ и изготовления из них СД последовательно утверждались металлургия, металловедение, материаловедение, машинострое-

ние (наука об изготовлении машин и других СД) и другие науки. По сути, М.В. Ломоносов дал начало “горно-химико- металлургическому” этапу первых научных обобщений, периоду становления и развития обобщённой НМ и изготовления из материалов СД (материальных благ или “художеств”, по Ломоносову) [18]. Кроме того, в развитии НМ следует отметить ещё одну особую роль гениального русского учёного М.В. Ломоносова – он впервые использовал комплексный подход, объединяющий ряд наук (рис. 8), начиная от геологии и физической географии до получения материалов и изделий из них (“художеств”), производства материальных благ (“ремёсел”, народных промыслов).



Рис. 8. Истоки комплексного подхода М.В. Ломоносова в развитии НМ

Дошедшие до нас труды М.В. Ломоносова говорят о том, что он, решая научные вопросы, по сути, задал вектор в развитии всей науки – “Благополучие народа”, основание которого видел, с одной стороны, в развитии наук, духовных благ, нравов, а также в здоровье, пополнении знаний.

После физикохимии М.В. Ломоносова важными вехами НМ являлись: Периодическая система химических элементов Д.И. Менделеева (1869 г.), химия и физика твёрдого тела (1890 и 1913 гг.), металлография (1722 г.), металловедение (1919 г.), материаловедение (1930 г.), станко- и машиностроение (1940 г.), интегральное материаловедение (1994 г.) и, наконец, материалогия (2000 г.), суть и название которой впервые сформулировал русский учёный материаловед А.Д. Верхотуров. Дальнейшие этапы важнейших научных обобщений, в частности, металлографии, металловедения и материаловедения, станко- и машиностроения были связаны, прежде всего, с именами великих русских учёных, внёсших значительный вклад. Это Д.И. Менделеев, П.Г. Соболевский, Д.К. Чернов, Н.С. Курнаков, В.И. Вернадский, Б.С. Балакшин, И.В. Тананаев,

Г.В. Самсонов (рис. 4). Труды именно этих учёных обусловлен парадигмальный подход [38] в развитии НМ (табл. 1). При этом благодаря трудам крупного русского учёного- машиностроителя д.т.н., Б.С. Балакшина (рис. 4) [13] в формулировке парадигмы материаловедения, как нового этапа в развитии науки о материалах, появился признак функционального (служебного) назначения материала, изделий, средств деятельности. Ознаменованный М.В. Ломоносовым научный этап периода становления и развития науки о материалах лишь по истечении более века продолжил своё развитие в трудах и других великих учёных, последовательно утверждавших значимые вехи и составляющие звенья этой науки (рис. 9).

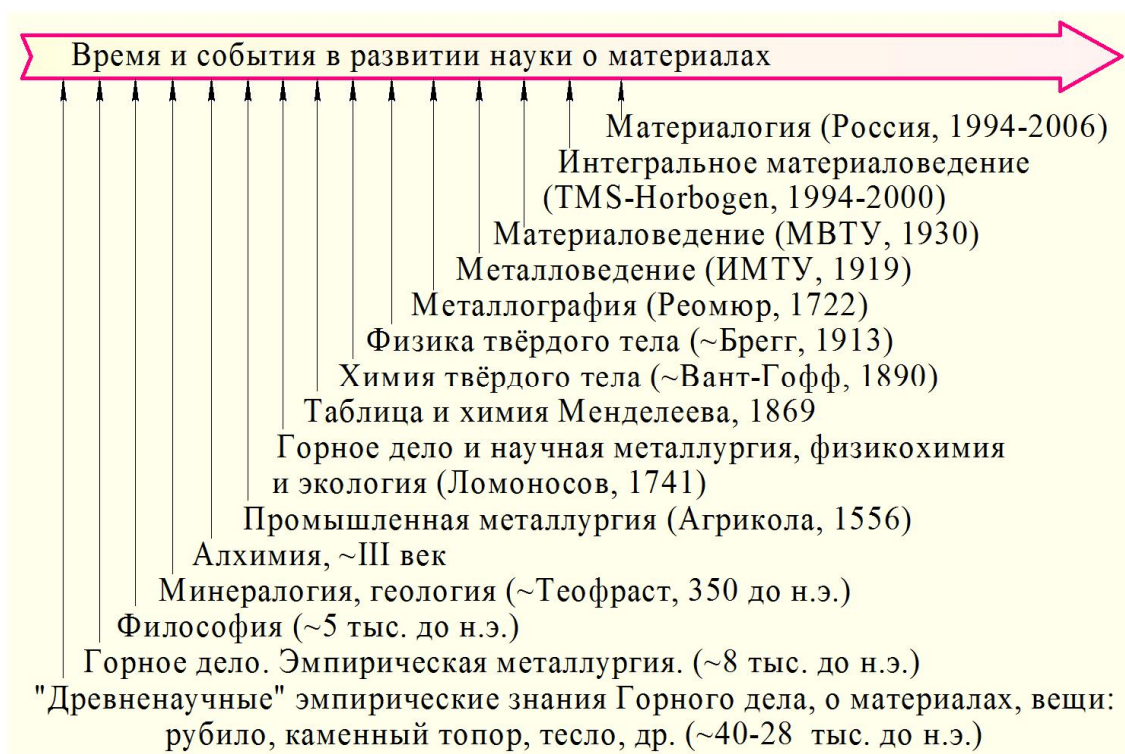


Рис. 9. Время и некоторые события в развитии НМ

Тем временем на пути развития современного материаловедения и производства средств деятельности возникли новые проблемы, которые человечеством могут и должны быть решены при дальнейшем его развитии. Эти проблемы нового, материаловедческого этапа в развитии НМ, связанные с повышением влияния энтропийно- экологического фактора и новыми идеями и именами русских учёных, коллег и соратников А.Д. Верхотурова, в их числе [39]: А.П. Александров, В.И. Трефилов, Н.М. Жаворонков, Е.И. Богданов, Я.Д. Вишняков, Ю.В. Цветков, Ф.Д. Ларичкин, А.М. Шпилёв, А.И. Евстигнеев, Б.А. Воронов, В.М. Макиенко, В.В. Чаков (рис. 10) и другие.



А.П. Александров, В.И. Трефилов, Н.М. Жаворонков, Е.И. Богданов, Я.Д. Вишняков, Ю.В. Цветков



Ф.Д. Ларичкин, А.М. Шпилёв, А.И. Евстигнеев, Б.А. Воронов, В.М. Макиенко, В.В. Чаков

Рис. 10. Русские учёные, идеи и труды которых сыграли большую роль в становлении и развитии нового этапа НМ – материалогии

Появился ряд особенностей, которые необходимо учитывать при производстве новых материалов и средств деятельности из них: производство отличается всё более высокой наукоёмкостью, новые средства деятельности человека всё в большей мере отвечают функциональному назначению и связаны с появлением новых идей, методов и объектов исследования. К этим особенностям также следует отнести появление новых технологий, не создающих глобальных проблем человечеству, решение которых способствует объединению многих наук в единую науку о материалах, учитывающую энтропийно-экологический фактор. Наряду со становлением материалогии, наблюдается интеграция современных наук, в том числе материаловедения и машиностроения, важнейших составляющих звеньев нового этапа в развитии науки о материалах и производства из материалов средств деятельности, материальных благ. При этом требованиям производства должны быть подчинены предыдущие звенья.

В условиях становления и развития нового этапа НМ – материалогии – можно заметить формирование ряда новых её разделов и подразделов [17, 38, 40, 41] (рис. 11). Суть и парадигма НМ значительно изменились с появлением новых, нетрадиционных источников сырья, не рассматриваемых классическим материаловедением, а также новых технологий, учитывающих энтропийно-экологический фактор, исключающих появление глобальных проблем человечества. Как следствие, развитие нового этапа НМ предполагает формирование новых её разделов и подразделов, отличающихся от разделов классического материаловедения (рис. 11).



Рис. 11. Формирование разделов и подразделов материаловедения.
(ЦКВМ - циклический круговорот вещества и материалов во
“второй” природе)

Одним из важнейших разделов материаловедения является экспериментально-теоретическая материаловедение (рис. 11), начало которой было обозначено цепочкой “дуги Ломоносова” (рис. 8). В своё время она являлась основой формирования металловедения и материаловедения, которые в настоящее время существуют наряду с формированием экспериментально-теоретической материаловедения, включающей подразделы материаловедения объёмных материалов, в том числе в экстремальных условиях, порошковых и материаловедению поверхности.

Другим важным разделом обобщающей НМ является минералогическая материаловедение (рис. 11), объединяющая ряд наук о материалах – от геологии, геотектоники, минералогии и кристаллографии до горного дела и металлургии.

Раздел энтропийно-экологической материаловедения (рис. 11) связан, прежде всего, с деятельностью человека в биосфере. Как известно, наибольший вред биосфере Земли приносит деятельность человека, связанная с производством материалов и изделий из них. Поэтому необходимость выживания в биосфере Земли и удержания в ней равновесного экологического состояния без существенного повышения энтропии, приводит к необходимости осознания направления деятельности, обусловленного энтропийно-экологическим фактором и формированием раздела НМ изучающего получение материалов и средств деятельности с учётом производственно-экологического циклического круговорота вещества и материалов (ЦКВМ^э) (рис. 12) [38] во “второй природе”, как её называл ещё Цицерон, природе, преобразованной и творимой руками человека. А.Д. Верхотуровым с его соратниками показана принципиальная концептуально-методологическая схема материаловедения для формирования её научных основ и разделов с целью получения материалов из минерального сырья в регионах

его добычи в экологически приемлемых условиях [38, 39]. Комплексное изучение ЦКВМ во “второй природе”, объединяет ряд научных дисциплин: геологию, горное дело, металлургию, материаловедение, машиностроение и другие в единую науку – материалогию, формирование которой началось на Дальнем Востоке, в регионе, отличающемся огромными сырьевыми ресурсами, освоение которых, как и обоснованное направление его устойчивого развития, возможно на базе материалогии.

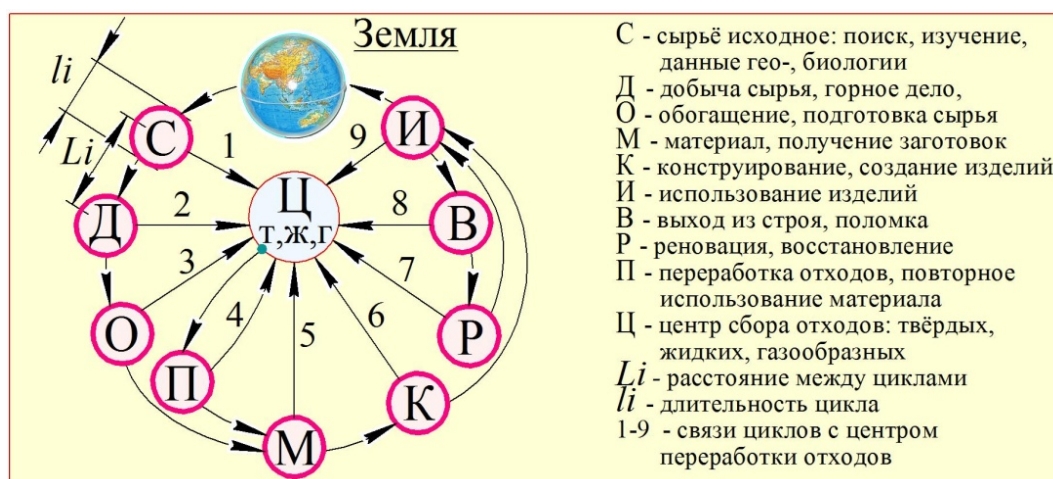


Рис. 12. Схема составляющих звеньев производственно-экологического ЦКВМ во “второй природе” – методологической основы материалогии

На современном этапе развития НМ заключительным звеном преобразования материалов в требуемые средства деятельности является машиностроение (рис. 12, звено “К” – конструирование, создание изделий из материала), и ему должны быть подчинены все предыдущие звенья производственно-экологического ЦКВМ. Вследствие чего, в качестве одного из важнейших разделов материалогии следует рассматривать раздел материалогии производства (рис. 11), который, как и раздел энтропийно-экологической материалогии, должен быть связан с изучением всех разделов материалогии, в том числе с переработкой промышленных и бытовых отходов, производством и эксплуатацией средств деятельности.

Материалогия поверхности. Изучение поверхности в современной науке о материалах всё отчётливее выделяется в самостоятельный раздел. Во-первых, удивительно, но признак поверхности¹ или его аналог есть у всех средств деятельности (микро- и макро-конструкций), как созданных природой, так и пре-

¹ Под поверхностью условно принимается видимая (невооружённым глазом или с помощью приборов) поверхность и прилегающие к ней слои с изменёнными, в отличие от основы, составом, структурой и свойствами в результате различного рода граничных воздействий.

образованных человеком. Поэтому поверхность рассматривается практически во всех науках от географии до микробиологии, от математики до астрофизики. Во-вторых, поскольку состав, структура и многие свойства объёмных материалов в науке изучаются путём исследования состава, структуры и свойств его поверхностей, то и исследование как состава, структуры, так и подавляющего количества свойств объёмных материалов выполняется также исследованием его поверхностей. Для этого выполняют срезы, различного рода сечения объёмного материала, получают шлифы, полируют их и по исследованию вновь полученных поверхностей образцов, применяя металлографические, рентгенофазовые методы, вдавливания инденторов, другие, судят о свойствах объёмного материала, в том числе таких, как износостойкость, твёрдость, токопроводимость и т.д.

Материаловедение поверхности представляет собой учение о поверхности материалов и других средств деятельности, полученных из материалов, как природных, так и синтезированных, преобразованных человеком. При этом, в отличие от материаловедения, в материаловедении поверхности для получения новых материалов предполагается использование комплексного подхода, возможно использование нетрадиционного исходного сырья, выбор технологий должен быть обусловлен энтропийно-экологическим фактором [17, 41].

Значительный научный интерес к изучению поверхности материалов и стремительное развитие производственных технологий формирования покрытий ИП изделий способствуют выделению в отдельный подраздел материаловедения поверхности, который, в совокупности с подразделом материаловедения объёмных и порошковых материалов, составляет раздел экспериментально-теоретической материаловедения, который, естественно, связан с разделом материаловедения производства. Материаловедение поверхности является одним из важнейших подразделов материаловедения, с позиций которой используемые методы получения ИП средств деятельности должны отвечать новому вектору развития НМ.

В связи с этим в данной работе рассматривается подход к формированию ИП, отвечающий новому подразделу материаловедения – материаловедения поверхности, на примере формирования поверхности перспективного машиностроительного материала – титана и его сплавов, что является продолжением работ по формированию основ комплексной науки, материаловедения, как нового этапа развития НМ, интегрирующего данные всех наук, рассматривающих изучение поверхности.

Поверхность, являясь неотъемлемым признаком любого СД и её изучение, вызывают всё больший научный и практический интерес. Поверхность в настоящее время изучается дифференцированно многими отдельными науками

при одновременном (параллельном) становлении нового этапа в развитии НМ – материаловедения и его подраздела – материаловедения поверхности, охватывающего изучение всех её аспектов. Поэтому формирование материаловедения поверхности, в настоящее время происходит одновременно при дифференцированном изучении поверхности многими отдельными науками.

Одним из актуальных вопросов материаловедения поверхности является изучение формирования покрытий ИП деталей машин, к которым, исходя из их ФН, предъявляются всё более жёсткие требования твёрдости, износостойкости, жаростойкости, другие.

В материаловедении поверхности, поверхность рассматривается как один из всеобщих признаков СД, созданных природой, либо человеком [8]. Исполнять ФН материал, конструкция созданная из материала или любое другое СД природы или человека может своими ИП, частями поверхностей, либо ИП составляющих их звеньев. ИП любого материального СД [42] замыкают на себя, с одной стороны, предусмотренную часть среды воздействия, заключая в себя процесс, являясь его базами, барьерами, границами внутри (или “извне” для транспортного СД) которых процесс происходит, базами, определяющими (или отделивающими его для транспортного СД) пространство, область действия процесса. С другой стороны, ИП замыкают на себя само СД, являются исходным звеном для создания его конструкции из тех или иных материалов.

В материаловедении поверхности различают ИП двух видов. *Первого вида – ИП воздействия* изделий (их рабочих поверхностей, точек воздействия), соразмерно малых участков ИП, например, остриё иглы, площадка узко сфокусированного луча, оси и т.д. (условно малых размеров поверхностей, участков, их отображений), посредством которых СД, конструкция, созданная из тех или иных материалов, оказывает непосредственное воздействие на среду, часть предмета для осуществления предусмотренного процесса. В зависимости от функционального назначения поверхности первого вида могут выполнять не только функцию воздействия, но и функцию ориентирования СД относительно среды, например, по перемещению в одном из трёх направлений. В этом случае СД участвует в процессах лишь случайного характера. Для осуществления направленных процессов, необходимо осуществлять ориентирование СД относительно среды, тогда ИП смогут исполнять воздействие целенаправленно. Для этого служат ИП *второго вида – поверхности ориентирования* (их оси, точки), посредством которых СД ориентирует положение поверхностей первого вида относительно предусмотренной части среды или самого СД в среде для осуществления направленного воздействия для осуществления процесса. С помощью поверхностей второго вида могут выполняться направленные воздействия на среду поверхностями первого вида (направленное перемещение по пово-

роту). Исходя из ФН ИП к ним, как правило, предъявляются повышенные требования при изготовлении.

Некоторые перспективные технологии материаловедения, формообразования и упрочнении поверхностей. Формирование научных основ материаловедения должно базироваться на ряде взаимосвязанных принципов [42, 43], оно обуславливается необходимостью решения научно-практических задач, направленных на обеспечение устойчивого развития цивилизации в биосфере при особом внимании к ресурсодобывающим регионам. При этом особое место занимает использование “высоких технологий”, технологий “новой индустриализации” [42-47]: плазменных, порошковой металлургии, других (рис. 13). Их применение в значительной мере заменяет энергоёмкие, экологически опасные пиро- и гидрометаллургические технологии на “высокие технологии” мини-предприятий.



Рис. 13. Перспективные технологии материаловедения, формообразования и упрочнения поверхностей

Среди перспективных промышленных технологий многообещающими следует назвать плазменные. Более широкое применение в промышленном производстве получили технологические процессы с температурой плазмы 8000-10000 °С. Созданы плазмотроны и устройства для напыления порошковых металлов из титана и его соединений, использование которых даёт значительный эффект. Использование плазменных технологий получения компактных материалов и покрытий из титана представляет научный и практический интерес [48-50]. Актуальным является изучение и практическое применение высокотемпературной плазмы (выше 1 млн °С). Говоря о порошковой металлургии, следует отметить, что в 2022 году исполнится 195 лет опубликованию в Горном журнале первой в мире статьи по порошковой металлургии основоположником порошковой металлургии русским учёным П.Г. Соболевским [51]. Получение материалов из минерального сырья с использованием концентрированных потоков энергии, по мнению президента АН СССР, трижды Героя социалистического труда А.П. Александрова и академика, секретаря Отделения химии и наук

о материалах, Героя социалистического труда Н.М. Жаворонкова должно быть задачей Института материаловедения Хабаровского научного центра (ИМ ХНЦ ДВО РАН) [43]. В отличие от материаловедения, в качестве исходного сырья материаловедение рассматривает также минеральное (руды и концентраты), растительное сырьё, отходы, морскую воду. Работы по получению материалов при переработке морской воды выполнялись под руководством академиков В.Ю. Глущенко, Б.Ф. Мясоедова, Г.В. Лисичкина, др. Научные исследования по материаловедению должны быть связаны с гео-, биологией, отражающих запасы сырья.

Новый вектор в развитии науки [19] и энтропийно-экологический фактор [17, 44, 47, 52] уже сегодня ставят под сомнение правильность курса науки и, в частности, науки о материалах, материаловедения, как уходящего в прошлое этапа её развития, на смену которому приходит новый этап, материаловедения [38, 40, 43]. Новый этап предвосхищает использование технологий, отвечающих новому вектору развития науки и науки о материалах, в частности, учитывает энтропийно-экологический фактор, использование нетрадиционных для классического материаловедения исходных материалов и экологически безопасных методов, в том числе изделий машиностроения, получения покрытий, мало загрязняющих окружающую среду.

Методологический подход получения ИП с функциональными покрытиями в материаловедении поверхности. На рис. 14 показана методологическая схема создания требуемых ИП с функциональным покрытием в условиях нового этапа развития НМ и становления её нового раздела – материаловедения поверхности. Как видно, созданию требуемых ИП предшествует проработка этапа формулировки ФН поверхности материала изделия, выбора и назначения исходного состава сырья и разработки технологии. ФН является неотъемлемым, всеобщим признаком и исходным звеном при создании любого СД, вещества, изделия, в том числе и поверхностей получаемых материалов, которые можно разделить на две большие группы: поверхности компактных (объёмных) и порошковых материалов.

Важной задачей при выборе и назначении исходного состава при разработке технологии получения требуемых ИП СД из титановых сплавов является создание банка данных о составе, структуре, методах и известных технологиях получения свойств поверхностей. Банк данных значительно облегчает принятие решения по выбору и назначению состава титаносодержащего исходного сырья, его месторождений, как при получении поверхностей конструкционных, инструментальных и других объёмных материалов, так и порошковых при использовании методов физического, химического осаждения, ЭИЛ и других. Кроме того, важной составляющей банка данных являются сведения по исходному сырью месторождений регионов.

Выбор и назначение исходного состава сырья предопределяет успех выбора методов воздействия и разработки технологии получения как компактных (объёмных), так и порошковых материалов и покрытий. При выборе важно достижение конечного результата: получения компактных материалов и изделий из титановых сплавов, содержащих ИП воздействия и ориентирования, которые могут быть подвергнуты дальнейшей обработке, формированию на них защитных покрытий, либо использованию этих материалов в качестве, например, анодных материалов для ЭИЛ-покрытий и т.д. (рис. 14). Следует учитывать, что порошковые титансодержащие материалы могут быть использованы как для получения компактных, объёмных материалов, так и непосредственно для получения защитных покрытий, например, на ИП тех же компактных материалов с функциональными покрытиями, предусмотренными на этапе формулировки ФН.



Рис. 14. Методологическая схема создания поверхности с функциональным покрытием методом ЭИЛ в условиях нового этапа развития науки о материалах – материаловедения поверхности

В материаловедении поверхности для упрочнения поверхностей деталей предполагается использование различных эффективных методов. В данной работе

рассматривается использование физикохимических процессов получения ИП на титановых сплавах, в том числе гальванического осаждения, химико-термической обработки, лазерного легирования, наплавки, газотермического напыления, многофункциональных вакуум-плазменных покрытий, детонационно-газового метода, ионно-термоциклического азотирования, эмалирования, а также ЭИЛ. Эти методы отличаются высокими значениями коэффициента наукоёмкости K_n [53]. К ним относится ряд технологий поверхностного упрочнения (рис. 15): 1 гальваническое хромирование; 2 газоплазменное напыление порошкового сплава FeCrNi; 3 электронно-лучевое испарение и конденсации Cr в вакууме; 4 вакуум-плазменное осаждение нитридов титана, хрома, молибдена (конденсация ионной бомбардировки – КИБ); 5 ионное азотирование (ИА); 6 лазерная термообработка (ЛТО); 7 ЭИЛ.

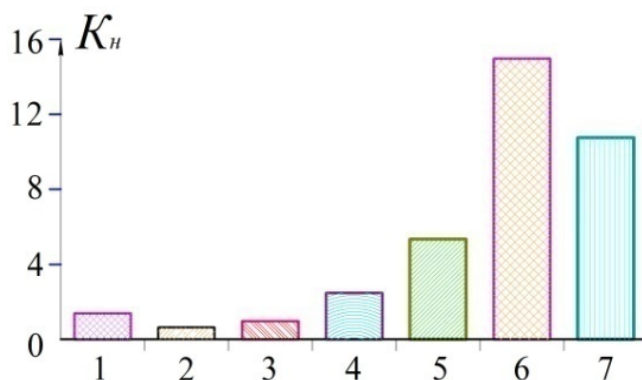


Рис. 15. Уровень показателя K_n для различных способов упрочнения поверхностей

Материаловедение поверхности включает в себя изучение любых ИП материалов, и изделий из них, в частности, исследование формирования защитных и упрочняющих функциональных покрытий методом ЭИЛ. Этот метод, открытый русским учёным Б.Р. Лазаренко [54], в значительной степени обеспечивает достижение свойств ИП и отличающийся высокой наукоёмкостью [53] (рис. 15), позволяет наносить покрытия в виде ЛС с использованием анодных материалов, выбранных, исходя из ФН поверхностей. Повышенные требования к ИП воздействия во многих случаях машиностроительного производства могут быть достигнуты с использованием метода ЭИЛ, а в отдельных случаях метод ЭИЛ просто незаменим. Исходя из ФН ИП деталей машин, с целью повышения твёрдости и износостойкости, в качестве анодных материалов при ЭИЛ широко используют тугоплавкие материалы и сплавы. Для повышения эффективности ЭИЛ представляет интерес нетрадиционные, новые электродные материалы и их модификации. С позиций материаловедения ЭИЛ отвечает не только новому век-

тору развития науки о материалах [19, 47], но и важнейшим её разделам – материаловедению поверхности и энтропийно-экологической материаловедению, т.к. обеспечивает создание поверхностного слоя с повышенными свойствами и, в сравнении с другими методами создания покрытий на поверхностях различных изделий, оказывает незначительное влияние на повышение энтропии. Раздел материаловедения поверхности, среди других вопросов новой НМ, рассматривает такие вопросы, как изучение поверхностного слоя вещества, материала, изделий, а также создание покрытий поверхности, их состав, структуру, технологии формирования с целью достижения требуемых функциональных свойств. К таким технологиям относится и ЭИЛ. Другие технологии – физического, химического осаждения могут оказаться менее приемлемы, как загрязняющие окружающую среду и не способствующие устойчивому развитию человечества в биосфере.

Во многих случаях многономенклатурного переналаживаемого производства метод ЭИЛ является незаменимым, поэтому его изучение с целью получения современных функциональных покрытий актуально. Исходя из ФН ИП деталей машин, с целью повышения твёрдости и износостойкости, в качестве анодных материалов при ЭИЛ широко используют вольфрамсодержащие твёрдые сплавы. Для повышения эффективности ЭИЛ с использованием таких анодных материалов вызывает интерес их модификация, совершенствование, обусловленное спецификой самого процесса ЭИЛ.

В данной работе представлены результаты изучения процессов формирования поверхностного слоя на титане и его сплавах в условиях нового этапа развития науки о материалах, в том числе показателей эффективности, во 2-ой части книги – при ЭИЛ титана и его сплавов с использованием модельных анодных материалов, а также новых керамических и твёрдосплавных вольфрамсодержащих анодных материалов, в том числе, полученных непосредственно из концентратов минерального сырья ДВ.

1.2. Некоторые сведения о титане и его сплавах

1.2.1. Титан

Титан (Ti) – химический элемент IV группы подгруппы А периодической системы элементов Менделеева с атомным номером 22, атомной массой – 47,88 и плотностью 4,54. Доля Ti в Земной коре 0,57 %. Электронная структура: $3d^2 4s^2$. Тип кристаллической решётки β - объёмноцентрированная кубическая и α - гексагональная. Ti образует неограниченные твёрдые растворы с β -Sc, α - и β -Zr, α - и β -Hf, β -V, β -Nb, β -Ta, β -Cr, β -Mo, γ - и β -U.

Наименование этого элемента произошло от имени древнегреческих богов титанов. Согласно древнегреческой мифологии титаны – дети Урана (Неба) и

Геи (Земли), вступившие в борьбу с Зевсом за обладание небом были сброшенные за это в тартар (ад).

Титан, как химический элемент, был открыт более двух столетий назад любителем минералогии англичанином В. Грегором (1791 г.) (рис. 16, а), назвавшим его менаконит. Немецкий химик М.Г. Клапрот (рис.16, б) определил, что минерал рутил представляет собой окисел нового элемента, названного им титаном, а в 1797 установил идентичность титана и менаконита. Шведский учёный Й.Я. Берцелиус (рис. 16, в) в 1825 году, восстанавливая фтортитанат калия, впервые получил титан, но с большим количеством примесей.

Наиболее чистый, практически свободный от примесей металл впервые сумел получить русский учёный, профессор Московского Императорского университета Дмитрий Кириллович Кириллов (рис 16, г). В 1875 г. он опубликовал работу “Исследования над титаном” по выделению чистого титана. Затем образцы чистого титана удалось получить французскому химику Ф.А. Муассану (рис. 16, д) в 1885 г. и в 1925 г. нидерландским химикам А.Э. Аркелю и Я.Х. Буру.

Первоначально титан считался малополезным металлом. Даже Д.И. Менделеев, делая обзор элементов IV группы в своём последнем прижизненном издании “Основ химии” в 1906 г., писал: “Так как титан и цирконий довольно редки в природе, имеют мало практического применения и не представляют новых форм соединений, то мы над ними не можем подробно останавливаться в этом сочинении”.

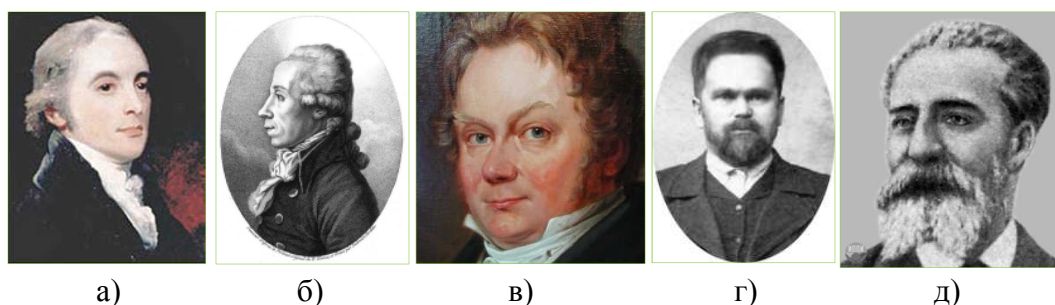


Рис. 16. а) Вильям Грегор, б) Мартин Генрих Клапрот, в) Йёнс Якоб Берцелиус, г) Дмитрий Кириллович Кириллов, д) Фредерик Анри Муассан

В XX веке, благодаря потребностям передовых отраслей машиностроения и, в первую очередь, самолёто- и ракетостроения, производство титана и его сплавов интенсивно развивалось. Немецкий учёный Вильгельм Кроль в 1942 г. разработал промышленный способ его извлечения [29]. Если в 1947 г во всем мире производили менее 3 т титана [55], то до 1955 г. было произведено пер-

вичного титана (губки) несколько сот тонн; в 1970 г. общее производство его достигло 20-30 тыс. т, в 1987 г. – около 200 тыс. т. [29].

Титан является металлом светло-серого цвета, он широко распределён в Земной коре и по содержанию элементов металлов в ней занимает четвертое место после алюминия, железа, магния – 0,63%. Наибольший интерес представляет сравнение Ti с Fe, Al, Mg.

Температура плавления Ti (1668 ± 4 °С в зависимости от степени его чистоты) почти в 3 раза выше, чем у Al и Mg, и на 120-150 °С выше температуры плавления Fe и сталей. Температура кипения 3260 °С. По удельному весу и модулю упругости титан занимает промежуточное положение между Al и Fe, что привлекает его применение в качестве основы для получения высокопрочных сплавов с малым удельным весом.

Энергетическое состояние электронов титана $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^2 4s^2$. Внешние оболочки (3d и 4d) не достроены. В связи с этим титан относится к числу переходных металлов, что объясняет особенности его физико-химических и эксплуатационных свойств [29]. В соединениях Ti проявляет степень окисления преимущественно +4, реже +3 и +2. Природный титан – смесь стабильных изотопов с массовыми числами 46 (7,99%), 47 (7,32%), 48(73,99%), 49 (5,46%) и 50 (5,25%). Обнаружены также радиоактивные изотопы с массовыми числами 43-45, количество которых не превышает тысячных долей процента. Искусственно получены радиоактивные изотопы с массовыми числами 41, 42, 51 и 52, их периоды полураспада – минуты и менее.

Титан – довольно распространенный элемент. Образует свыше 100 минералов, из них важнейшие – рутил, ильменит $FeTiO_3$, титаномагнетит $FeTiO_3 \times Fe_3O_4$, перовскит и титанит (сфен) $CaO \cdot TiO_2 \cdot SiO_2$. Атомный радиус титана 1,46 Å, ионный радиус Ti^{4+} составляет 0,64 Å. Энергия ионизации $Ti^0 \rightarrow Ti^+ \rightarrow Ti^{2+} \rightarrow Ti^3 \rightarrow Ti^{4+}$ соответственно 6,83; 13,57; 28,14 и 43,24 эВ. Титан имеет две полиморфные модификации: альфа (α) и бета (β). Низкотемпературная Ti_α -модификация имеет гексагональную плотноупакованную решётку с периодами $a = 2,9504$ Å и $c = 4,6833$ Å (25-882 °С), высокотемпературная Ti_β -модификация – объёмноцентрированную кубическую с периодом $a = 3,3065$ Å (при 900 °С). Температура полиморфного $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения 882,5 °С. Полиморфное превращение происходит при быстром охлаждении – по мартенситному механизму с образованием игольчатой структуры (рис. 17, а), при медленном охлаждении – по нормальному механизму с образованием полиэдрической структуры (рис. 17, б) [56].

Закалкой β -титан не сохраняется, в процессе охлаждения происходит бездиффузионное $\beta \rightarrow \alpha'$ - превращение. Примеси сильно изменяют свойства металлического титана Приводимые ниже величины относятся к Ti высокой чис-

тоты: $t_{пл} = 1668 \text{ }^\circ\text{C}$; $t_{кип} = 3260 \text{ }^\circ\text{C}$; теплота плавления, испарения и полиморфного превращения соответственно 5,0; 112,5 и 0,813 ккал/г-атом. Плотность (температура $25 \text{ }^\circ\text{C}$) $4,51 \text{ г/см}^3$; удельная теплоёмкость (температура $25 \text{ }^\circ\text{C}$) $0,125 \text{ кал/г}\cdot\text{град}$; коэффициент теплопроводности $0,04 \text{ кал/см}\cdot\text{с}\cdot\text{град}$ (в интервале температур $0-200 \text{ }^\circ\text{C}$); коэффициента линейного расширения $8,5\cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ (в интервале температур $0-100 \text{ }^\circ\text{C}$); удельное электрическое сопротивление (температура $0 \text{ }^\circ\text{C}$) $42 \text{ мкОм}\cdot\text{см}$; температурный коэффициент электрического сопротивления $0,0055 \text{ град}^{-1}$; критическая температура перехода в сверхпроводящее состояние ниже $0,53 \text{ К}$. Металл парамагнитен, его удельная магнитная восприимчивость (температура $20 \text{ }^\circ\text{C}$) $3,16\cdot 10^{-6}$. Давление насыщенного пара (температура $1490 \text{ }^\circ\text{C}$) $2\cdot 10^{-4} \text{ мм рт. ст.}$

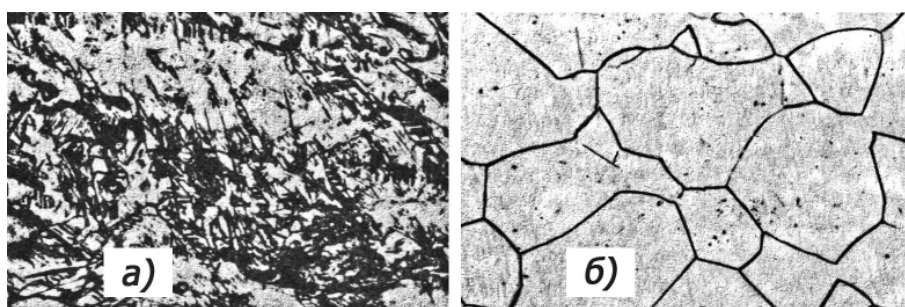


Рис. 17. Микроструктуры технического титана, $\times 340$: а – после закалки; б – после отжига

Титан обладает высокими механическими характеристиками. Механические свойства титана существенно зависят от чистоты металла от примесей. Различают примеси внедрения – кислород, азот, углерод, водород и примеси замещения, к которым относятся железо и кремний. Хотя примеси повышают прочность, но одновременно они резко снижают пластичность, причём наиболее сильное отрицательное действие оказывают примеси внедрения, особенно газы. При введении всего лишь $0,03 \text{ \% H}$; $0,2 \text{ \% N}$ или $0,7 \text{ \% O}$ титан полностью теряет способность к пластическому деформированию и хрупко разрушается.

Технически чистый титан марки ВТ1-1 содержит не более, $\%$ (мас.): $0,30 \text{ Fe}$; $0,12 \text{ Si}$; $0,08 \text{ C}$; $0,15 \text{ O}$; $0,05 \text{ N}$; $0,012 \text{ H}$. По прочности и пластичности ВТ1-1 не уступает ряду углеродистых и Сг-Ni коррозионностойких сталей: $\sigma_b = 450-600 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 380-500 \text{ МПа}$; $\delta > 25 \text{ \%}$; $\psi \geq 50 \text{ \%}$. При понижении температуры от комнатной до криогенных прочностные свойства растут при сохранении высокого уровня пластичности (табл. 2).

Чистый титан с малым содержанием водорода (менее $0,002 \text{ \%}$) не обладает хладноломкостью при прочности $\sigma_b = 1300 \text{ МПа}$ и сохраняет высокую пластичность даже при температуре жидкого гелия ($\delta=15-20 \text{ \%}$). По удельной

прочности в интервале температур 300-600 °С сплавы титана не имеют себе равных; при температуре ниже 300 °С они уступают алюминиевым сплавам, а выше 600 °С – сплавам на основе железа и никеля.

Титан имеет низкий модуль нормальной упругости ($E = 112$ ГПа), почти в 2 раза меньший, чем у железа и никеля, что затрудняет изготовление жёстких конструкций. Для повышения жёсткости приходится увеличивать толщину деталей и их массу.

Таблица 2

Механические свойства титана ВТ1-1 при криогенных температурах

Температура, К	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %
293	520	400	24	59
77	990	750	44	68
20	1280	900	29	64
4,2	1210	870	35	58

Хотя титан относится к числу химически активных металлов, он обладает высокой коррозионной стойкостью, т. к. на его поверхности образуется стойкая пассивная плёнка TiO_2 , прочно связанная с основным металлом и исключающая его непосредственный контакт с электролитом. Оксидная плёнка на титане возникает при окислении на воздухе, анодном окислении и самопассивации его не только в сильно окислительных, но и в слабоокислых и нейтральных растворах. Толщина оксидной плёнки, образующейся на титане после длительного пребывания на воздухе, обычно достигает 5-6 нм.

Благодаря оксидной плёнке титан и его сплавы не корродируют в атмосфере, пресной и морской воде, устойчивы против кавитационной коррозии и коррозии под напряжением, а также в кислотах органического происхождения.

Перитектики с титаном образуют только серебро (с химическим соединением $TiAg$) и вольфрам (без химического соединения). Неограниченные твёрдые растворы с титаном образуют лишь тугоплавкие металлы (Zr, V, Mo, Nb). Среди них цирконий и ванадий образуют твёрдые растворы с минимумом температуры плавления, а молибден и ниобий – твёрдые растворы с повышающейся температурой плавления сплавов при их введении. С переходными металлами титан образует широкие области β -твёрдых растворов (со скандием и некоторыми металлами IV–VI групп) и сравнительно узкие – α -твёрдых растворов. Исключение составляет скандий, цирконий и гафний, с которым титан образует неограниченные ряды как β -, так и α -твёрдых растворов, и редкоземельные металлы, растворимость которых в β - и α -титане мала. Растворимость непереходных металлов в α - и β -титане изменяется в довольно широких пределах. Она очень мала и в системах с цинком и кадмием и велика в системах с алюминием

и оловом. Большинство металлов в т.ч. все переходные, понижают температуру полиморфного $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения, стабилизируя β -твёрдый раствор (β -стабилизаторы). Алюминий, галлий, кислород, азот, углерод и некоторые др. элементы, повышая эту температуру, стабилизируют α -твёрдый раствор (α -стабилизаторы).

Чистейший йодидный титан получают методом термической диссоциации из четырёх-йодидного титана, а также методом зонной плавки.

До сих пор неизвестно, какую роль выполняет титан в человеческом организме, но степень его концентрации позволила русскому академику В.И. Вернадскому высказать предположение о том, что титан нужен для организма и выполняет какие-то определенные жизненно важные функции [57]. Установлено, что титан безвреден для людей, в организме взрослого человека находится около 20 мг титана. Богаты этим элементом селезенка, надпочечники и щитовидная железа, небольшое количество Ti в костях, зубах, материнском молоке. Японские учёные установили, что Ti преобладает в светлых волосах людей белой расы.

1.2.2. Сырьевая база титана

Титан занимает среди металлов четвёртое место (после алюминия, железа и магния). В земной коре он составляет 0,6 %, то есть втрое больше, чем медь, цинк, никель, ванадий, хром и марганец вместе взятые. В основных почвенных зонах Европейской части Украины, Белоруссии, России содержание титана колеблется от одной до трёх четвертей процента. Больше всего титана в глинах, в суглинках и меньше – в известковых почвах, пахотных землях, пустынях. Высокий процент титана в глинистых грунтах Альп, в окрестностях Дели, в почвах Бразилии. На острове Святой Елены, до двух с 2,5 %, а в краснозёмах Западного Самоа, содержание титана до 8-12 %.

Наиболее распространёнными в природе комплексными рудами являются титаномагнетиты, которые образуют своеобразный железо-титано-ванадиевый пояс России от границ с Белоруссией до Чукотки [58].

Современное состояние производства титана и его пигментного диоксида в России переживает сырьевой кризис: при огромных ресурсах титана в недрах нашей страны титановое сырьё практически ввозится из-за рубежа. Решить эту проблему возможно на основе комплексного использования титаномагнетитов с получением природно-легированных сталей с попутным выпуском искусственного сырья для производства титана, ванадия и их высших оксидов, имеющих широкое применение [59].

Выдающийся русский металлург, И.П. Бардин (рис. 18), 140-летие которого будет отмечаться в 2023 году, учитывая некоторые свойства титана и его

распространённость в природе, назвал его “младшим братом железа, превосходящим его по всем основным качествам” [59] и предвещал ему большое будущее в технике, как и природно-легированным ванадиевым сталям.



Рис. 18. Выдающийся русский металлург, академик и вице-президент АН СССР, Герой Социалистического Труда Иван Павлович Бардин (1883–1960)

В связи с этим академическая наука в технике будет ориентирована на разработку технологии комплексного использования массового сырья, каким являются титаномагнетиты. Результаты исследований по Ti были проведены в опытно-промышленном масштабе с использованием титаномагнетитов Пудожгорского (Карелия) и Африкандского (Кольский полуостров) месторождений, а также на синтетических аналогах титаномагнетитов Урала, Центра, Дальнего Востока и др. на заводе «Сибэлектросталь» (двухстадийная плавка титаната) [59, 60].

Итогом научных работ в этой области в последующие годы явились “Теоретические основы комплексной переработки нетрадиционного титано-редкометаллического и алюминиевого сырья”, удостоенные Государственной премии России за 2000 год [59], которые открыли возможность перехода к новой экологизированной технологии переработки титаномагнетитов. Так открылась перспектива использования титаномагнетитов как наиболее востребованного сырья на базе Дальневосточного химико-технологического комбината.

Коренные месторождения титансодержащих руд, согласно данным учёных Романовского Н.П., Крюкова В.Г. (ИТиГ ДВО РАН), а также [61-63], широко распространены на территории Дальнего Востока России. Это магматические, метаморфические и россыпные (континентальные, прибрежно-морские) месторождения титансодержащих руд и их проявления. Коренные месторождения титансодержащих руд сосредоточены в пределах Восточно-Азиатского анортозитового пояса. На сегодня в западной, Каларской, части пояса разведаны и уже осваиваются месторождения Куранахское и Большой Сейим. Запасы по Куранахскому месторождению титана составляют 1,6-2,1 млн т, при содержании TiO_2 9,2-13,7 %, по месторождению Большой Сейим – 22,8 млн т. Прогнозные ресурсы TiO_2 превышают 30 млн т. Прерывистая цепь крупных габбро-анортозитовых массивов приурочена к тектоническим блокам архейских пород,

где с большинством из массивов связано образование около двух десятков комплексных апатит-ильменит-титаномагнетитовых месторождений. В восточной Джугджурской части пояса выявлены Гаюмское, Маймаканское, Богиде, Геранское, Джанинское. Месторождения Давакит и Урожайное относятся к южной Баладекской части анортозитового пояса.

Наиболее полно изучено Куранахское месторождение. Оно представлено рядом протяжённых рудоносных зон размерами $(5,5-6,5) \times (1,5-2,0)$ км, в составе которых выделяется несколько десятков локальных рудных тел мощностью до 25 м при протяжённости 300-400 м. Доля массивных руд в их составе варьирует в пределах 4-80 %, чаще составляя 20-45 %. Руды легкообогатимы, пригодны для последующего передела и химико-металлургической переработки с получением ильменитового концентрата, пигментного диоксида титана.

Куранахское месторождение не является самым крупным объектом в пределах пояса. Оно изучалось в качестве эталона. На этом месторождении построен рудник мощностью 25 млн т руды в год. Расширение ресурсной базы рудника планируется за счёт близко расположенного более крупного месторождения Большой Сейим, на котором запасы TiO_2 оцениваются в 22,8 млн т. Прогнозные ресурсы TiO_2 превышают 30 млн т. Реальные перспективы промышленного освоения месторождений Куранахское и Большой Сейим связаны с их близостью, 15-27 км, к Байкало-Амурской железнодорожной магистрали. Месторождения Джугджурской и Баладекской частей анортозитового пояса изучены предварительно.

Прогнозные ресурсы TiO_2 по всем этим объектам определяются в 950 млн тонн. Естественно, что это объекты далёкой перспективы, и уже в настоящее время они связываются с возможным созданием Дальневосточных материалovedческих кластеров. Например, предполагаемый Дальневосточный минераломатериаловедческий кластер черной металлургии связывается с Амурской и Еврейской автономной областями. Он формируется на базе месторождений комплексных фосфор-железо-титановых (Куранахское и Большой Сейим). Дальнереченский кластер может быть сформирован на основе месторождений титана (Ариадненское) в Приморском крае, Халактырской россыпи с минералами титана, редких земель (размеры площади 3-150 км²).

Ресурсы титана для наиболее значимых континентальных и прибрежно-морских россыпей Дальнего Востока оцениваются значительно более скромными показателями, хотя продукция уже получила некоторое значение. В Сахалинской области интерес представляют острова Курильской гряды с месторождениями золота и титана. Кроме месторождений титаномагнетитов и других титанатов Дальнего Востока и тяготеющих к ним месторождений промышленной зоны БАМа заслуживают не меньшего внимания аналогичные месторожде-

ния Алтая и Нижнего Приангарья, Республики Коми, центра России и Кольского полуострова. На Урале Тобольское месторождение – “пляжевые россыпи” морского происхождения – 80 % ильменита с небольшим содержанием циркона ZrO_2 , Кусинское, Конакское и Кочканарское месторождения – первичные скальные породы.

Россия располагает достаточными сырьевыми ресурсами и эффективными технологиями комплексного использования отечественного титанового сырья, чтобы удовлетворить собственные потребности в экспорте титана, а также занять подобающее место в мире, которое подготовила наука своими разработками [59, 63].

На Украине наиболее крупные месторождения титана: Приднепровье – вторичные (осадочные) рассыпные породы, располагаются грядами крупной и мелкой гальки, состоящей из рутила, ильменита и циркона; Полтавские и Сарматские – пески ильменита и рутила; Иршинское месторождение в Вольенском районе (50-60 % рутила).

Самая первая экспедиция на Луну доставила с нашего естественного спутника образцы пород с очень большим содержанием титана [57]. Образцы лунного грунта, впоследствии доставленные американскими кораблями и взятые в иных местах Луны, содержали меньше титана. Но даже и это “низкое” содержание Ti значительно превосходит процент содержания его в земной коре. Луна богата титаном.

1.2.3. Свойства титана

Свойства титана мало изменяются в широком интервале температур, но сильно зависят от чистоты металла и предшествующей механической обработки. У титана высокой чистоты (йодидного), отожжённого в вакууме при температуре 800 °С, предел прочности на растяжение 245-265 МПа, предел текучести 137,3-166,7 МПа, относительное удлинение 55-10 %, модуль нормальной упругости 96, 59-106, 89 МПа, $HV=73$. На механические характеристики титана особенно резко влияют примеси водорода, азота, кислорода и углерода. Водород (0,01-0,005 %) снижает ударную вязкость, обуславливая водородную хрупкость (рис. 19) [56].

Эффективный способ борьбы с такой хрупкостью – вакуумирование сплавов. Азот, кислород и углерод (до 15 %) увеличивают твёрдость и прочность, значительно снижая пластичность. Так например титан, содержащий более 0,5 % N, становится хрупким и не может быть прокатан. Холодное деформирование заметно упрочняет металл. Так, предел прочности на растяжение йодидного титана, отожжённого в вакууме при температуре 800 °С, после обжатия на 50 % возрастает до 666,4-735 МПа, относительное удлинение снижается до 5-11 %.

Титан обладает высокой коррозионной стойкостью при низких и умеренных температурах.

Для повышения прочности титановых сплавов, их легируют марганцем, железом, алюминием, молибденом, хромом, ванадием, оловом, другими элементами. Азот, кислород и водород увеличивают прочность, но резко снижают пластичность, особенно высоколегированных сплавов. Почти все титановые сплавы легируют алюминием, который уменьшает удельную массу, повышает удельную прочность, жаропрочность и снижает склонность к водородной хрупкости. Прочность титановых сплавов –

аддитивна степени легирования: складывается из прочности титана и эффектов упрочнения каждой добавкой. Упрочнение от введения химического элемента (1 %) составляет: марганца – 127,5 МПа; железа – 117,7; алюминия – 68,6, молибдена – 58,8, хрома – 58,8, ванадия – 34,3 и олова 192,2 МПа.

Титан обладает редкой способностью к сочетанию ряда ценных свойств: малая плотность вещества, высокая удельная прочность ($\sigma_v/\rho \cdot q$), коррозионная стойкость, технологичность при обработке методами давления (ковка, штамповка), свариваемость, хладостойкость, немагнитность и ряд других. Такое сочетание свойств способствует широкому применению титана и его сплавов в различных отраслях машиностроения, в том числе авиастроении, ракетостроении, судостроении и т.д. Тем ни менее, промышленный способ извлечения титана из руд был разработан лишь в 40-х годах XX века, особенно после получения слитков с регламентированным содержанием газовых примесей кислорода, азота и водорода.

Титан – лёгкий металл, его плотность при 0 °С составляет всего 4,517 г/см³, а при 100 °С – 4,506 г/см³. Титан относится к группе металлов с удельной

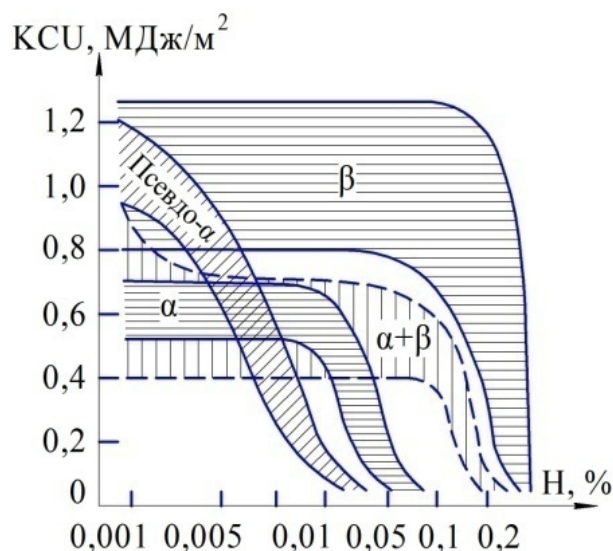


Рис. 19. Влияние водорода на ударную вязкость титановых сплавов

массой менее 5 г/см^3 . Титан более чем в 1,5 раза тяжелее алюминия, и в этом он, конечно, ему проигрывает, но зато в 1,5 раза легче железа ($7,8 \text{ г/см}^3$). Однако, занимая по удельной плотности промежуточное положение между алюминием и железом, титан по своим механическим свойствам во много раз их превосходит.). Ещё одна важная характеристика металла – предел текучести. Чем он выше тем лучше детали из этого металла сопротивляются эксплуатационным нагрузкам. Предел текучести у титана почти в 18 раз выше, чем у алюминия. Удельная прочность сплавов титана может быть повышена в 1,5–2 раза. Его высокие механические свойства хорошо сохраняются при температурах вплоть до нескольких сот градусов. Чистый титан пригоден для любых видов обработки в горячем и холодном состоянии: его можно ковать, как железо, вытягивать и даже делать из него проволоку, прокатывать в листы, ленты, в фольгу толщиной до 0,01 мм.

При высокой температуре химическая активность титана резко возрастает. На воздухе при обычной температуре титан устойчив. При нагревании до температуры $400\text{-}600 \text{ }^\circ\text{C}$ покрывается защитной оксинитридной плёнкой, при более высоких температурах защитные свойства окалины быстро ухудшаются. Титан стоек в воде, в т.ч. морской, растворах большинства хлоридов, разбавленных растворах щелочей, соляной и серной кислот. С повышением концентрации кислоты и температуры скорость коррозии титана в соляной и серной кислотах увеличивается, особенно при наличии растворимых фторидов или окислителей. В азотной кислоте титан пассивируется. Растворяется в плавиковой кислоте (особенно хорошо в смеси её с азотной кислотой) и в расплавленных щелочах и перекисях, сильно корродирует в расплавленных щелочах металлов при наличии воздуха. Характерным свойством титана является способность активно поглощать газы – водород, азот и кислород. При поглощении водорода образуются твёрдые растворы, а затем гидриды TiH и TiH_2 . Нагреванием в вакууме (температура $800\text{-}900 \text{ }^\circ\text{C}$) поглощённый водород может быть полностью удалён. При нагревании титан, в значительной степени растворяет азот и кислород, образуя с ними твёрдые растворы внедрения. С увеличением содержания азота и кислорода образуются нитриды и окислы титана.

В отличие от большинства металлов титан обладает значительным электрическим сопротивлением: если электропроводность серебра принять за 100, то электропроводность меди равна 94, алюминия 60, железа и платины 15, а титана всего 3,8. Титан – парамагнитный металл, он не намагничивается, как железо, в магнитном поле, но и не выталкивается из него, как медь. Его магнитная восприимчивость очень слаба, это свойство можно использовать при строительстве. Титан обладает сравнительно низкой теплопроводностью, всего $22,07 \text{ Вт/(мК)}$, что приблизительно в 3 раза ниже теплопроводности железа, в 7 раз –

магния, в 17-20 раз – алюминия и меди. Соответственно и коэффициент линейного термического расширения у титана ниже, чем у других конструкционных материалов: при 20 С он в 1,5 раза ниже чем у железа, в 2 – у меди и почти в 3 – у алюминия. Таким образом, титан – плохой проводник электричества и тепла.

Оксиды TiO , Ti_2O_3 , TiO_2 отвечают степеням окисления металла. Известны промежуточные окислы. В отличие от водорода поглощённые азот и кислород вакуумированием удалить нельзя. При температуре более 1000 °С титан взаимодействует с углеродом и углеродсодержащими газами (CO , CH_4 и др.) с образованием карбида TiC . Нитрид TiN и карбид TiC – твёрдые, тугоплавкие, химически стойкие металлоподобные соединения с кристаллической структурой $NaCl$, относятся к фазам внедрения. С галогенами титан взаимодействует при сравнительно низких температурах (100-200 °С) с образованием легколетучих высших галогенидов TiX_4 (известна также галогениды TiX_3 и TiX_2). С халькогенами, фосфором, кремнием, бором и др. неметаллами реагирует при более высоких температурах с образованием многочисленных соединений различной стехиометрии (например, Ti_3Si , Ti_5Si_3 , Ti_5S_4 , $TiSi$, $TiSi_2$) и кристаллической структуры (типов FeB , Mn_5Si_3 , $NiAs$ и др.) Практически наиболее важными соединениями титана являются двуокись TiO_2 , четырёххлористый $TiCl_4$ и четырёхйодистый титан TiI_4 , карбид TiC , нитрид TiN , второтитанаты Kd_2TiF_6 и Na_2TiF_6 и др. Исходным продуктом для производства металлического титана служат главным образом не содержащие кислорода вещества, получаемые из титановых руд. Основное вещество – четырёххлористый титан $TiCl_4$. В процессе производства очищенный $TiCl_4$ восстанавливают чистым магнием в среде аргона (магнийтермический метод). Затем образовавшуюся титановую губку подвергают вакуумно-термической обработке, чтобы удалить избыточный магний и $MgCl_2$. Содержание основных примесей в магнийтермическом титане (%): 0,01-0,03 С; 0,05-0,015 О; 0,01-0,05 N; 0,03-0,2 Fe; 0,04-0,12 Mg. По натрийтермическому методу восстановление $TiCl_4$ ведут металлическим натрием. Титан получают также восстановлением двуокиси титана металлическим кальцием или гидридом кальция (кальцийтермический метод и его разновидность – гидриднокальциевый). Полученный титан отличается более высокой твёрдостью и меньшей пластичностью, чем металл, восстановленный из $TiCl_4$, что обусловливается повышенным содержанием азота и кислорода – соответственно 0,03-0,15 и 0,2-0,25 %.

Титан высокой чистоты получают йодидным методом, который основан на способности титана образовывать с парами йода при сравнительно низких температурах йодид TiI_4 , диссоциирующий при более высоких температурах на металлический титан и йод. Разложение TiI_4 происходит на раскалённой титановой проволоке, на которой и осаждается титан, образуя компактный металл.

Йодидный титан отличается от магнийтермического меньшим содержанием кислорода, азота, железа, магния и др. примесей (0,005-0,01 % O; 0,001-0,004 % N; 0,0035-0,025 % Fe; 0,0015-0,002 % Mg и др.). Более глубокой очистки достигают зонной плавкой йодидного титана, например электроннолучевым нагревом, получая металл чистотой 99,9999 %. Электролитический метод применяют главным образом для рафинирования титана (например некачественной губки, отходов плавки металла) и сплавов на его основе. Электролит – расплав хлоридов щелочных металлов (NaCl или смеси NaCl и KCl) в котором растворены низшие хлориды титана $TiCl_2$, $TiCl_3$, анод – загрязнённый примесями титан. Метод перспективен для переработки титанового скрапа, который используют в качестве растворимого анода. Компактные заготовки титан из титановой губки или титанового порошка изготавливают вакуумной дуговой плавкой или методом порошковой металлургии.

Для выплавки титана и его сплавов используют дуговые печи с медным водоохлаждаемым тиглем-кристаллизатором и нерасходуемым вольфрамовым электродом, либо расходуемым электродом, спрессованным из титанового порошка или соответствующей шихты. Созданы вакуумные дуговые печи для гарнисажной плавки титана. Применяют прессование порошка на холоде с последующим спеканием в вакууме, горячую ковку спечённых заготовок в штампах. Компактный металл, полученный любым из этих методов, поддаётся обработке давлением в холодном и горячем состоянии; его можно ковать, прокатывать, штамповать и т.д. Перерабатывают титан и его сплавы в прутки, полосы, профили проката, бесшовные трубы, проволоку, жёсть и фольгу. При обработке титана резанием материалом для инструмента служат быстрорежущие стали и твёрдые сплавы. Высокое сопротивление коррозии в сочетании с большой удельной прочностью, сохраняющейся до температуры 150-430 °С, обусловили применение титана и сплавов на его основе (легированных алюминием, хромом, ванадием, молибденом, оловом) в качестве конструкционного материала в авиа-, ракетном и судостроении, химическом машиностроении. Чистый титан применяют в электровакуумной технике для изготовления анодов, сеток и других деталей, в виде порошка – в качестве геттера. Для защиты от коррозии титаном покрывают поверхности стальных изделий. Ферротитан применяют для раскисления стали и очистки от растворённых в ней кислорода, азота и серы (предотвращает красноломкость стали). Присадки титана вводят в марганцовистые, хромистые, хроммолибденовые и хромникелевые стали, медные и алюминиевые сплавы. Карбид титана используют в производстве титанвольфрамовых твёрдых сплавов для режущих инструментов, жаростойких и жаропрочных сплавов, применяемых для изготовления деталей газовых турбин реактивных двигателей. Двуокись титана используют для приготовления титановых белил,

в производстве эмалей и глазурей, при изготовлении сегнетоэлектриков, рутил, или техническую двуокись – при изготовлении сварочных электродов. Гидрид титана служит источником чистого водорода.

Титан обладает несколькими плоскостями скольжения и двойникования, что обеспечивает его высокую пластичность. Высокая пластичность чистого (йодидного) титана по сравнению объясняется большим количеством систем скольжения и двойникования благодаря малому соотношению $c/a = 1,587$. Помимо базисных плоскостей (0001) скольжение в титане происходит по призматическим (1010) и пирамидальным (1011) плоскостям, двойникование – по плоскостям (1012), (1121), (1122) [65].

Титан имеет ряд отличительных признаков по сравнению с железом, алюминием и магнием. Плотность титана значительно ниже, чем у железа, а температура и теплота плавления и кипения – выше. Он обладает и более высокой, чем железо, удельной теплоёмкостью. Отсюда и высокие затраты энергии для расплавления титана, во много раз превосходящие затраты энергии на расплавление железа.

В настоящее время титан становится одним из наиболее распространенных конструкционных металлов. Основные физические свойства титана приведены в табл. 3.

Таблица 3

Физические свойства титана

Атомный номер	22
Атомная масса	47,9
Плотность, кг/м ³ : при 20 °С	4505
при 900 °С	4320
Кристаллическая решётка Ti с α-фазой (T < 882 °С)	ГПУ
Периоды решётки, нм: <i>a</i>	0,29503
<i>c</i>	0,48631
<i>c/a</i>	1,5873
Кристаллическая решётка Ti с β-фазой (T > 882 °С)	ОЦК
Период решётки <i>a</i> , нм:	0,3283
Температура, °С: плавления	1668
кипения	3260
Удельная теплота, кДж/кг: плавления	358
испарения	8970
полиморфного превращения	67800
Удельная теплоёмкость при 20 °С, кДж/(кг · К)	0,54
Коэффициент теплопередачи при 20 °С, Вт/(м · К)	18,85
Электросопротивление при 20 °С, Ом · м · 10 ⁸ : йодидного титана	42
магнийтермического	55
КТЛР α · 10 ⁶ , К ⁻¹ , при температуре, °С: 20...100	8,2
20...200	8,6
20...300	8,8

	20...400	9,1
	20...500	9,3
	20...600	9,5
Модуль, ГПа: упругости		112
сдвига		39,2
Коэффициент Пуассона		0,35-0,38

Коэффициент теплопроводности титана почти в 4 раза меньше, чем у железа, поэтому в условиях сварки эффективность проплавления титана выше. Важным показателем для ряда технологических процессов, особенно для сварки, является то, что удельное электросопротивление титана превосходит этот показатель для железа в 6 раз, для алюминия - более чем в 20 раз [57]. Электросопротивление титана зависит от его чистоты и температуры (рис. 20). При температуре около 273 К титан становится сверхпроводником. Титан относится к парамагнитным металлам, но его отличительной особенностью является увеличение магнитной восприимчивости с повышением температуры вплоть до 1373 °С [59, 66].

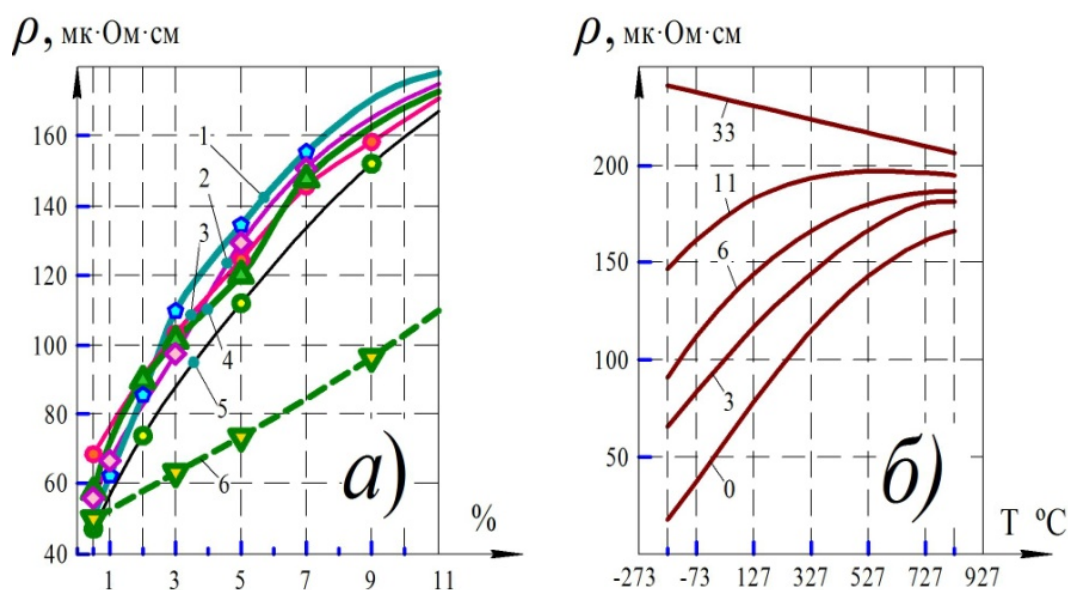


Рис. 20. График зависимости электросопротивления (по Б.В. Коллинзу): а – Ti при комнатной температуре от химического состава после закалки в воде при 1000 °С: 1) Ti-Ge; 2 – Ti-Sn; 3 – Ti-Ga; 4 – Ti-Si; 5 – Ti-Al в литом состоянии; 6 – Ti-V; б – нелегированного Ti и сплавов Ti-Al (числа у кривых – Al, % ат.) от температуры

Титан обладает высоким коэффициентом поверхностного натяжения: при 1600 °С $\sigma_{\text{нат}} = 1,7 \text{ Дж/м}^2$. В области точки плавления $\sigma_{\text{нат}}$ титана в 1,5 раза выше,

чем у алюминия. Это свойство обеспечивает благоприятное формирование корня шва при сварке титана и его сплавов на весу.

Титан – химически активный металл, легко вступает в реакции с газами атмосферы – кислородом и азотом. С повышением температуры его реакционная способность повышается. С большинством металлов он образует интерметаллические соединения (титаниды). Будучи переходным металлом с незаполненным $3d$ электронным слоем, титан проявляет склонность к образованию комплексных соединений, в которых связь между титаном и углеродом осуществляется в основном через атомы кислорода и других элементов.

Титан относится к числу химически активных металлов, однако он обладает высокой коррозионной стойкостью, так как на его поверхности образуется стойкая пассивная плёнка TiO_2 , прочно связанная с основным металлом и исключая его непосредственный контакт с коррозионной средой. Толщина этой плёнки обычно достигает 5-6 нм. Благодаря оксидной плёнке титан и его сплавы не корродируют в атмосфере, в пресной и морской воде, устойчивы против кавитационной коррозии и коррозии под напряжением, а также в кислотах органического происхождения. В восстановительных средах он довольно быстро корродирует из-за разрушения защитной оксидной плёнки.

Один из недостатков титана – сравнительно низкий модуль упругости (в два раза меньше, чем у железа и никеля), что затрудняет изготовление из него жёстких конструкций. Поэтому в некоторых случаях для получения более жёстких конструкций необходимо увеличение сечения отдельных элементов. С повышением температуры модуль упругости понижается по линейному закону (рис. 21) [59], легирование же титана заметно повышает его значение. Коэффициент линейного расширения титана интенсивно возрастает с повышением температуры до 400 С.

Механические свойства титана в большой степени зависят от содержания примесей водорода, кислорода, азота и углерода (рис. 22) [59, 65], которые повышают прочность титана и в разной степени снижают пластичность и вязкость. Примеси ухудшают технологические свойства титана при обработке (главным образом – его свариваемость).

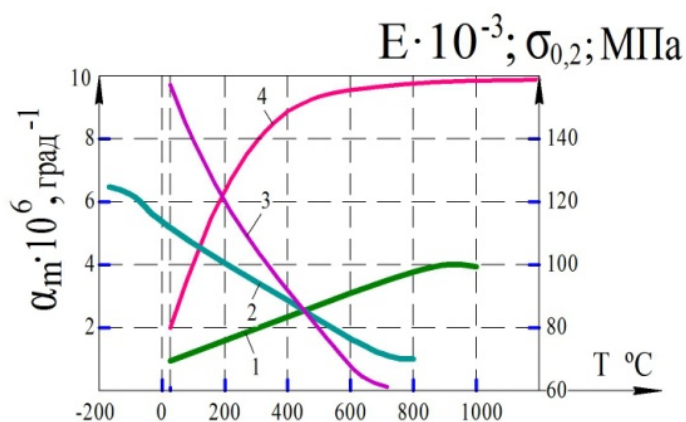


Рис. 21. График зависимости физико-механических свойств чистого титана от температуры: 1 – дилатометрическая кривая; 2 – модуль упругости; 3 – предел текучести; 4 – коэффициент линейного расширения

Различают примеси внедрения – кислород, азот, углерод, водород и примеси замещения, к которым относятся железо и кремний.

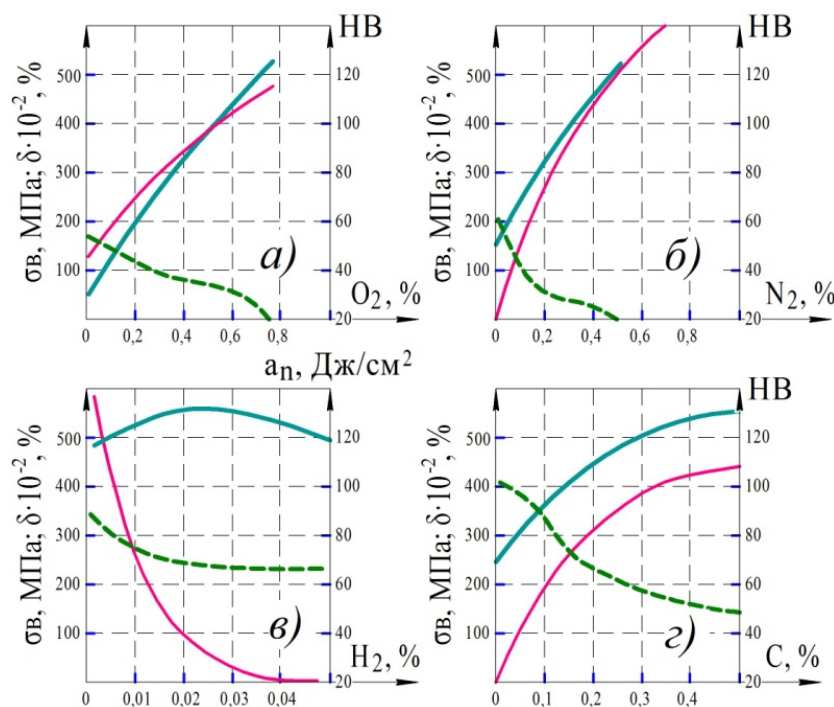


Рис. 22. Графики влияния кислорода (а), азота (б), водорода (в) и углерода (г) на механические свойства титана (a_n – ударная вязкость по Шарпи, кДж/м², ГОСТ 4647-80)

Примеси повышают прочность, но одновременно резко снижают пластичность, причём наиболее сильное отрицательное действие оказывают примеси внедрения, особенно газы. Особенно вреден водород, вызывающий водородную хрупкость титановых сплавов.

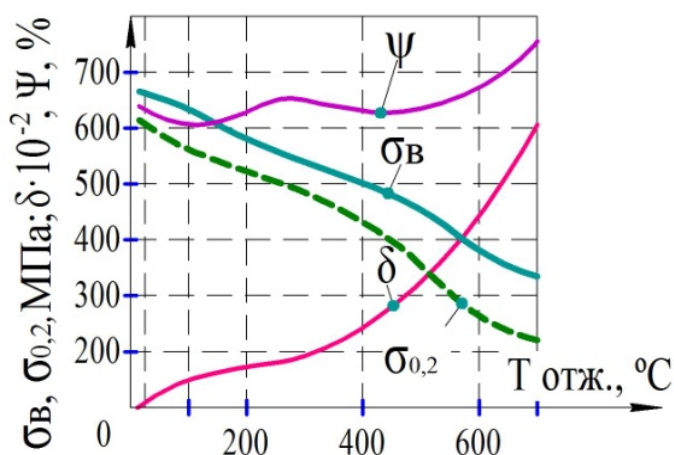


Рис. 23. Графики зависимости механических свойств титана, наклепанного на 70%, от температуры отжига

Водород попадает в металл при плавке и последующей обработке, в частности при травлении полуфабрикатов. Водород малорастворим в α -титане и образует пластинчатые частицы гидрида, снижающего ударную вязкость, что особенно отрицательно проявляется при испытаниях на замедленное разрушение.

Холодная пластическая деформация технического титана изменяет его механические свой-

ства, полный возврат которых происходит после отжига выше температуры рекристаллизации (600-700 °С) (рис. 23) [59].

1.2.4. Титанаты

Титанаты – соли титановых кислот. Различают метатитанаты $M^I_2TiO_3$; $M^{II}TiO_3$ и ортитанаты $M^I_4TiO_4$; $M^{II}_2TiO_4$. Известны также полититанаты, в которых отношение TiO_2/M^I_2O больше единицы. Щелочные и щелочноземельные металлы, а также бериллий и тяжёлые двухвалентные металлы образуют метатитанаты изоморфных рядов со структурой ильменита (магний, кадмий, двухвалентные кобальт, никель и марганец) и со структурой церовскита (кальций, стронций, барий и свинец). В этих титанах имеет координационное число шесть. В химическом отношении титанаты – весьма стойкие и довольно инертные вещества. За исключением, титанаты щелочных металлов, нерастворимы в воде и в разбавленных кислотах, однако растворимы в кипящей концентрированной серной кислоте. Отличаются сравнительно высокой температурой плавления, не проводят электрический ток (диэлектрики) и имеют большую диэлектрическую проницаемость.

Титанаты двух- и трёхвалентных металлов представляют собой сегнетоэлектрические материалы. Важнейшие из них, например титанат бария и свинца (особенно в твёрдых растворах с цирконатом свинца $PbZrO_3$), отличаются большой диэлектрической проницаемостью, высоким пьезомодулем, наличием петли диэлектрического гистерезиса (нелинейной зависимостью поляризации от напряжённости электрического поля) и особыми оптическими свойствами. Сегнетоэлектрическими свойствами обладают также смешанные титан натрия и висмута ($Na_{0,5}Bi_{0,5}TiO_3$) и калия висмута ($K_{0,5}Bi_{0,5}TiO_3$), кристаллизующиеся в структуре типа перовскита (кубическая решётка с периодами $a=3,88 \text{ \AA}$ и $a=3,94 \text{ \AA}$) и имеющие температуру Кюри, соответственно, 320 и 380 °С. Титаниты получают спеканием (или сплавлением) двуокиси с соответствующими окислами, гидроокисями 1100-1900 °С (метод порошковой металлургии), а также нагреванием до температуры 800-1200 °С шихты, полученной совместным осаждением из растворов компонентов в виде гидроокисей, карбонатов или оксалатов. Получившие наибольшее распространение в технике титанит бария и свинца и их твёрдые растворы получают в виде монокристаллов.

Титанит используют в квантовой электронике, лазерной технике, радиотехнике, гидроакустике, ракетной технике, атомной технологии, приборостроении и др. Титаниты – сегнетоэлектрики применяют для изготовления малогабаритных конденсаторов, пьезоэлементов, пирозлектрических приемников лучистой энергии и др.

1.2.5. Титановые сплавы

Сплавы на основе титана в промышленных масштабах начали использоваться с 1948 г. Они отличаются высокой механической прочностью, жаропрочностью, значительной коррозионной прочностью во многих агрессивных средах: многие из них отличаются хорошей свариваемостью.

Титан сплавляется со всеми металлами, кроме щёлочноземельных. В тройной системе с медью и серебром наблюдается его частичная несмешиваемость в жидком состоянии.

Со многими металлами (непереходными и VII-VIII групп) титан образует промежуточные фазы с кристаллической структурой типов CsCl, CuAu, Cr₃Si, MoSi₂, Ti₂Ni и др. Известны также метастабильные ω , α' и α'' -фазы, образующиеся в процессе охлаждения сплавов из β -области и существенно влияющие на технологические свойства титановых сплавов.

Титан и титановые сплавы поддаются всем известным методам обработки давлением, но их обработка резанием затруднена, так как они сохраняют высокую прочность даже при 500...600 °С. При 300...350 °С они на порядок прочнее алюминиевых и магниевых сплавов, кроме того, имеют высокую удельную прочность и коррозионную стойкость (рис. 24) [59].

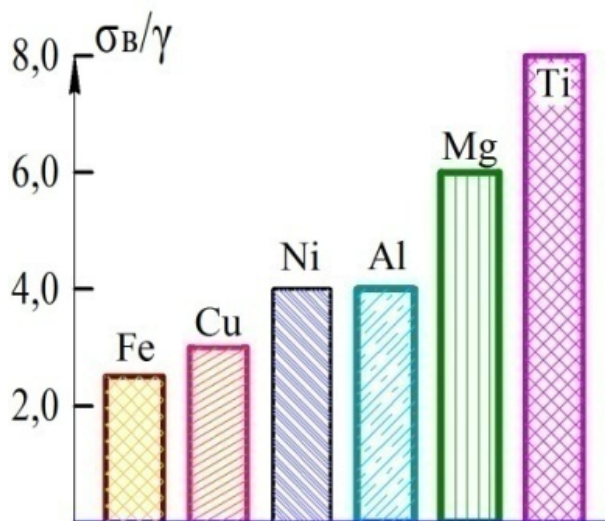


Рис. 24. Удельная прочность ($\sigma_{в/\gamma}$) ряда конструкционных металлов

С целью повышения ряда свойств титановых сплавов, в частности, прочности, жаропрочности и коррозионной стойкости используют легирование. Широкое применение нашли сплавы титана с алюминием, хромом, молибденом, ванадием, марганцем, оловом и некоторыми другими элементами. Как и в спла-

вах на основе железа, легирующие элементы оказывают большое влияние на полиморфные превращения титана.

Легирование титана различными элементами позволяет получить сплавы более высокой прочности и коррозионной стойкости по сравнению с техническим титаном. Существенно изменяются и другие свойства титана: уменьшаются теплопроводность до 7,0-8,8 Вт/(м·К) и коэффициент термического линейного расширения до $(7,8-8,5) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; удельная теплоёмкость существенно не меняется, в то время как удельное электросопротивление сплавов титана $(100-165) \cdot 10^8 \text{ Ом} \cdot \text{м}$ – в 2,0-2,5 раза повышается [59].

Наиболее распространённые марки титановых сплавов в соответствии с ОСТ 1-90013-81 имеют химический состав (табл. 4).

Таблица 4

Легирующие элементы в химическом составе марок титана (остальное Ti; ОСТ 1-90013-81)

Марка	Nb	Al	V	Mo	Sn	Zr	Mn	Cr	Si	Fe	O	H	N	C	Примеси
BT1-00									0,08	0,15	0,10	0,008	0,04	0,05	0,1
BT1-0									0,10	0,25	0,20	0,010	0,04	0,07	0,3
BT3-1		5,5-7,0		2,0-3,0		0,50		0,8-2,0	0,15-0,4	0,2-0,7	0,15	0,015	0,05	0,1	0,3
BT5-1		4,3-6,0	1,0		2,0-3,0	0,30			0,12	0,30	0,15	0,015	0,05	0,1	0,3
BT5		4,5-6,2	1,2	0,8		0,30			0,12	0,30	0,20	0,015	0,05	0,1	0,3
BT6		5,3-6,8	3,5-5,3			0,30			0,10	0,60	0,20	0,015	0,05	0,1	0,3
BT9		5,8-7,0		2,8-3,8		1,0-2,0			0,2-0,35	0,25	0,15	0,015	0,05	0,1	0,3
BT14		3,5-6,3	0,9-1,9	2,5-3,8		0,30			0,15	0,25	0,15	0,015	0,05	0,1	0,3
BT18	0,5-1,5	7,2-8,2		0,2-1		10-12			0,05-0,18	0,15	0,14	0,015	0,05	0,1	0,3
BT20		5,5-7,0	0,8-2,5	0,5-2,0		1,5-2,5			0,15	0,25	0,15	0,015	0,05	0,1	0,3
BT22		4,4-5,7	4,0-5,5	4,0-5,5		0,30		0,5-1,5	0,15	0,05-1,5	0,18	0,015	0,05	0,1	0,3
OT4-0		0,4-1,4				0,30	0,5-1,3		0,12	0,30	0,15	0,012	0,05	0,1	0,3
OT4-1		1,5-2,5				0,30	0,7-2,0		0,12	0,30	0,15	0,012	0,05	0,1	0,3

Титановые сплавы подразделяются по способу изготовления на деформируемые и литейные; по механическим свойствам - на сплавы низкой прочности и повышенной пластичности, средней прочности и высокопрочные; по назначению - на конструкционные и жаропрочные. По структуре Ti сплавы классифицируются на однофазные α - и β -сплавы, псевдофазные и двухфазные ($\alpha + \beta$)-сплавы. Фазовый состав Ti сплавов зависит от легирующих элементов и их количества [29, 59, 66]. Действие легирующих элементов характеризуют по их влиянию на температуру полиморфного превращения титана. По этому призна-

ку легирующие элементы делятся на группы (табл. 5), которые находят довольно широкое применение (табл. 6).

1) группа - элементы, повышающие температуру полиморфного превращения титана, называемые α -стабилизаторами: алюминий (основной легирующий элемент), кислород, азот, углерод (примеси). В сплавах, содержащих только α -стабилизаторы (в определённых концентрационных пределах), при нормальной температуре существует одна α -фаза.

2) группа - более обширная группа легирующих элементов. К ней относятся β -стабилизаторы: молибден, ванадий, ниобий, тантал, железо, хром, марганец, медь, никель, кремний, кобальт, водород (примесь). Они понижают температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения в титане.

Таблица 5

Химический состав, механические свойства промышленных титановых сплавов

Марка	Содержание легирующих элементов	σ_B , МПа	δ , %	Термообработка
<i>α-сплавы</i>				
BT1-00	Технический титан	300...450	30	Отжиг
BT1-0		400...450	30	
ПТ-7М	2,25 Al; 2,5 Zr	600...700	18	
BT5	5 Al	750...900	10	
BT5-1	5 Al; 2,5 Zr	750...900	12	
4200	0,2 Pd	400...450	35	
OT4-0	0,8 Al; 0,8 Mn	500...650	20	
BT18	6 Al; 11 Zr; 1 Mo; 1 Nb; 0,2 Si	950...1200	10	
BT3-1	6 Al; 2,5 Mo; 0,3 Si; 0,5 Fe	920...1150	14	
BT6c	0,5 Al; 4 V	850...1000	12	
BT6	6 Al; 4,5 V	950...1150	8	
BT14	4,5 Al; 3 Mo; 1 V	930...1250	6	
<i>$(\alpha + \beta)$-сплавы-сплавы</i>				
BT8	6,5 Al; 3,3 Mo; 0,35 Si	1050...1250	11	Закалка и старение
BT9	6,6 Al; 3,3 Mo; 1 Zr; 0,35 Si	1050...1250	11	
<i>Псевдо α-сплавы</i>				
OT4-1	1,5 Al; 1 Mn	600...700	15	Отжиг
OT4	3,5 Al; 1,5 Mn	700...900	11	
OT4-2	6 Al; 1,5 Mn	700...1050	8	
BT4	5 Al; 1,5 Mn	1000...1200	10	
AT2	2 Zr; 1 Mo	850...1000	12	
AT3	3 Al; 1,5 (Fe, Cr, Si)	600...750	20	
ПТЗВ	4 Al; 2 V	630...880	10	
AT6	6 Al; 1,5 (Fe, Cr, Si)	850...1050	10	
BT20	6 Al; 2 Zr; 1 V; 1 Mo	950...1150	8	
BT16	2,5 Al; 5 Mo; 5 V	950...1250	9	
BT22	5 Al; 5 Mo; 5 V; 1 Fe; 1 Cr	1000...1250	9	
BT23	4,5 Al; 2 Mo; 4,5 V; 0,6 Fe; 1 Cr	980...1350		
BT30	11 Mo; 6 Sn; 4 Zn	900...1200		

<i>Псевдо β-сплавы</i>				
BT15	3 Al; 7 Mo; 11 Cr;	850...1300	5	Отжиг
TC6	3 Al; 5 Mo; 11 Cr; 6 V	850...1300	6	
BT32	2,5 Al; 8,5 Mo; 8,5 V; 1,1 Cr; 1,2 Fe	900...1200	6	
<i>Литейные титановые β-сплавы</i>				
4201	33 Mo; 0,5 Zr			Отжиг
BT5Л	(4,1-6,2) Al			Отжиг, VT обра- ботка
BT6Л	(5,4-6,8) Al; (3,5-5,3) V			
BT9Л	(5,6-7)Al; (2,8-3,8)Mo; (0,8-2)Zr; (0,2- 0,35)Si			Литьё, отжиг
BT14Л	(4,3-6,3) Al; (2,5-3,8) Mo; (0,9-1,9) V			
BT20Л	(5,5-6,8)Al; (0,5-2)Mo; (1,5-2,5)Zr; (0,8- 1,8)V			

Таблица 6

Примеры применения промышленных титановых сплавов

Марка	Область применения
<i>α-сплавы</i>	
BT1-00	Малонагруженные детали, трубопроводы. Высокая коррозионная стойкость; 250...300 °С
BT1-0	
ПТ-7М	Трубопроводы в агрессивных средах при нормальной и повышенной температурах
BT5	Сварные силовые узлы, при 450 °С
BT5-1	Сварные силовые узлы, от -253 °С до +450 °С
4200	Химическое машиностроение
OT4-0	Малонагруженные детали, при отсутствии агрессивной среды
BT18	Детали компрессоров, другие до 600 °С
BT3-1	Тяжелонагруженные детали и конструкции
BT6с	Штамповарные конструкции, работающие при 350...400 °С и кратковременно до 700 °С
BT6	
BT14	
<i>(α + β)-сплавы</i>	
BT8	Детали, работающие при температуре до 400 °С
BT9	Детали, работающие при 500 °С
<i>Псевдо α-сплавы</i>	
OT4-1	Конструкционный и обшивочный материал, тонкостенные детали сложной формы при 350...400 °С
OT4	
OT4-2	Штамповарные конструкции, работающие длительно при 400...450 °С и кратковременно до 750 °С
BT4	
AT2	Конструкции, работающие при криогенных температурах
AT3	Химическое машиностроение
ПТЗВ	Валы, лопатки турбин, корпуса, сварные конструкции
AT6	Детали компрессоров холодильных установок
BT20	Штамповарные конструкции, до 500 °С и кратковременно до 800 °С
BT16	Детали крепления и других конструкций для длительной работы при температуре до 350 °С
BT22	Тяжелонагруженные конструкции, работающие при температуре до 500 °С
BT23	Тяжелонагруженные конструкции, работающие длительно при 350...400 °С и кратковременно до 750 °С
BT30	
<i>Псевдо β-сплавы</i>	
BT15	Штамповарные конструкции, при температуре до 150...250 °С и кратковременно до 750 °С
TC6	

BT32	
Литейные титановые β -сплавы	
4201	Химическое машиностроение
BT5Л	Детали, работающих в условиях высоких статических нагрузок при температурах до 400 °С
BT6Л	Конструкции силового набора при высоких нагрузках, до 500 °С и в условиях низких температур
BT9Л	Конструкции типа балок, шпангоутов, фитингов, кронштейнов при среднем уровне статических и усталостных нагрузок, до 400 °С и в условиях низких температур
BT14Л	
BT20Л	

Первые четыре из них образуют с Ti непрерывный ряд твёрдых растворов (изоморфные β -стабилизаторы). Остальные способствуют эвтектоидному распаду β -фазы. Все β -стабилизаторы ограниченно растворимы в α -фазе.

3) группа легирующих элементов (олово, цирконий, гафний) – это нейтральные упрочнители. Они практически не влияют на температуру полиморфного превращения. Олово вызывает эвтектоидный распад α -фазы титана, а цирконий и гафний неограниченно растворимы как в α -, так и в β -модификациях титана.

К α -сплавам относятся сплавы, легированные α -стабилизаторами и нейтральными упрочнителями. Упрочнение вызвано легированием α -твёрдого раствора. Термическая обработка не упрочняет α -сплавы и применяется лишь для снятия нагартовки (отжиг при 600–700 °С) или устранения остаточных напряжений, вызванных, например, сваркой (неполный отжиг при 550...650 °С). Сплавы этого типа имеют высокую термическую стабильность, хорошую свариваемость и коррозионную стойкость. Псевдо α -сплавы имеют в основе α -структуру и небольшое количество β -фазы (до 5 %) из-за дополнительного легирования β -стабилизаторами (табл. 5). Они хорошо свариваются и отличаются высокой технологичностью. По структуре, получаемой в ($\alpha + \beta$)-сплавах после закалки, их подразделяют на два класса: мартенситный и переходный (рис. 25).

Сплавы мартенситного класса менее легированы и в равновесном состоянии содержат сравнительно немного β -фазы (5–25%). Увеличение количества β -фазы в сплавах переходного класса до 50 % обеспечивает им самую высокую прочность этой группы сплавов как в отожжённом, так и в закалённом состоянии. После закалки они имеют структуру мартенсита α' (или α''). К этому классу относятся сплавы титана с алюминием и ванадием (BT6), высокопрочные сплавы, дополнительно легированные молибденом (BT14, BT16), и сплавы для работы при повышенных температурах (BT25, BT3-1).

Сплавы переходного класса более легированы и соответственно имеют больше β -фазы в равновесной структуре и после отжига (25–50 %). Структура и свойства этих сплавов очень чувствительны к колебаниям химического состава. Так, после закалки из β -состояния можно получить однофазную β' или двух-

фазную (α'' - и β') структуру. Наличие большого количества β -фазы (например, структура сплава ВТ22 состоит на 50% из β -фазы) обеспечивает сплавам переходного класса самую высокую прочность среди ($\alpha + \beta$)-сплавов как в отожжённом, так и в закалённом состояниях. Так, временное сопротивление сплава ВТ22 после отжига имеет те же значения, что у сплава ВТ6 после закалки и старения.

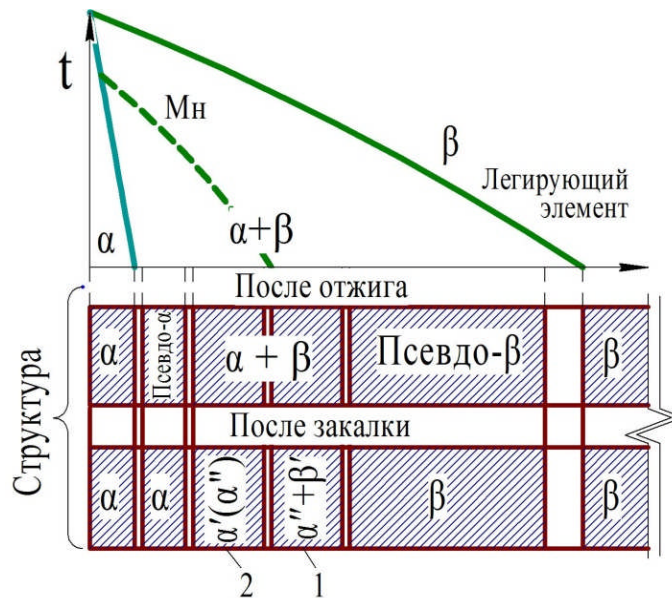


Рис. 25. Структура титановых сплавов в отожжённом и закалённом состояниях: 1) переходный класс; 2) мартенситный класс

Коэффициент $K_{1с}$ сплава ВТ22 равен $69,5\text{--}82,2 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, сплава ВТ6 - $82,2\text{--}94,8 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. Это позволяет применять сплавы переходного класса как в закалённом и состаренном, так и в отожжённом состоянии, что очень важно при изготовлении крупногабаритных деталей.

Сплавы Ti-($\alpha + \beta$) имеют смешанную двухфазную структуру – это твёрдые растворы на основе α - и β -модификаций титана. Двухфазные ($\alpha + \beta$)-сплавы характеризуются наилучшим сочетанием механических и технологических свойств. Они упрочняются термической обработкой (закалкой с последующим старением). Эта группа включает сплавы как средней прочности, имеющие предел прочности $750\text{--}1000 \text{ МПа}$ (например, ВТ6с), так и высокопрочные (ВТ6, ВТ14, ВТ3-1, ВТ22 и др.) [11, 56, 59].

Первые используются главным образом в отожжённом состоянии ($T_{\text{отж}} = 700\text{--}800 \text{ }^\circ\text{C}$), хорошо деформируются с подогревом, удовлетворительно свариваются. Широко применяется сплав ВТ6с, из которого изготавливают листы, поковки, штамповки, прутки, профили и другие полуфабрикаты. Сплав такого

типа рекомендуется для изготовления штамповарных конструкций, например ёмкостей высокого давления.

На рис. 26 представлены схемы диаграмм состояния титан – легирующий элемент. Такие элементы, как Al, N, O, повышают температуру полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$ расширяя область твёрдых растворов на основе α -титана и таким образом являются α -стабилизаторами (рис. 26, а). Учитывая охрупчивающее действие азота и кислорода, практическое значение для легирования титана имеет только алюминий. Алюминий является основным упрочняющим легирующим элементом, к тому же имеющим малую плотность. Поэтому он обычно присутствует в большинстве титановых сплавов.

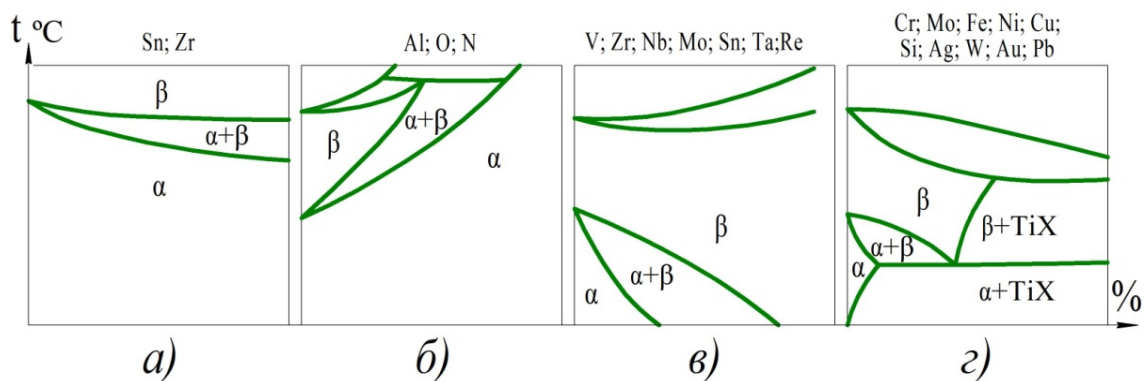


Рис. 26. Диаграммы состояния систем титан легирующий элемент (схемы): а) нейтральные элементы; б) α -стабилизаторы; в) изоморфные β -стабилизаторы; г) эвтектоидообразующие β -стабилизаторы

Большинство легирующих элементов (Mo, V, Mn, Fe, Cr и др.), наоборот, понижают температуру полиморфного $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения и расширяют область существования твёрдых растворов на основе β -Ti, являясь β -стабилизаторами. Некоторые β -стабилизаторы (Cr, Mn, Fe, Ni, Cu и др.) могут образовывать с титаном интерметаллидные соединения типа TiX . В этом случае при охлаждении β -фаза претерпевает эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiX}$ (рис. 26, в). Такие β -стабилизаторы являются эвтектоидообразующими. Упрочняющая термическая обработка, состоящая из закалки и старения, применима только для сплавов с $(\alpha + \beta)$ -структурой (рис. 26, б, в). Сплавы с устойчивой α -структурой (рис. 26, а) нельзя упрочнить термической обработкой.

Нейтральные элементы Sn, Zr, Hf, Th не оказывают существенного влияния на температуру полиморфного превращения и не меняют фазового состава титановых сплавов (рис. 26, г). Полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение может происходить двумя путями. При медленном охлаждении и высокой подвижности атомов оно происходит по обычному диффузионному механизму, а при боль-

шом переохлаждении и быстром охлаждении – по бездиффузионному мартенситному механизму. При медленном охлаждении образуется полиэдрическая структура α -твёрдого раствора, а при быстром – игольчатая мартенситная структура, обозначаемая α' или при большей степени легированности – α'' . Кристаллическая структура α , α' и α'' практически одинакова (гексагональная плотноупакованная решётка), однако решётка пересыщенных твёрдых растворов α' и α'' более искажена при высокой скорости охлаждения. При старении из α' и α'' -фаз выделяется β -фаза или интерметаллидная фаза (TiCr_2).

При старении из α' -фазы выделяется β -фаза различной дисперсности, вызывающая уменьшение твёрдости, или интерметаллидная фаза (например, TiCr_2), способствующая охрупчиванию сплава. С увеличением концентрации легирующих элементов, особенно Fe, Mn, Cr, Mo и V, выше критической, температуры начала (рис. 27) и конца мартенситного превращения резко снижаются [11, 56].

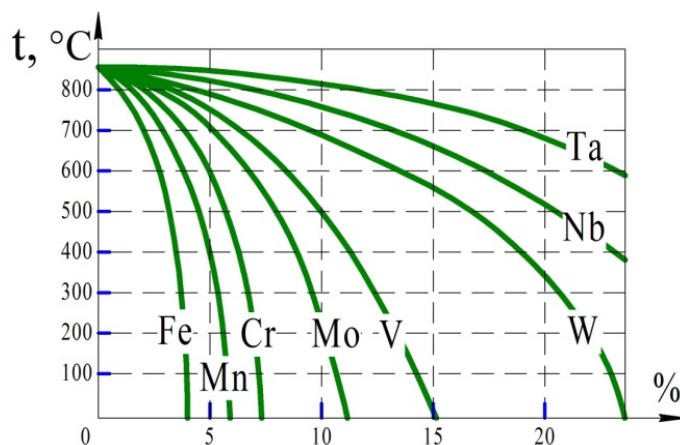


Рис. 27. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения титана

Когда температура мартенситного превращения становится ниже комнатной, а содержание легирующего элемента превышает критическую, соответствующую концентрации в точке а (рис. 26), закалка фиксирует переохлажденную неустойчивую β -фазу, обычно обозначаемую β' .

Диаграмма фазового равновесия с наложенной на неё линией начала мартенситного превращения показывает, какие структуры образуются из β -фазы при медленном и быстром охлаждении (рис. 28).

Старение сплавов с β' -структурой, во избежание сильного охрупчивания, связанного с образованием метастабильной промежуточной ω -фазы (когерентной решётке β -твёрдого раствора), производится при более высокой температу-

ре 500–550 °С. В результате высокотемпературного старения из β' -твёрдого раствора выделяется дисперсная α -фаза, повышающая прочность при сохранении достаточной пластичности.

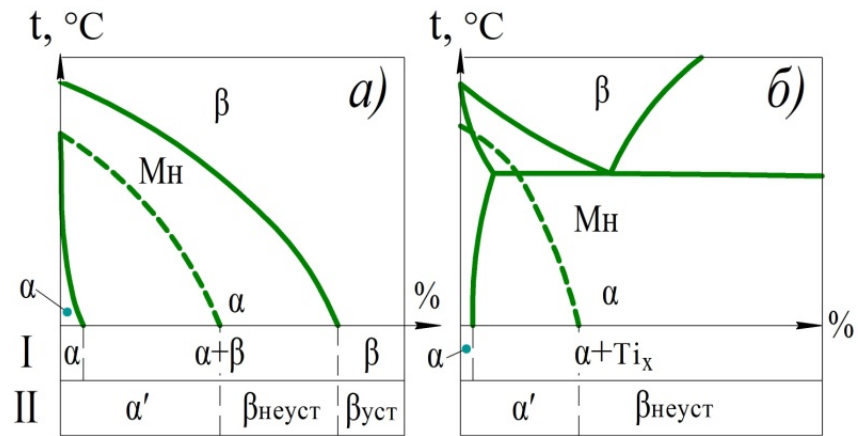


Рис. 28. Образование структур в титановых сплавах в зависимости от содержания (%) легирующего элемента и скорости охлаждения: I – медленное; II – быстрое [55]

Титановые сплавы подвергают термической обработке – рекристаллизационному отжигу, закалке и старению, а также химико-термической обработке.

Отжиг титановых сплавов проводят после холодной деформации. Температура их рекристаллизации составляет в среднем 500 °С, и отжиг при температуре 700–800 °С вполне достаточен для устранения наклёпа.

Превращения при закалке и старении в титановых сплавах в принципе похожи на соответствующие превращения в сталях. Однако из-за того, что α' -мартенсит в титановых сплавах мало отличается по прочности от равновесной α -фазы, столь существенного упрочнения, как в сталях, в титановых сплавах не происходит. В результате фазовой перекристаллизации происходит измельчение зерна, что положительно сказывается на их пластических свойствах. Когда температура начала мартенситного превращения становится ниже 20 °С, закалка фиксирует переохлажденную β -фазу, обозначаемую β' . При недостаточной скорости охлаждения и определённой концентрации легирующих элементов, близкой к критической, в структуре закалённого сплава может появиться метастабильная промежуточная фаза ω . Она трудно обнаруживается металлографически, так как когерентна решётке β -твёрдого раствора. Кристаллическая решётка ω -фазы гексагональная, с периодами $a = 0,46$ нм, $c = 0,282$ нм. Процесс образования этой фазы состоит в одновременном закономерном смещении атомов плоскостей (111) на расстояния, меньшие межатомных. При этом две соседние плоскости, перемещаясь в противоположные стороны, сближаются; тре-

тля плоскость не меняет своего положения. Появление этой фазы вызывает повышение твёрдости и хрупкости титановых сплавов.

Во время старения сплавов с β' -структурой при низких температурах (300–350 °С) также образуется ω -фаза, охрупчивающая сплавы. Поэтому старение ведут при более высокой температуре (480–550 °С), когда из β' -твёрдого раствора выделяется тонкодисперсная α -фаза, повышающая прочность и твёрдость (рис. 29) [56].

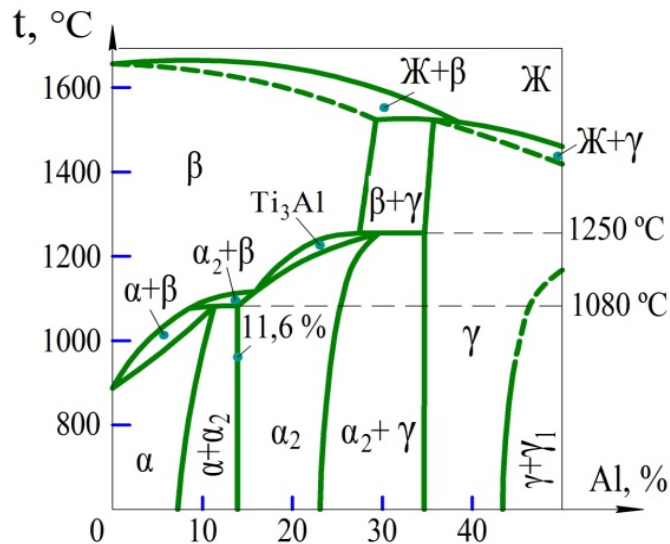


Рис. 29. Диаграмма состояния Ti-Al

Двухфазные сплавы удовлетворительно обрабатываются резанием и свариваются.

После сварки требуется отжиг для повышения пластичности сварного шва. Они меньше склонны к водородной хрупкости, чем α - и псевдо- α -сплавы, поскольку водород обладает большей растворимостью в β -фазе; ($\alpha + \beta$)-сплавы куются, штампуются и прокатываются легче, чем сплавы с α -структурой. Они поставляются в виде поковок, штамповых заготовок, прутков, листов, ленты.

Однофазные β -сплавы не имеют промышленного применения, так как для получения устойчивой β -структуры сплавы должны быть легированы большим количеством изоморфных β -стабилизаторов (V, Mo, Nb, Ta) – дорогих, дефицитных, обладающих высокой плотностью. Такие сплавы дорого стоят, имеют пониженную удельную прочность.

Псевдо- β -сплавы (BT15) – сплавы высоколегированные, в основном, β -стабилизаторами. Суммарное количество легирующих элементов, как правило, превышает 20%. Наиболее часто для легирования используют Mo, V, Cr, реже – Fe, Zr, Sn. Алюминий присутствует почти во всех сплавах, но в небольших ко-

личествах (~3 %). В равновесном состоянии сплавы имеют преимущественно β -структуру с небольшим количеством α -фазы.

После закалки они имеют структуру метастабильной β' -фазы. В этом состоянии сплавы обладают хорошей пластичностью ($\delta = 12\text{--}40\%$; $\psi 30\text{--}60\%$), легко обрабатываются давлением, имеют сравнительно невысокую прочность ($\sigma_{\text{в}} = 650\text{--}1000$ МПа). В зависимости от химического состава временное сопротивление после старения составляет $1300\text{--}1800$ МПа. У некоторых сплавов временное сопротивление при старении увеличивается более чем в 1,5 раза. Плотность этих сплавов находится в интервале $(4900\text{--}5100)$ кг/м³. Сплавы отличаются высокой удельной прочностью, обладают низкой склонностью к водородной хрупкости, удовлетворительно обрабатываются резанием. Недостатки сплавов: чувствительность к примесям кислорода и углерода, которые вызывают снижение пластичности и вязкости, пониженная пластичность сварных швов и низкая термическая стабильность.

Наибольшее распространение в промышленности получил сплав ВТ15. Сплав выпускается в виде листов, полос, прутков, поковок и рекомендуется для длительной работы при температуре до 350 °С.

Для повышения износостойкости титановые сплавы подвергают азотированию. Лучшие результаты дает азотирование в среде сухого, очищенного от кислорода, азота. Оно повышает поверхностную твердость, износостойкость, жаропрочность и жаростойкость, тогда как азотирование в аммиаке способствует охрупчиванию титановых сплавов вследствие насыщения водородом. Азотируют при температуре $850\text{--}950$ °С в течение $10\text{--}50$ ч. При этом на поверхности образуются тонкий нитридный слой и обогащенный азотом α -твердый раствор. Толщина нитридного слоя равна $0,06\text{--}0,2$ мм, HV 12 000. Глубина слоя, обогащенного азотом α -твердого раствора, равна $0,1\text{--}0,15$ мм, HV 5000–8000. Для устранения хрупкого нитридного слоя и уменьшения хрупкости азотированного слоя рекомендуется проводить вакуумный отжиг (при температуре $800\text{--}900$ °С).

Благодаря оксидной плёнке титан и его сплавы не корродируют в атмосфере, пресной и морской воде, устойчивы против кавитационной коррозии и коррозии под напряжением, а также в кислотах органического происхождения.

Производство изделий из титана и его сплавов имеет ряд технологических особенностей. Из-за высокой химической активности расплавленного титана его выплавку, разливку и дуговую сварку производят в вакууме или в атмосфере инертных газов.

Сплавы титана имеют несколько меньшую жаропрочность, чем специальные стали. Рабочая температура их использования не более $500\text{--}550$ °С. При

превышении этой температуры титан и его сплавы легко окисляются и интенсивно поглощают газы (рис. 30).

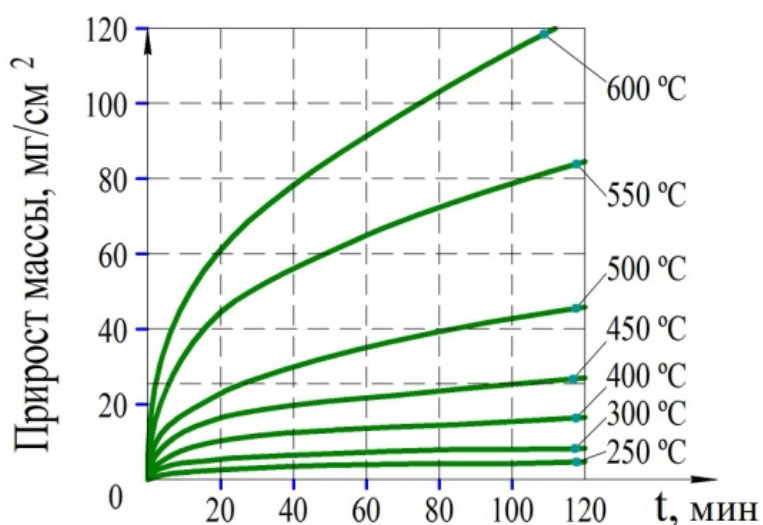


Рис. 30. Окисление титана при различных температурах

При технологических и эксплуатационных нагревах необходимо принимать меры для защиты титана от газонасыщения. Кроме газов, вредной примесью для титана является углерод, образующий карбиды.

Высокая способность к газопоглощению обусловила применение титана в качестве геттерного материала для повышения вакуума, в электронных лампах.

Для повышения жаростойкости титановые сплавы подвергают силицированию и другим видам диффузионной металлизации [11].

Высокопрочные сплавы (BT6, BT14, BT3-1, BT22 и др.) применяются после отжига, а в ряде случаев – после термического упрочнения (закалка от 800–900 °C, старение при 450–600 °C). Эти сплавы деформируются только в горячем состоянии. После их сварки обязательна термическая обработка. Удовлетворительно сваривается сплав BT6, отличающийся хорошей обрабатываемостью. Сплав BT3-1 относится к жаропрочным сплавам, предназначенным для изготовления деталей турбин [59]. При его сварке резко понижается пластичность сварного соединения. В качестве конструкционного материала для изготовления тяжело нагруженных деталей конструкций ответственного назначения применяют сплав BT22 критического состава, для которого требуется восстановление пластических свойств после сварки термической обработкой [56].

β -сплав марки 4201 является коррозионно-стойким, не упрочняется в результате термической обработки. Он применяется для изготовления сварной

арматуры, подвергающейся воздействию агрессивной среды при повышенной температуре.

Псевдо β -сплавы имеют в основе β -модификацию титана, поэтому основными легирующими элементами таких сплавов являются β -стабилизаторы (табл. 5). Они эффективно упрочняются термической обработкой, которая состоит из закалки (фиксация β -твёрдого раствора) и последующего старения при 400...500 °С (распад метастабильного твёрдого раствора с выделением продуктов распада α -фазы и интерметаллидов). Такая обработка приводит к значительному повышению прочности при определённом снижении пластичности. Псевдо β -сплавы удовлетворительно свариваются, после сварки соединения обладают высокими пластическими характеристиками. Сложной задачей является получение достаточно прочных и пластичных соединений после их термического упрочнения. Эта задача до настоящего времени полностью не решена.

В табл. 7, 8 [59] приведены сравнительные характеристики наиболее применяемых в самолётостроении сплавов Ti, Al, Fe, определённые при комнатной температуре.

Таблица 7

Сравнительная характеристика
наиболее применяемых сплавов Ti, Al, Fe

Марка сплава		Плотность γ , г/см ³	σ_b разрыву, МПа	Удельная статическая прочность, МПа · см ³ /г	Выносливость $n=2 \cdot 10^7$ циклов σ_1 , МПа	Выносливость гладких образцов, МПа · см ³ /г
Al- сплавы	AK4-1	2,8	420	15	135	48
	Д16Т	2,87	450	16,2	150	54
	В95	2,85	520	18,2	165	58
Ti- сплавы	OT4	4,55	800	17,5	420	92
	BT6ч	4,45	900	20	550	448
	BT22	4,55	1100	24,2	550	120
Стали	30ХГСА	7,85	1100	14	600	77
	ЭИ643	7,81	1800	23	750	96
	ВНС-2	7,76	1250	16	620	80
	ВНС-5	7,82	1450	18,5	720	92

По удельной усталостной прочности титановые сплавы превосходят другие материалы, поэтому замена алюминиевых сплавов и сталей титановыми сплавами позволяет значительно повысить удельную усталостную прочность. Из приведённых данных видно, что использование титановых сплавов в силовых конструкциях, работающих на изгиб и продольный изгиб, а также на растяжение, даёт экономию массы от 6 до 50 %.

Сравнительные характеристики отдельных конструкций
летательных аппаратов при замене материала титановыми сплавами

Параметры свойств	Трубопроводы		Обшивки		Шпангоуты		Лонжероны		Панели	
	Материал									
	Старый	Новый	Старый	Новый	Старый	Новый	Старый	Новый	Старый	Новый
	12X18H	OT4-1	OT4-1	BT20	30XГC	BT20	30XГC	BT22	B95	BT20
σ_b , МПа	550...60	600...75	600...75	950...11	1100...1	950...11	1600...1	1100...1	540...58	950...11
δ , %	40...60	25...30	25...30	12...15	10...12	12...15	8...9	8...12	11...12	12...15
ψ , %	50...60	35...40	35...40	40...50	45...55	40...50	35...45	30...50	18...20	40...50
a_n	150...20	45...50	45...50	45...55	50...60	45...55	40...60	40...70		45...55
ρ , г/см ³	7,9	4,5	4,5	4,45	7,85	4,45	7,8	4,68	2,8	4,45
E, ГПа	18,8	11,0	11,0	12,0	20,0	12,0	19,5	11,0	7,40	12,0

Использование титановых сплавов вместо алюминиевых в конструкциях, работающих на растяжение, даёт экономию массы, равную 14 %.

Как видно из данных табл. 7, 8, титановые сплавы имеют важные преимущества по сравнению с другими конструкционными материалами: высокую удельную усталостную прочность, значительную массовую эффективность конструкции (снижение массы силовых конструкций может достигать от 6 до 50 %), высокую коррозионную стойкость, однако обладают целым рядом специфических технологических свойств, существенно отличающихся от технологических свойств сталей и алюминиевых сплавов.

Существует мнение, что основным препятствием, сдерживающим более широкое применение титановых сплавов в самолетостроении, является высокая стоимость исходного титана. В действительности этот фактор имеет второстепенное значение. Стоимость основных материалов в истребителе, планер которого изготовлен из алюминиевых сплавов, составляет всего 1 % от стоимости машины. Если планер истребителя полностью изготовить из титановых сплавов, то стоимость сырьевых материалов составит 3,5 %. Если бы стоимость титана понизилась наполовину, то стоимость истребителя уменьшилась бы всего на 1 %. Т. о., стоимость машины определяется в основном не стоимостью сырьевых материалов, а затратами на производство [67].

Увеличение скоростей полёта летательных аппаратов привело к повышению температуры обшивки, при этом алюминиевые сплавы перестали удовлетворять требованиям, предъявляемым к сверхзвуковой авиационной технике [59]. Материалы должны обладать высокими жаропрочностью, жаростойкостью и жёсткостью при минимальной массе. Выбор материалов, оптимальных для каждого температурного интервала эксплуатации, целесообразно производить по удельным (отнесённым к плотности) механическим характеристикам и

BT16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
BT14**	540	-	-	-	-	-	-	-	-	-
BT9	740-800	50	-	600-680	350-400	440	400	16	230	5,5
BT22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
* На базе 10^7 циклов.										
** Закалка + старение										

- недостаточной технологичностью при обработке давлением, приводящей к повышению трудоёмкости производства деформированных полуфабрикатов и снижению коэффициента использования металла (для титановых сплавов 0,1-0,2); малой производительностью механической обработки (примерно 15 % от производительности механической обработки алюминиевых сплавов);

- высокой чувствительностью механических свойств титановых сплавов к типу и параметрам микроструктуры, обуславливающей строго регламентированные требования к технологическим параметрам для получения благоприятной структуры.

Т. о., снижение стоимости титановых самолетных конструкций должно быть основано не только на уменьшении стоимости исходного титана, но и на совершенствовании технологии изготовления. При повышении рабочей температуры начинается снижение механических характеристик материалов. На рис. 31 приведены зависимости удельной прочности различных материалов от температуры [59]. Характер кривых говорит о том, что, начиная с некоторой температуры, возникает интенсивное снижение удельной прочности, требующее для компенсации либо увеличения массы, либо перехода на более термостойкие материалы, либо применения жаростойких защитных покрытий.

Из сравнения сплавов на основе алюминия, титана, никеля, ниобия следует, что алюминиевые сплавы целесообразно применять при температурах до 150 °С, титановые – до 480 °С, различные никельхромовые – до 870 °С, ниобиевые сплавы с соответствующим защитным покрытием пригодны для работы при высоких температурах до 1300 °С.

Как отмечается в [56, 57, 59], особая роль титану принадлежит в космической технике. Уже сейчас многие силовые конструкции космических аппаратов изготавливаются из титана и его сплавов. Основные его преимущества – низкая плотность, коррозионная стойкость. Интерметаллические соединения – TiAl, Ti₃Al, TiAl₃ – характеризуются малой плотностью (около 3,8 г/см³, что в два раза ниже, чем у сплава на основе железа и никеля), большим модулем упругости ($17 \cdot 10^4$ МПа) и высокой стойкостью к окислению. Рабочая температура для титан-алюминиевых интерметаллидов около 800 °С, что на 250 °С выше, чем для серийных титановых сплавов.

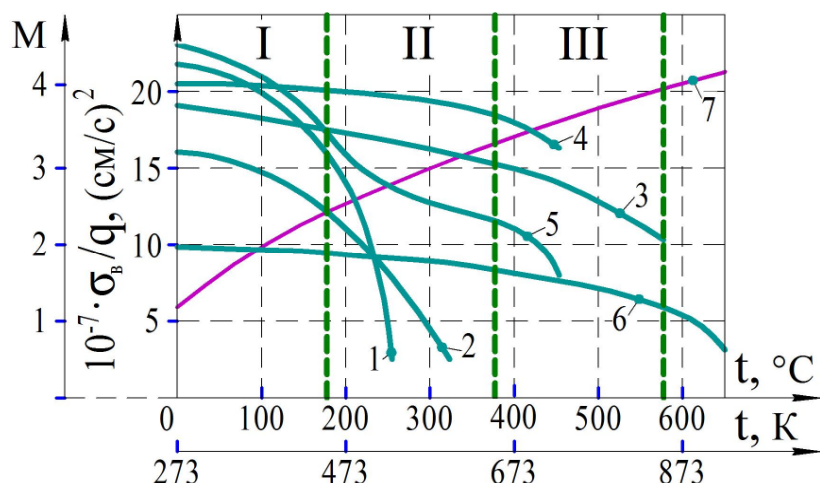


Рис. 31. Зависимости удельной прочности различных материалов от температуры (кривые 1...6), а также температуры от условного числа M (кривая 7): 1, 2 – алюминиевых сплавов В95 и Д 16; 3 – титанового сплава ВТ6; 4, 5, 6 – сталей: легированной 30ХГСА, коррозионно-стойкой ВНС-2 и жаропрочной с элементами никеля и кобальта

Специалисты надеются, что при использовании новых технологий путём армирования (использование в металлургии гранул и скоростной термообработки) удастся увеличить прочность конструкционных титановых сплавов до 1500 МПа, а это уже сопоставимо со свойствами высоколегированной стали [59]. В аэрокосмической технике находят все более широкое применение жаропрочные композиционные материалы, которые могут работать в условиях высоких температур и знакопеременных нагрузок. В этом случае малая плотность конструкционного материала не имеет такого большого значения, как его способность работать при более высоких температурах (табл. 10).

Разработка критериев работоспособности материалов в конструкциях и, соответственно, характеристик механических свойств должна базироваться на анализе влияния дефектов структуры и повреждений на сопротивление материалов деформации и разрушению с учётом возможных физико-химических и структурных изменений в материале в процессе его деформации. В материале практически всегда имеются повреждения (технологические, конструктивные, эксплуатационные), и важно для оценки надёжности определить реакцию на них материала. Теоретической базой для разработки критериев оценки прочности и надёжности материалов должна явиться быстро развивающаяся теория механики разрушения.

Пределы длительной и удельной длительной прочности композиционных материалов и суперсплавов за 100 ч при 649 °С [67]

Композиционный материал или суперсплав			ρ , $10 \cdot \text{кг/м}^3$	σ_{100} , ГПа	$\sigma_{100}/(\rho g)$, МПа·см ³ /г
Тип волокна	Доля волокна, %	Матрица или сплав			
Mo	30	Ti + 6Al + 4V	6,28	0,08	1,35
Mo	16,5	Ti + 6Al + 4V	5,45	0,13	2,44
Mo	16,5	Ti + 6Al + 4V	5,45	0,17	3,30
		«Хастеллой-X»	8,22	0,50	3,81
W	30	«Хастеллой-X»	11,54	0,58	5,33
		«Полоса-1»	8,30	0,73	9,15

Теория механики разрушения основывается на использовании модели твёрдого тела с разрывом сплошности в виде остроконечного концентратора напряжений типа трещины. Главное отличие задач теории трещин от задач классической теории упругости и пластичности состоит в учёте сил межчастичного сцепления и развивающейся в тупиковой части трещины.

В настоящее время решено значительное число задач о предельном равновесии хрупких и квазихрупких тел с различными видами трещин и разработаны методические основы определения характеристик вязкости разрушения для оценки сопротивления деформируемых тел разрушению. Разрушение рассматривают как кинетический процесс, имеющий стадии устойчивого и самопроизвольного (спонтанного) роста трещины. Самопроизвольное распространение трещины возможно в том случае, если увеличение поверхностной энергии в результате образования новых поверхностей компенсируется соответствующим уменьшением энергии системы.

На основе полученных результатов исследований введены такие показатели свойств материалов, как сопротивление образованию усталостной трещины, скорость ее роста, вязкость разрушения K_{Ic} и K_c и остаточная прочность при наличии трещины $\sigma_{нетто}$. Для материалов и полуфабрикатов, у которых остаточная прочность мало изменяется с увеличением ширины пластины, величина K_c^y примерно пропорциональна \sqrt{B} . При снижении $\sigma_{нет}$ с увеличением ширины K_c^y возрастает у более широких пластин, однако в меньшей степени, чем изменяется \sqrt{B} (рис. 32, б) [59, 68].

При проектировании современных самолётов используется принцип безопасной повреждаемости, предполагающий некоторую вероятность появления трещин ограниченной длины (при этом конструкция, имеющая трещину, должна выдерживать максимальную эксплуатационную нагрузку), что даёт возможность установить для конструкции более длительный ресурс эксплуатации. Для безопасно повреждаемых конструкций большое значение имеет скорость роста

усталостной трещины. Чем она меньше, тем легче обнаружить трещину при регламентных работах и “залечить” дефектное место.

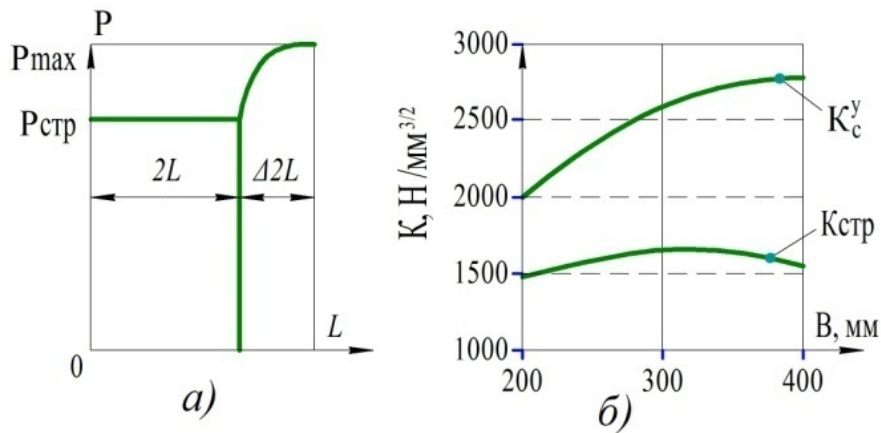


Рис. 32. Основные параметры вязкости разрушения плит из сплава 1201-T1 толщиной 80 мм: *a* – изменение длины трещины ($\Delta 2L$) при плоском напряжённом состоянии; *б* – влияние ширины пластины B на значения K_c^y и $K_{cстр}$ (K); где K_c^y – критическое значение коэффициента интенсивности напряжений при плоском напряжённом состоянии, определённое по исходной длине трещины $2L_0$ и максимальной нагрузке P_{max} ; f – поправочный множитель, зависящий от геометрии тела с трещиной

Схематично представленные кривые скорости роста усталости для трёх различных материалов (рис. 33) [59] иллюстрируют принцип выбора материала при данной длине обнаруживаемой трещины: лучшим будет материал 2, худшим – материал 3.

Для элементов конструкций, работающих в широком диапазоне температур, одним из основных показателей, определяющих работоспособность материала, является температура хрупко-вязкого перехода. Как правило, характеристики прочности и выносливости с понижением температуры возрастают, однако вязкость разрушения у большинства материалов снижается. Это явление известно как хладноломкость. Наиболее чувствительной характеристикой для оценки хладноломкости является вязкость разрушения K_{1c} .

Одним из важнейших параметров, характеризующих условия службы детали, является её геометрия. Следует отличать тонкие или сравнительно тонкие детали с развитой поверхностью от деталей с компактными сечениями большой толщины.

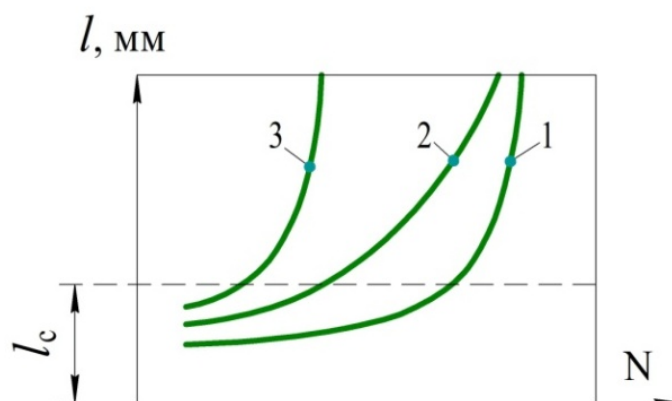


Рис. 33. Кривые скорости роста трещины усталости для различных материалов (1, 2, 3 – условные номера сплавов) при осевом растяжении пластины с центральной трещиной (l – длина обнаруживаемой трещины; l_c – критическая длина трещины)

В тонкой детали с развитой поверхностью трещина может распространяться на несколько десятков (или даже сотен) миллиметров без потери конструкцией несущей способности. Вместе с тем, следует учитывать и условия эксплуатации.

Так, для нижней обшивки крыла самолета с небольшой массой действующие напряжения, как правило, относительно невысоки (например, в горизонтальном полёте при $M = 1$, $\sigma_{\max} = 60$ МПа). В этом случае работоспособность конструкции определяют, в основном, по обычной кривой $\sigma - N_p$, получаемой при испытании образцов с типовым концентратором.

У крупногабаритных широкофюзеляжных самолетов нижняя обшивка крыла работает при более высоких напряжениях (~ 90 МПа) и для расчёта жизнеспособности такой конструкции значение приобретает не только кривая $\sigma - N_p$, но и такие характеристики, как $d(2l)/dN$, $K_{стр}$ и $\sigma_{нет}$. Лучшим материалом для нижней обшивки таких самолетов являются сплавы Д16ч, 1163, В95о.ч-Т2.

Если при эксплуатации материал обшивки (сталь, титан) подвергается нагреву, он должен иметь стабильную структуру, гарантирующую малое охрупчивание. Следует учитывать, что скорость роста трещины усталости при длительном нагреве материала снижается. Так, для стали ВНС-5 (отпуск при 560 °С) после нагрева при 450 °С в течение 2000 ч $d(2l)/dN$ снижается примерно в два раза.

Детали с массивными сечениями включают в себя детали простой формы, имеющие невысокую концентрацию напряжений, и детали сложной формы со значительной концентрацией напряжений.

К деталям простой формы относятся, например, лопасти воздушных винтов. При нормальной эксплуатационной нагрузке такие детали обычно разрушаются после того, как трещина усталости достигнет значительных размеров, поэтому скорость развития такой трещины влияет не только на определение ресурса, но и на установление регламента осмотра и ремонта. Скорость роста трещины зависит от состава сплава и режима термообработки, а также от типа полуфабриката.

Кроме показателей σ_b и $d(2l)/dN$, большое значение для массивных деталей с небольшой концентрацией напряжений приобретают также вязкость разрушения K_{Ic} и сопротивление коррозии под напряжением $\sigma_{кр}$.

Ограниченный объём данных о сопротивлении коррозии под напряжением основных авиационных материалов затрудняет выбор сплава (и соответствующей термической обработки) с оптимальным сочетанием прочностных, коррозионных и усталостных характеристик.

Разработанный смягчающий режим старения ТЗ обеспечивает высокое сопротивление коррозии под напряжением алюминиевых сплавов В93 и В95, однако при этом значительно снижается статическая прочность. Режим ТЗ поэтому целесообразно применять в условиях критических по коррозии, но в ряде случаев для деталей из алюминиевых сплавов ($\sigma_{кр} \sim 0,45 \sigma_{в0,2}$) предпочтительней использовать режим Т2 с применением поверхностного упрочнения и соответствующей защиты от коррозии.

В массивных деталях сложной формы со значительной концентрацией напряжений нельзя допустить появления усталостной трещины, поскольку разрушение таких деталей происходит чаще всего при очень малых размерах (1-2 % от площади поверхности и сечения) усталостной зоны. Следовательно, при проектировании деталей сложной конфигурации с сечениями значительной толщины следует принимать в расчёт кривую выносливости, соответствующую не полному разрушению, а образованию усталостной трещины.

В этом случае для изготовления массивных деталей сложной формы, например деталей шасси, могут оказаться выгодными материалы, не обладающие высокой вязкостью разрушения. Болтовые стыки являются наиболее критическими местами самолёта, и в ряде случаев они подвержены эксплуатационным разрушениям. В паре “болт– отверстие” возникает явление фреттинга, каверны которого распространяются на небольшую глубину. Возникающие на поверхности контакта трещинки совпадают с направлениями главных касательных напряжений. Поэтому от материалов, используемых в соединениях (болтовых, заклёпочных и ушковой конструкции), требуется не только высокое сопротивление фреттинг-усталости, но и малая скорость роста усталостной трещины.

Таким образом, характерная геометрия детали и условия её службы определяют различные требования к свойствам конструкционных материалов, обуславливающие их выбор и область применения. Из этих свойств можно выделить важнейшие (табл. 11).

Таблица 11

Условия эксплуатации и важнейшие свойства материалов летательных аппаратов

Геометрия детали	Элементы конструкции	Особенности эксплуатации	Важнейшие свойства материалов
Тонкие и сравнительно тонкие детали с развитой поверхностью	Крыло, нижняя обшивка	Тяжёлые самолеты, длительный ресурс. Лёгкие самолеты (единичные высокие перегрузки за полёт), самолёты коротких авиалиний	$K_{стр}^*$; $K_{с}^y$; σ_B ; $\sigma-N$; $d(2l)/dN$
	Крыло, верхняя обшивка	Сжимающие нагрузки (преимущественно)	σ_B ; $\sigma_{0,2}$
	Стрингеры крыла и фюзеляжа	Растянутая зона	σ_B ; $d(2l)/dN$; $\sigma-N$
		Сжатая зона	σ_B ; $\sigma_{0,2}$; E ; $\sigma-N$
	Обшивка крыла, фюзеляжа, внутренний набор	Высокая температура	жаропрочность, отсутствие охрупчивания по времени
	Бак	Глубокий холод (-180 до -252 °С)	σ_B ; σ_B^H ; температура хрупко-вязкого перехода (по K_{1c})
Газовая ёмкость	Внутреннее давление	σ_B ; $\delta_{равн}$; K_{1c}	
Компактные сечения большой толщины	Шасси	Изгиб, внутреннее давление	σ_B ; $\sigma-N$; $\sigma_{кр}$; E
	Балка, фитинг, силовой шпангоут сложной формы	Значительная концентрация напряжений, трёхосное напряженное состояние	Чувствительность к концентрации напряжений **
	Вал, ось, балка простой формы	Небольшая концентрация напряжений, невысокие напряжения	σ_B ; $\sigma-N$; K_k
Зоны с отверстиями, нагрузкой через болт или ось	Профиль разъёма, переходник узлов поворота	Растяжение, изгиб	σ_B ; сопротивление фреттингу ($\sigma-N$ проушин)
	Болтовой стык лонжеронов, панелей		$d(2l)/dN$
*При растяжении пластины с центральной трещиной			
**Предел прочности массивного образца с трещиной			

Рассмотренный выше комплекс свойств материалов самолётных конструкций даёт возможность сформулировать некоторые перспективы улучшения показателей прочности и надёжности материалов [59, 68].

Коэффициент K_{1c} , являющийся инженерной характеристикой склонности материалов к хрупкому разрушению, может быть значительно повышен у алюминиевых сплавов при уменьшении примесей железа и кремния (сплавы повышенной чистоты п.ч. и особо высокой чистоты о.ч.), у сталей – путём вакуумно-индукционной плавки и последующего переплава.

Для алюминиевых сплавов имеются определённые условия повышения K_{Ic} путём термической обработки. Для титановых сплавов превалирует задача получения однородной мелкозернистой структуры.

К высокопластичным относятся сплавы (марок ОТ-0, ОТ4-1 и АТ-2) с пределом прочности на растяжке до 686 МПа, поддающиеся деформации в холодном состоянии. У сплавов средней прочности (марок ОТ4, АТ-3, 4201, НТ-50, ВТ5, ВТ5-1, ВТ6С, ВТ4, АТ-4 ТС5, ВТ20 и ОТ4-2) предел прочности на растяжение 735÷981 МПа. Они хорошо свариваются, отличаются удовлетворительной термической стабильностью.

Высокопрочные титановые сплавы (марок ВТ6, АТ-6, ВТ3-1, ВТ14, ВТ22, ВТ23, ВТ15 и ТС6), содержащие β -фазу в пределах (4-85 %), что позволяет получать различные сочетания физико-механических и технологических свойств. Их высокая прочность (1,76-1,96 ГПа) достигается не только легированием, но и дисперсным упрочнением при закалке и старении. Высокопрочные сплавы отличаются высокой жаростойкостью и жаропрочностью) до температуры 400 °С). Их недостатки – нестабильность, повышенная чувствительность к концентрации напряжений. К титановым сплавам, эксплуатируемым при низких температурах, относятся сплавы марок АТ-2, АТ-3, ОТ4, ВТ5-1, и ВТ6С. Литейные сплавы представляют собой сплавы на основе α -фазы (до 2 %) и двухфазные ($\alpha+\beta$) сплавы. Они обладают высокой прочностью, но пониженной пластичностью из-за крупнокристаллической литой структуры.

Сопrotивление усталости деталей шасси, массивных балок, фитингов, кронштейнов, особенно сопротивление образованию усталостной трещины и коррозии под напряжением может быть радикально повышено путём поверхностного упрочнения. Это является весьма важным фактором, особенно при низкой или недостаточной контролепригодности деталей.

В болтовых стыках и ушковых соединениях установление болтов и втулок с натягом является наиболее эффективным средством увеличения ресурса. Менее эффективным является поверхностное упрочнение отверстий.

Весьма эффективным является замена металла композиционными материалами для изготовления целиком нескольких элементов конструкции (например, стрингеров, трубчатых раскосов), поясов безопасности или усиливающих накладок. Скорость роста трещины усталости у композиционного материала КАС-1А по сравнению с близкими по удельной прочности титановыми сплавами в 50-100 раз меньше.

Кроме того, материал КАС-1А характеризуется высокой остаточной прочностью, практически не отличающейся от предела прочности первоначального материала ($\sigma_{\text{нет}} = \sigma_{\text{в}} = 1200-1300$ МПа).

В России и во многих других странах широко ведутся исследования по созданию малоактивируемых конструкционных материалов с быстрым спадом радиоактивности [69]. В этом отношении особый интерес представляет ванадий и сплавы на его основе титаном. Заинтересовались разработчики новых материалов для атомной техники и изотопами некоторых элементов, спад радиоактивности в которых происходит в сотни раз быстрее, чем в других изотопах этих же элементов. Отметим, что процесс создания высокоэффективных материалов для реакторостроения находится в начальной стадии.

Как отмечается в [69], металлические композиты выпускаются давно, среди них наибольший интерес для конструктивных целей представляют объёмно-упрочнённые композиты с алюминиевой, титановой или магниевой матрицей, упрочнённой волокнами или частицами. При такой сравнительно слабой матрице композиты имеют весьма высокие механические свойства, например у Al-B предел прочности 1100-1200 МПа; Mg-B до 1050 МПа, что в несколько раз выше прочности матричного металла. Аналогичные свойства композиционных материалов с титановой матрицей приводятся и в зарубежной литературе [55] (рис. 34).

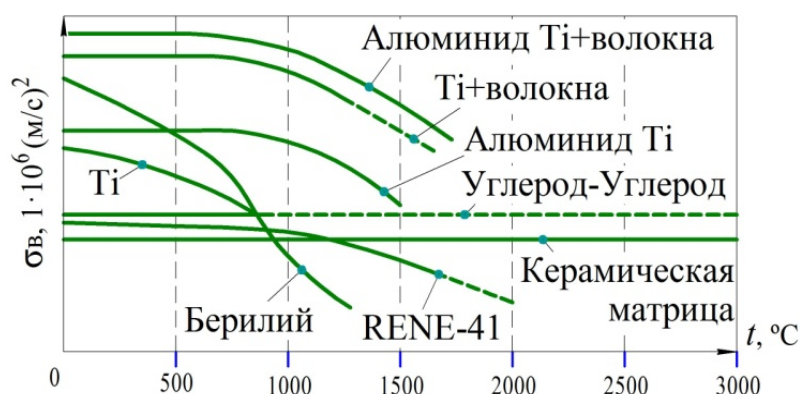


Рис. 34. Удельная прочность перспективных аэрокосмических материалов: сплошные кривые — реальная, штриховая кривая — планируемая

Титановые сплавы представляют большой интерес для авиастроения, так как они обладают небольшой плотностью, высокой температурой плавления, значительной коррозионной стойкостью и жаропрочностью. Рациональное легирование позволило создать титановые сплавы с высокими механическими свойствами. Свойства титановых сплавов определяют широкие возможности их применения для летательных аппаратов и авиадвигателей.

Особенно перспективно применение титановых сплавов при рабочих температурах 300-600 °С. В этом интервале температур алюминиевые и магниевые сплавы оказываются недостаточно прочными, а стальные – слишком тяжёлыми.

Титановые сплавы используются для обшивки самолётов, летающих со сверхзвуковыми скоростями (до $M=3-3,5$), когда поверхность нагревается до 450-500 °С, или изготовления наиболее нагреваемых частей - передних кромок крыла, стабилизатора, элеронов, а также основных элементов силового набора фюзеляжа, крыла, оперения [70].

В конструкции авиационного двигателя титановые сплавы наиболее широко применяются для деталей компрессора - лопаток и дисков. Кроме того, их используют для изготовления капотов двигателя, кожухов камер сгорания, реактивных сопел и т.д. (табл. 6). Титановые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные.

Деформируемые титановые сплавы применяются для изготовления полуфабрикатов (листов, профилей, плит, труб, прутков и др.) и по основным свойствам подразделяются на следующие классы:

- средней прочности (сплавы ВТ5, ВТ5-1 и др.);
- высокой пластичности (ОТ4, ОТ4-1);
- высокой прочности (ВТ6, ВТ 14, ВТ 16, ВТ22);
- жаропрочные (ВТ3-1, ВТ8, ВТ9).

Литейные титановые сплавы имеют высокие жидкотекучесть и плотность отливки, обладают малой склонностью к образованию горячих трещин и наибольшей линейной усадкой. Литейные титановые сплавы хорошо обрабатываются резанием, свариваются аргонодуговой сваркой. Кроме того, они имеют высокие герметичность и коррозионную стойкость, а также высокие пластические, прочностные и усталостные свойства. К недостаткам литейных титановых сплавов относится большая склонность к поглощению газов, в связи с чем их плавка и разливка проводятся в вакууме или в среде нейтральных газов.

Полуфабрикаты из титановых сплавов в виде листов, лент, прутков, труб, проволоки и профилей изготавливают ковкой, штампованием, холодной и горячей прокаткой, волочением и прессованием. Горячая обработка давлением ведётся в интервале температур 600-1050 °С. Упрочняющая термообработка заключается в фиксации метастабильных фаз (закалки) и последующего их распада при старении. Высокое сопротивление деформированию обуславливается высокой жидкотекучестью сплавов. Титановые сплавы выплавляют в индукционных печах в среде нейтральных газов или в вакууме с применением плотнографитовых тиглей, а также в электродных печах (с электродами) в среде нейтральных газов или в вакууме. Для устранения неоднородности применяют двойной переплав или ведут гарнисажную плавку.

Обладая высокой удельной прочностью, высокими антикоррозионными и другими свойствами, титан и его сплавы находят широкое применение. Однако при использовании их в некоторых случаях возникают проблемы, обусловленные трудностями его практического использования.

1.2.6. Некоторые проблемы использования титана и его сплавов

Проблемы, связанные с физико-химической природой.

В ряде случаев возникают проблемы, связанные с физико-химической природой титана, его сплавов и условиями эксплуатации. Небольшое значение модулей упругости титана – существенный его недостаток, т.к. в некоторых случаях для получения достаточно жёстких конструкций приходится применять большие сечения изделий по сравнению с теми, которые следуют из условий прочности. Модули упругости титана невелики и обнаруживают существенную анизотропию. С повышением температуры до 350 °С модули упругости уменьшаются почти по линейному закону.

Азот, углерод, кислород и водород, упрочняя титан, снижают его пластичность, сопротивление коррозии, свариваемость. Недостатком этих сплавов является склонность к водородной хрупкости. Водород мало растворим в α -фазе и присутствует в структуре в виде гидридной фазы, снижающей пластичность, особенно при медленном нагружении, и вязкость сплавов. Допустимое содержание водорода находится в пределах 0,01-0,005 %.

При высоких температурах (более 700 °С) у сплавов с повышенным содержанием титана проявляется высокотемпературное радиационное охрупчивание. При этом прочность облученных сплавов понижается по сравнению с исходной, т.е. происходит их разупрочнение. Псевдо- α -сплавы с повышенным содержанием алюминия (7-8 %), легированные Zr, V, Mo, Nb, Si, используются в изделиях, работающих при наиболее высоких температурах.

Хотя одним из недостатков титановых сплавов является высокая химическая активность с газами при повышенных температурах, однако этот недостаток титана удачно используют в электронной и вакуумной технике, где титан применяется в качестве поглотителя газов для обеспечения в замкнутом объеме высокого вакуума.

Некоторые из указанных недостатков титана могут быть устранены при помощи его легирования. Титан легируют алюминием, молибденом, ванадием, хромом, марганцем, цирконием, кремнием, железом, оловом и другими элементами. Титан легируют в основном для повышения прочности и жаропрочности, реже – для улучшения коррозионной стойкости. Легированные высокопрочные титановые сплавы (марок ВТ6, АТ-6, ВТ3-1, ВТ14, ВТ22, ВТ23, ВТ15 и ТС6),

содержащие β -фазу в пределах (4-85 %) обладают различными сочетаниями физико-механических и технологических свойств. Их высокая прочность (1764-1960 МПа) достигается не только легированием, но и дисперсным упрочнением при закалке и старении. Высокопрочные сплавы отличаются высокой жаростойкостью и жаропрочностью) до температуры 400 °С). Их недостатки – нестабильность, повышенная чувствительность к концентрации напряжений.

Среди основных недостатков функциональных конструкционных свойств титановых сплавов для изготовления деталей можно отметить следующие.

Во-первых, это низкие характеристики материалов при работе на трение и износ. Низкие антифрикционные свойства из-за высокого коэффициента трения являются одним из существенных недостатков титановых сплавов. Поэтому детали механизмов и машин, работающие в условиях интенсивного трения, приходят в негодность раньше, чем другие составляющие звенья конструкции и вся конструкция в целом оказывается неработоспособной. Плохие антифрикционные свойства, обусловленные налипанием титана на многие материалы, значительно затрудняют его использование в узлах трения, а титан в паре с титаном практически не может работать на трение.

До сих пор не найдено материала, удовлетворительно работающего в паре с не упрочнённым титаном [71]. Исследования показывают, что титан и его сплавы при работе с другими металлами либо переносятся (налипают) на поверхность более твёрдого металла, после чего трение протекает как в паре титан-титан, либо на поверхность титана происходит перенос более мягкого металла и трение протекает как в одноименной паре из мягкого металла. В таких парах наблюдается и взаимный перенос.

Наиболее универсальным, простым, надёжным и эффективным из числа рассмотренных методов поверхностного упрочнения титановых сплавов следует считать электроискровое легирование [72] и термическое оксидирование, в связи с чем работоспособность различных антифрикционных материалов оценивается, в основном, при трении по оксидированному титану. Оксидирование титана и его сплавов на воздухе [58, 60, 72, 73] осуществляется в обычных электрических печах при свободном доступе воздуха к поверхности металла в интервале температур от 700 °С. Выбор указанного интервала температур обоснован тем, что при окислении титана при температуре ниже 700 °С толщина окисленного слоя очень незначительна и практически мало зависит от времени; повышение температуры выше 900 °С сопровождается сильной порчей структуры и значительным падением механических свойств сердцевины.

В промышленности применяются в основном [72-74] оксидирование на воздухе в интервале температур 700-800 °С, при выдержке 1-12 ч и медленном охлаждении с печью и оксидирование на воздухе при температуре 850 °С и вы-

держке 5-6 ч, с охлаждением в воде для удаления слоя окалина [72]. Окисленный слой титана, состоит практически из трёх слоев. Верхний наружный слой представляет собой рутил TiO_2 , средний слой (внутренний по отношению к рутилу) - соединение типа TiO , под которым расположена зона твёрдого раствора кислорода в α -титане. До температуры 800 °С и небольших выдержках при окислении окалина на титане имеет относительно плотное строение и прочно связана со слоем монооксида титана и тем самым с сердцевиной металла. Повышение температуры выше 800 °С и времени выдержки более 2-3 часов приводит к ослаблению связи окалина с основным металлом под влиянием сжимающих напряжений и к её отслаиванию.

Во-вторых, особенностью титана и его сплавов является высокая склонность к контактному схватыванию при трении. Это свойство создает известные трудности при обработке титана резанием и делает опасным его применение в трущихся узлах механизмов и машин, т. к. может произойти заклинивание деталей узла трения.

Относительно тонкая естественная окисная плёнка на титане легко разрушается при трении за счёт высоких удельных нагрузок в точках контакта (на неровностях поверхности), благодаря значительно более высокой пластичности титана, чем у окисной плёнки. На локальных участках контакта двух поверхностей происходит явление схватывания. Этому способствует и ряд других свойств титана: повышенная упругая деформация из-за более низкого (например, чем у стали) модуля упругости, более низкая теплопроводность и др. Т. к. титан легко наклёпывается при пластической деформации, связи, возникающие в местах контакта (холодная сварка), на наклёпанном металле более прочны, чем прочность основного металла. Кроме того, благодаря выделению теплоты трущаяся поверхность металла обогащается газами из окружающей среды, что также повышает прочность поверхностного слоя. Поэтому разрушение образовавшихся связей обычно происходит в глубине основного металла и повреждения на трущихся поверхностях из титана носят так называемый глубинный характер со значительным наволакиванием и вырывами металла.

Появление начала схватывания на трущихся поверхностях зависит от многих факторов, таких как удельная нагрузка, скорость трения, величина относительного перемещения и его характер, шероховатость поверхности, окружающая среда и т. п. При прочих равных условиях значение удельной нагрузки схватывания сильно зависит от величины пути взаимного перемещения трущихся поверхностей, уменьшаясь с увеличением пути трения.

Легирование титана различными α - и β -стабилизаторами, термообработка сплавов мало изменяют сопротивление схватыванию в условиях трения. Оксидирование, азотирование, химическое никелирование и гальваническое хроми-

рование титановых сплавов увеличивают нагрузку схватывания, однако коэффициент трения для этих сочетаний упрочнения поверхности титана, за исключением химического никелирования, падает всего в 1,5-2 раза. При сухом трении оловянной бронзы марки БрОЦ10-2 по сплаву ВТ5, величина нагрузки схватывания значительно повышается. В воде при трении бронзы по оксидированному титану схватывания практически не наблюдается. В этом случае, как показали исследования [74], наиболее эффективен метод ЭИЛ.

В третьих, большая склонность титана и его сплавов к задирам практически не позволяет применять эти материалы для изготовления деталей, работающих в условиях контактного трения.

На структуру, фазовый состав и прочность сцепления окалины с основным металлом значительное влияние оказывают легирующие элементы. По этой причине применительно к каждому сплаву подбираются оптимальные режимы различных методов повышения антифрикционных свойств титана и его сплавов. Существует ряд методов повышения антифрикционных свойств титана, это, в первую очередь, оксидирование, а также диффузионное упрочнение поверхностей деталей путём насыщения поверхностного слоя кислородом, азотом, бором, углеродом, кремнием и т. п. Применяют также нанесение металлов на поверхность титана возможно гальваническим и химическим способами, а также осаждением из расплавов, паров и т. п. Применяют наплавку на поверхность твёрдых сплавов на основе титана или различных видов напыления – плазменного, детонационного и т. п.

Оценка работоспособности при трении титановых сплавов, подвергнутых различным методам поверхностного упрочнения по опубликованным литературным данным, представляет значительные трудности по следующим основным причинам. Антифрикционные свойства слоёв на титане, полученные методами химико-термической обработки, изменяются по мере износа слоя, так как последний имеет переменные по глубине физико-механические свойства, в том числе и твёрдость, изменяющуюся от максимальной на поверхности до твёрдости исходного материала.

Работоспособность упрочнённого или нанесённого слоя (гальванические, химические и напылённые покрытия), как правило, зависит от величины и времени воздействия знакопеременных напряжений, возникающих при скольжении двух шероховатых поверхностей в точках реального контакта и приводящих в большинстве случаев к усталостному износу слоя или к его выкрашиванию.

Проблемы обработки деталей из титана и его сплавов. В современном авиастроении общая тенденция производства – увеличение производительности и точности механической обработки. Особенно остро данный вопрос стоит

применительно к обработке титановых сплавов, жаропрочных сталей на станках с ЧПУ, имеющих высокую стоимость машинного времени.

В работе [57] показано физическое представление о природе интенсивного износа режущего инструмента в процессе обработки заготовок из титановых сплавов. При получении заготовок из сплавов Ti литьем, ковкой или штамповкой вследствие высокой химической активности титана к кислороду и азоту воздуха поверхность заготовок покрывается окалиной, а прилегающий к ней слой насыщается указанными газами. В результате этого существенно изменяются физико-механические свойства и структура поверхностного слоя заготовок Ti: возрастает твёрдость до 8-9 единиц по шкале Мооса [75], и образуется α -фаза. Высокая твёрдость поверхности заготовок и значительная неоднородность свойств его структуры обуславливают снижение работоспособности режущего инструмента. Наличие твёрдой корки приводит у быстрорежущих резцов и фрез к смятию не только режущих кромок, но и поверхностей контакта, а у резцов с пластинками из твёрдых сплавов – к повышению температур, повышенному химическому износу, хрупкому износу, выкрашиванию режущих кромок.

При обработке Ti по корке быстрорежущий инструмент не может быть применим из-за почти мгновенного износа указанного характера.

Режущий инструмент, оснащённый пластинками из твёрдого сплава BK8, менее хрупкий по сравнению со сплавами T15K6, T5K10, BK2, BK4, BK6M и лучше противостоит износу при обработке Ti и его сплавов. Критерием износа при черновой обработке титановых сплавов резцами и фрезами, оснащёнными пластинками из твёрдых сплавов BK8, BK8Ta и BK12Ta, следует считать величину износа по задней поверхности, равную 0,5-0,7 мм. Возникающая в процессе резания Ti при форсированном режиме высокая температура не только создаёт условия для поглощения деформированными слоями кислорода и азота воздуха, но и вызывает другие явления. Под влиянием значительной температуры происходит снижение прочности контактных слоёв пластинки из твёрдого сплава, и химическая активность титана возрастает настолько, что он вступает во взаимодействие с этими слоями. Продукт взаимодействия уносится сходящей стружкой и поверхностями обрабатываемой детали, упрочнёнными в результате протекания указанного физико-химического процесса.

Режущий инструмент, изготовленный из быстрорежущих сталей P18, P9Ф5, P9K5, P18Ф2M, P10K5Ф5 и др. в условиях чистовой и получистовой обработки титана и его сплавов подвергается интенсивному износу уже при скоростях резания, не превышающих 10-15 м/мин. Поэтому он находит ограниченное применение и может быть рекомендован лишь для тех видов обработки, для которых не представляется возможным изготовить режущий инструмент, ос-

нащённый пластинками из твёрдых сплавов (сверление, развёртывание, нарезание резьбы мелких отверстий, протягивание сложного профиля и др.). В подобных случаях следует применять быстрорежущую сталь.

При чистовом и получистовом непрерывном точении Ti и его сплавов двухкарбидные (T15K6, T5K10, T5K12B, T30K4 и др.) и трёхкарбидные (TT10K8A, TT10K8B, TT20K9) твёрдые сплавы характеризуются значительным износом и не могут быть рекомендованы для производительного резания сплавов на основе титана. В тех же условиях стандартные однокарбидные твёрдые сплавы с содержанием кобальта не более 8 %, а также легированные танталом твёрдые сплавы BK8Ta и BK12Ta подвержены значительно меньшему износу. Твёрдые сплавы BK2, BK4, BK6, BK6M, BK8, BK8Ta, BK12Ta, обладающие в данных условиях наилучшими режущими свойствами, рекомендуются в качестве инструментального материала для оснащения резцов, работающих в условиях чистового и получистового непрерывного точения Ti.

Для чистовой и получистовой обработки Ti при фрезеровании и прерывистом точении, для обработки отверстий (диаметром от 5 мм при сверлении и от 8 мм при зенкерованиях и развёртывании), а также для протягивания несложного профиля следует применять режущий инструмент, оснащённый пластинками из твёрдых сплавов BK8, BK8Ta, BK12Ta. Применение их для указанных видов обработки титана и его сплавов основывается на двух положениях. С одной стороны, благодаря своим свойствам они подвержены выкрашиванию и сколам при прерывистом резании в значительно меньшей степени, чем твёрдые сплавы BK4, BK6M, BK6. С другой стороны, эти операции выполняются в таком диапазоне скорости резания, когда процесс износа у сплавов BK8, BK8Ta, BK12Ta протекает весьма медленно, и их стойкость оказывается вполне достаточной для осуществления производительного резания в данных условиях.

В наиболее тяжёлых условиях обработки титана и его сплавов (при отсутствии корки) требующих применения инструмента с режущей частью повышенной прочности, например, при сверлении отверстий с $L=5-10 D$, рекомендуется использовать твёрдые сплавы BK10M и BK15M.

В качестве критерия затупления при чистовой и получистовой обработке может быть рекомендована величина износа по задней поверхности, равная 0,3-0,5 мм. Минимальная величина износа по задней поверхности резцов с пластинками из рекомендованных марок твёрдого сплава имеет место при резании со значениями его переднего и заднего углов, равными соответственно нулю и 15° . Поэтому указанные значения главных углов рекомендуются в качестве оптимальных.

Применение в качестве смазочно-охлаждающей жидкости эмульсии стандартного состава при чистовом и получистовом точении Ti и его сплавов не

оказывает существенного влияния на интенсивность износа резцов с пластинками из твёрдых сплавов как при обычном способе подвода этой жидкости, так и при подаче ее под давлением 25 кГ/см^2 к режущей кромке со стороны задней поверхности резца.

Существенное влияние на обрабатываемость титановых сплавов оказывает структура. Это влияние связано как с фазовым составом, так и с формой, строением и распределением структурных составляющих. Наиболее благоприятными структурами являются:

- для $(\alpha+\beta)$ -сплавов – преобладающая α' -фаза мелкоигольчатого строения, возникающая, например, в результате деформации (не менее 50 %) при температуре 950-900 °С и последующей термической обработки типа нормализации (нагрев при температуре 1000 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе);

- для α -сплавов – мелкозернистая α -структура, образовавшаяся при аналогичной деформации без термической обработки и с последующим отжигом (нагрев при температуре 750 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе);

- для β -сплавов – β -структура горячекованных термически необработанных полуфабрикатов относительно мелкозернистого строения.

По влиянию на обрабатываемость к указанным близки структуры прессованных заготовок, находящихся в состоянии поставки, и прутков, подвергнутых деформации (не менее 50 %) при температуре 950-900 °С и имеющих мелкоигольчатую α' -фазу [$(\alpha + \beta)$ -сплавы], а также структуры прессованных заготовок, находящихся в отожжённом состоянии (α -сплавы), и кованых прутков (β -сплавы) после закалки (нагрев при температуре 760 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в воде). Наиболее трудно обрабатываются $(\alpha + \beta)$ -сплавы имеющие структуру, образовавшуюся в результате деформирования (50 %), при температуре 1100-1050 °С и последующей термической обработки (нагрев при температуре 880 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе), а также после указанной деформации при температуре 950-900 °С и упрочняющей термической обработки (нагрев при температуре 840 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в воде при 400 °С в течение 1 ч, охлаждение на воздухе), когда появляется дисперсная α -фаза.

Наиболее тяжело обрабатываются α -сплавы при наличии крупнозернистой α - структуры, которой характеризуются кованые малодеформированные заготовки, термически не обработанные.

Механическая обработка β -сплавов особенно затруднительна, когда в их структуре наряду с β -фазой, являющейся основной структурной составляющей, присутствует дисперсная или коагулированная α -фаза, из которых первая образуется в результате закалки и старения (нагрев при температуре 760 °С, вы-

держка в течение 1 ч, охлаждение в воде; нагрев при 460 °С в течение 24 ч, охлаждение на воздухе), а вторая – после закалки (нагрев при температуре 800 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе).

Сплавы с ($\alpha + \beta$)-структурой. При изготовлении заготовок из сплава ВТ8 под штамповку следует использовать кованные (деформация не менее 50 % при температуре 950-900 °С) термически обработанные (нагрев при температуре 1000 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе), а также прессованные прутки, подвергнутые указанной термической обработке. Для изготовления заготовок из сплава ВТЗ-1 под штамповку необходимо применять кованные (условия аналогичны условиям изготовления заготовок из сплава ВТ8) или прессованные, термически обработанные прутки (нагрев при температуре 900 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе). Технологические процессы изготовления заготовок из сплава ВТ8, подлежащих ступенчатому отжигу (обычно штамповки, поковки), следует разрабатывать таким образом, чтобы перед механической обработкой (после горячей обработки давлением) выполнялся только высокотемпературный нагрев и лишь после удаления основного припуска (точением или фрезерованием) – низкотемпературный нагрев. При проектировании технологических процессов изготовления деталей из сплава ВТЗ-1 термическую обработку следует вводить лишь после черновой обработки штамповок и поковок. При применении упрочняющих режимов термообработка должна выполняться в две операции, не следующие непосредственно одна за другой: высокотемпературный нагрев и охлаждение в воде – после черновой обработки и низкотемпературный нагрев – перед окончательной обработкой.

Сплавы α -структурой. При изготовлении заготовок под штамповку следует использовать как отожжённые, так и термически необработанные достаточно деформированные (деформация не менее 50 %) полуфабрикаты, а также отожжённые прессованные прутки.

Штамповки и поковки могут поступать в механическую обработку в отожжённом состоянии или термически необработанными. В последнем случае отжиг производится после обдирки. Отжиг штамповок и поковок так же, как и старение, следует производить после черновой и получистовой обработки с учётом припусков достаточных величин.

Сплавы с β -структурой. Лучшими заготовками под штамповку являются кованные термически необработанные прутки.

В работах [29, 57] приводятся рекомендации, повышающие производительность механической обработки деталей из титановых сплавов. Термическая обработка штамповок и поковок заключается в закалке и старении. Первая, закалка, выполняется после горячей обработки давлением, а вторая – после механической обработки, при которой удаляется основной припуск.

Возможный путь повышения эффективности обработки деталей из титана заключается в совершенствовании техпроцессов, главным образом за счёт ужесточения режимов резания. Но завышенные режимы резания приводят к повышенному износу инструмента, поэтому в настоящее время фирмы-производители режущего инструмента, такие как Sandvik (Швеция), Walter (Германия) и другие, ведут активные разработки в различных направлениях, где одним из основных является нанесение на исполнительные поверхности режущих инструментов износостойких покрытий. Развитие нанотехнологий открывает возможность повышения работоспособности режущих инструментов за счёт нанесения сложных многослойных нанокompозитных покрытий, механические и адгезионные свойства которых существенно лучше применяемых ранее (однослойные многофазные покрытия (Ti; N), (Ti; C), (Cr; N), (Zr; N), что требует переосмысления накопленного опыта и дальнейшего изучения данного вопроса. Этапы развития типов износостойких покрытий представлены в виде “генеалогического дерева” на рис. 35 [76].

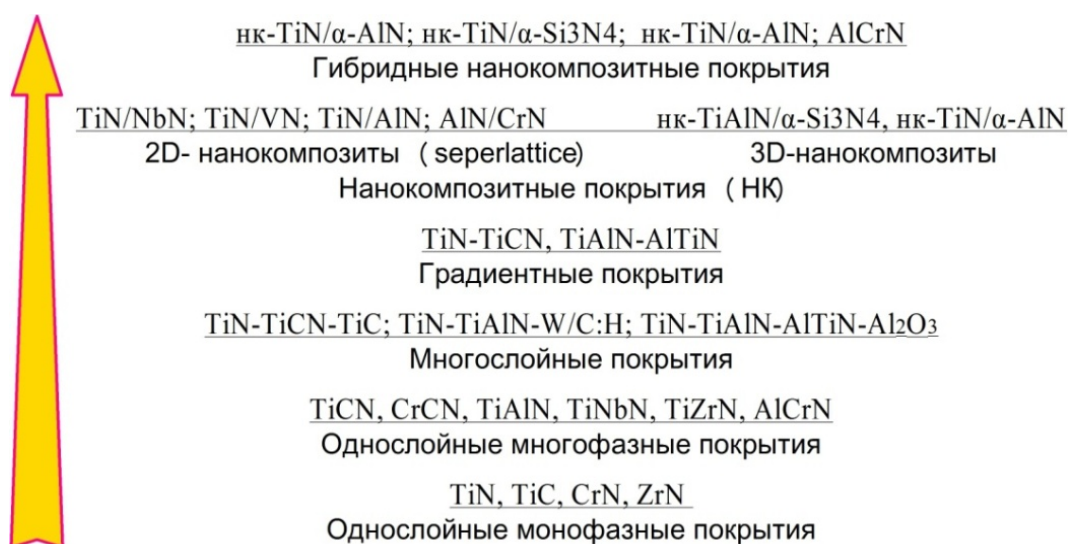


Рис. 35. "Генеалогическое дерево" износостойких покрытий

В настоящее время разработано и применяется множество методов упрочняющей обработки режущих инструментов. Каждый из этих методов имеет преимущества и недостатки. Основное применение нашли химические CVD (chemical vapour depositon) и физические PVD (physical vapour depositon) методы нанесения покрытия на основе соединений Ti.

В общем случае процессы CVD основаны на протекании гетерогенных химических реакций в парогазовой среде, окружающей инструмент, в результате которых образуются износостойкие покрытия. Методы физического осаждения PVD-покрытий универсальны с точки зрения получения гаммы многослойных

и композиционных нанопокровтий на основе нитридов, карбидов, карбонитридов, оксидов и других соединений и позволяют реализовать процессы нанесения при температурах 300...800 °С. PVD- покрытия по мере повышения скорости резания и, соответственно, температуры в зоне резания значительно меньше теряют в твёрдости, чем CVD-покрытия. Преимущества твёрдосплавных пластин с ионно-плазменным покрытием PVD, имеющих максимальные прочностные характеристики, определяемые характером формируемой связи между покрытием и основой, а также благоприятным влиянием ионной бомбардировки на поверхностную структуру и дефекты твёрдого сплава особенно наглядно проявляются при прерывистом резании, а также при черновой обработке в тяжёлых условиях (наличие корки, колебания припусков, нежесткость технологической системы и т.д.). Однако использование этих технологий требует сложного оборудования, существенных экономических вложений, квалифицированной рабочей силы. Недостатками метода газозафазного осаждения являются невозможность формировать композиционные покрытия сложного состава, высокая энергоёмкость процесса, который вносит загрязнения в окружающую среду.

В этом направлении представляет интерес метод ЭИЛ, который отличается низкой энергоёмкостью и простотой технологического процесса, экологической чистотой, возможностью нанесения любых токопроводящих композитов.

Электроэрозионная обработка титановых сплавов. Данный метод является одним из наиболее перспективных методов обработки деталей из титановых сплавов. Он позволяет получить с довольно высокой производительностью как сложные криволинейные поверхности, крупные отверстия корпусов, так и мелкие отверстия, в частности, способом электроэрозионного перфорирования [72]. Использование этого способа обеспечивает возможность одновременной обработки большого количества отверстий независимо от их геометрии и пространственного расположения посредством сборных многоэлементных электродов. Внедрение методов электроэрозионной обработки позволяет в 2- 10 раз повысить производительность труда, улучшить качество деталей из титановых сплавов, сократить брак, экономить дорогостоящий режущий инструмент, уменьшить число операций, сократить долю ручного труда, широко использовать многостаночное обслуживание.

Использование электроэрозионного метода обработки за счёт исследования и разработки новых технологических процессов и соответствующих устройств для их реализации, является важной научной и народнохозяйственной задачей для решения проблем производства деталей из титановых сплавов.

Особенности сварки титановых сплавов. Следует отметить активное взаимодействие титана и его сплавов при высоких температурах, особенно в жидком состоянии, со всеми газами, составляющими атмосферу, в результате

чего титан и его сплавы можно плавить лишь в вакууме или в среде инертных газов. Кроме того, большая химическая активность, склонность к росту зерна при высокой температуре и фазовые превращения при сварочном цикле вызывают трудности при сварке титана.

Сварка титана с титаном не представляет особой сложности, но методы сварки титана с другими металлами не разработаны до сих пор [57]. Невозможность сварки титана с различными металлами представляет собой серьезную проблему, на решение которой расходуется много времени и средств. Любопытно и то, что, будучи цветным металлом, титан претерпевает фазовые превращения подобно железу и стали – чёрным металлам.

Основная проблема свариваемости титановых сплавов – получение хорошей пластичности сварного соединения и зоны термического влияния [29]. Свойства сварного соединения определяются преимущественно фазовыми превращениями в сплаве (в том числе и наплавленном металле), протекающими при термическом цикле сварки, а также структурными изменениями, связанными с особенностью литого состояния. Образование промежуточных метастабильных фаз (как правило, хрупких) в титановых сплавах решающе влияет на свойства сварного соединения. Литая структура, а также зоны металла, подвергнутые нагреву до высоких температур (выше $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -превращения), также отличаются пониженными характеристиками пластичности. Таким образом, свариваемость титанового сплава в первую очередь определяется его композицией: природой и количеством содержащихся легирующих элементов и примесей.

Другой трудностью при сварке является надёжное обеспечение защиты района сварки от окисления и газонасыщения на воздухе. По этой причине идеальным способом сварки для титана является сварка электронным лучом в вакууме. Однако практика показала, что качественную сварку можно выполнить и при струйной защите сварочной ванны инертными газами – аргоном или гелием (или их смесью). Аргонодуговая сварка требует применения очень чистых инертных газов, специализированных горелок и отработанных режимов. При отработке технологических навыков аргонодуговой сварки (плавящимся или неплавящимся электродом) можно получить равнопрочные качественные швы с хорошим внешним формированием. Чтобы максимально снизить рост зерна и уменьшить другие вредные изменения в микроструктуре, сварку ведут с большой скоростью.

Лучшей свариваемостью обладают α - и α -бетированные сплавы, так как у них при тепловом режиме сварки не наблюдается каких-либо опасных структурных превращений при термическом цикле сварки. Более трудно свариваются β -сплавы вследствие получения очень грубой и микронеоднородной струк-

туры наплавленного металла. Наиболее сложно сваривать ($\alpha + \beta$)-сплавы, особенно высоколегированные, поскольку район шва сильно охрупчивается в результате распада нестабильных фаз. В этом случае термическая обработка сварных соединений, как правило, бывает необходима.

Наиболее слабым местом сварных соединений является околошовная зона, где наблюдается действие геометрического концентратора и структура имеет грубый крупнозернистый характер вследствие перегрева, а также наблюдается повышение твёрдости вследствие подкалки.

В качестве сварочных материалов может применяться проволока из тех же сплавов, что и основной металл. Однако к сварочной проволоке должны предъявляться более жёсткие требования по чистоте от примесей: содержание водорода не должно превышать 0,002-0,003 % (в массовых долях), кислорода не более 0,09 %. Лучше для сварочных материалов иметь менее легированные композиции. Эти требования обеспечивают запас пластичности наплавленного металла, что должно компенсировать потери пластичности по причине небольшого газонасыщения сварочной ванны (невозможность абсолютной струйной защиты при аргонодуговой сварке). При струйной защите зоны сварки титана следует обращать внимание и на защиту нагреваемых зон основного металла, что требует часто аргонного поддува тыльной стороны шва.

При начале организации на производстве сварки (период освоения) встречается много трудностей, но при налаженном процессе при сварке титана брака значительно меньше, чем при сварке алюминия и даже стали.

Когда сварка нецелесообразна, прибегают к пайке. Пайка титана осложняется тем, что он при высоких температурах химически активен и очень прочно связан с покрывающей его поверхность оксидной плёнкой. Подавляющее большинство металлов непригодно для использования в качестве припоев при пайке титана, так как получаются хрупкие соединения, для этой цели подходят только чистые серебро и алюминий.

Среди недостатков следует также отметить *высокую стоимость производства титана*, он значительно дороже железа, алюминия, меди, магния. Дороговизна титана в России определяется монополистом по производству титана и титановой продукции «ВСМПО-Ависма», являющимся крупнейшим в мире производителем титана.

Кроме того, имеют место трудности вовлечения в производство титановых отходов.

Т. о., в настоящее время ряд присущих титану и его сплавам недостатков ограничивает его применение. К наиболее существенным недостаткам следует отнести недостатки, связанные с функциональными свойствами деталей, изго-

товленных из титана и его сплавов, используемых для работы в условиях интенсивного трения, повышенных температур, газовой коррозии.

Поверхностное упрочнение и легирование титановых сплавов. Одним из важнейших стратегических направлений по улучшению физико-химических и эксплуатационных свойств титана и его сплавов, а также устранения указанных недостатков, является применение методов поверхностного упрочнения и легирования [37, 77]. Наука и техника располагает значительным числом методов поверхностного упрочнения и легирования, каждый из которых имеет свои достоинства и недостатки. В этой ситуации бывает сложно выбрать необходимый метод для упрочнения конкретного материала, конкретной детали, её поверхности.

В работе [32] предпринята попытка с позиций наукоёмкости способа определить эффективность метода упрочнения. Показано, что главная задача при реконструкции технологического парка – переход на новые энергосберегающие технологии с анализом экономических и экологических показателей. Главной задачей при реконструкции технологического парка ставится переход на новые энергосберегающие технологии с анализом экономических и экологических показателей. При этом необходимо ориентироваться на отечественные разработки, соответствующие мировому уровню развития технологического обеспечения нанесения упрочняющих и защитных покрытий.

Выработаны принципиально важные подходы и стратегические рекомендации, направленные на изменение и совершенствование структуры производства покрытий при реконструкции технологического парка в машиностроении России. В этой связи необходимо максимально стремиться к повышению наукоёмкости технологического обеспечения поверхностного упрочнения и снижению ресурсозатрат на технологическое обеспечение нанесения упрочняющих и защитных покрытий. Этим требованиям отвечает технология ЭИЛ. Метод обладает технологической простотой, обеспечивает многократное повышение износостойкости деталей машин в различных условиях изнашивания, использует широкую номенклатуру материалов покрытия. ЭИЛ может быть эффективным в различных сочетаниях многооперационных технологий. В сравнении с традиционной химико-термической обработкой метод ЭИЛ имеет энергозатраты на 3 порядка ниже при стоимости оборудования на порядок меньшей.

Уже сегодня и в ближайшей перспективе следует ожидать увеличения стоимости ресурсов, расширения выпуска и повышения производительности оборудования для новых способов упрочнения. В этом контексте целесообразно сравнить методы упрочнения по отношению технологических затрат к ресурсозатратам, определив показатель наукоёмкости способа K_n . К технологическим затратам относятся, в первую очередь, заработная плата, амортизацион-

ные отчисления на оборудование и стоимость производственной площади. В ресурсозатраты входит вода, электроэнергия, технологические материалы. Увеличение K_n означает повышение квалификации персонала и уровня технологии. Увеличение этого показателя связано со снижением ресурсозатрат и показывает, что наиболее перспективными являются лазерная термообработка и ЭИЛ, а применяемый в настоящее время способ гальванического наращивания оказывается неперспективным как водо- и энергоёмкий.

Решающим фактором при выборе альтернативных способов поверхностного упрочнения должны быть отношение показателей минимальных материальных затрат и экологического ущерба и максимальные характеристики прочности и долговечности изделий, отвечающие их функциональному назначению.

Вопросы теории и практики ЭИЛ регулярно освещают в научных публикациях. Известен ряд обзорных работ и монографий. Метод ЭИЛ всё более широко применяют в промышленности для повышения износостойкости и твёрдости поверхности деталей машин, в том числе и работающих в условиях повышенных температур и агрессивных сред, для повышения жаро- и коррозионной стойкости, а также для восстановления изношенных поверхностей деталей машин при ремонте. Несмотря на то, что ЭИЛ положительно влияет на износостойкость поверхностного слоя, его недостатки нередко ограничивают внедрение этого метода для широкого круга деталей машин. К таким недостаткам относятся изменение шероховатости поверхности после ЭИЛ, неравномерность поверхностного упрочнения, отрицательное влияние электрического разряда на сопротивление усталости изделий, появление в ряде случаев подслоя с пониженной твёрдостью в закалённых изделиях. Необходимость финишной обработки для достижения необходимых размеров детали и шероховатости поверхности требует операций шлифования со съёмом 10-30% толщины нанесённого слоя. Сложилось мнение, что для внедрения технологии ЭИЛ в промышленности требуются определённые усилия в будущем. Это свидетельствует о необходимости реконструкции технологического парка.

Технология ЭИЛ относится к энергосберегающим и имеет ряд преимуществ. Обновление и ускоренное развитие технологического парка по нанесению упрочняющих покрытий – одна из ключевых проблем в машиностроении России. Машиностроение нуждается в коренной реконструкции, прежде всего в переходе на энергосберегающие технологии. Рентабельность эксплуатации техники снижается из-за её физического износа. Появление на рынке новых технологий только ускоряет моральное старение действующего оборудования.

Для повышения износостойкости, жаростойкости, коррозионных свойств перспективным является использование защитных и упрочняющих покрытий. Решению этой проблемы, главным образом, посвящена данная работа.

1.2.7. Некоторые примеры применения титановых сплавов

Сплавы титана охватывают огромный диапазон свойств прочности и пластичности, что предопределяет широчайшее использование его сплавов в конструкциях. К тому же металлические материалы отличаются от современных керамических и композиционных материалов более низкой стоимостью [68]. Удельная энергоёмкость производства их ниже, чем всех композитов, керамики, полимеров. И ещё одно важнейшее их достоинство металлических материалов – возможность многократной утилизации и регенерации. Потому высокие конструктивные свойства, низкая удельная энергоёмкость, цена и возможность утилизации будут долго определять приоритет сплавов Ti в строительстве и машиностроении. В бывших странах СНГ металлы (сталь, алюминий, титан) составляют в большинстве конструкций 96-98 %, в США, Японии и основных европейских государствах 90-92 % (там большее распространение получили полимеры) [68]. Поэтому рассмотрение достижений и направлений исследований в области использования сплавов Ti сегодня упускать просто неразумно.

Благодаря высокой коррозионной стойкости в морской воде, хорошему сопротивлению эрозии и кавитации титан и его сплавы относятся к материалам, практически идеально подходящим для строительства судов и морских сооружений (рис. 36).

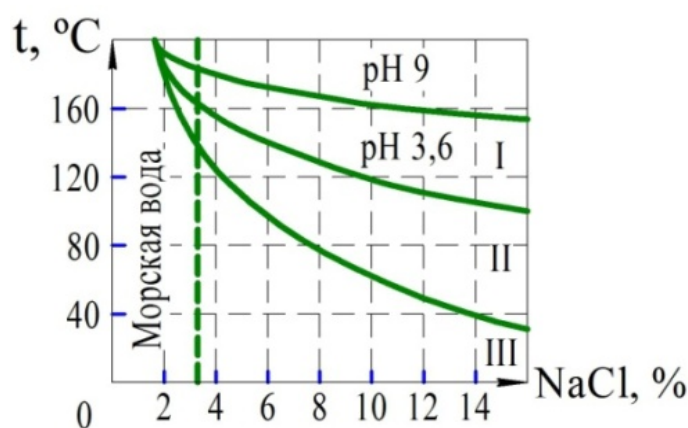


Рис. 36. Диаграмма коррозионной стойкости титана и морской воде и рассолах: I – питтинг и щелевая коррозия; II – щелевая коррозия; III – полный иммунитет к коррозии

Устойчивость титана к хлорсодержащим окислительным средам обусловила его широкое использование в химической промышленности для производства хрома, хлоратов, диоксида хлора, лимонной кислоты, для изготовления обо-

рудования для целлюлозно-бумажной промышленности. При этом оборудование из титановых сплавов характеризуется высокой долговечностью и низкими затратами на текущий ремонт. Благодаря высокой стойкости к хлоридному воздействию титановые контейнеры целесообразно использовать для захоронения радиоактивных отходов в специальных подземных шахтах и галереях.

Высокая коррозионная стойкость в различных средах делает сплавы титана перспективными для применения в пищевой промышленности. Некоторые пищевые продукты могут портиться от контакта со сталью, тогда как титан не придаёт им постороннего запаха, цвета или вкуса. Благодаря пластичности и вязкости при низких температурах, титановые сплавы применяются в холодильной и криогенной технике.

Титановые сплавы применяют для изготовления деталей в авиационной и космической технике, химической, нефтяной и пищевой промышленности, в судостроении, медицине и др. отраслях производства (рис. 37), они широко используются в различных отраслях современного машиностроения, где особенно важную роль играют малая плотность в сочетании с высокой прочностью и сопротивляемостью коррозии.



Рис. 37. Примеры некоторых изделий с использованием Ti-сплавов и покрытий

С самого начала развития ракетно-космическая техника всех стран широко использует титановые сплавы. Сплав Ti-6Al-4V применён для изготовления корпусов ракеты-носителя (Россия, Германия), баллонов высокого давления ракет США “Титан”, “Атлас”, “Поларис”, космического корабля “Аполлон” (США). Из сплавов титана делают обшивку фюзеляжа и крыльев сверхзвуковых самолетов, панели и шпангоуты ракет, диски и лопатки турбин. Применение для изготовления ряда узлов и деталей высокопрочных титановых сплавов позволило создать самолеты, преодолевающие звуковой барьер. Температура на поверхности обшивки планеров при сверхзвуковых скоростях существенно превышает допустимый уровень жаропрочности алюминиевых и магниевых сплавов (табл. 12).

Титановые сплавы пригодны для изготовления планеров летательных аппаратов, имеющих скорость полёта порядка 4000 км/ч. Из титана могут изготавливаться лонжероны, шпангоуты, детали шасси, что позволяет снизить их массу на 40 % по сравнению с массой стальных деталей.

В России, Норвегии, США и Японии ведутся работы по использованию титановых сплавов для морских платформ, предназначенных для добычи нефти и газа и железомарганцевых конкреций со дна мирового океана. Титановые сплавы нашли применение для оборудования подводных лодок. Ещё в 80-х годах XX века подводные лодки США класса “Sea Wolf” были оснащены деталями и узлами из титановых сплавов. После военного конфликта в Персидском заливе принято решение о широком применении титана для строительства надводных кораблей ВМФ США.

Таблица 12

Параметры температуры и достигаемой скорости самолётов

Скорость аппарата, км/ч	2000	3000	4000	10М*
Температура поверхности обшивки планера	75-110	210-290	380-580	800-1000
*Примечание. 10М – гиперзвуковая скорость (в 10 раз больше скорости звука)				

Титан используется в медицине благодаря полной биологической совместимости с тканями человеческого организма. Титан не отторгается костной и мышечной тканями и легко обрастает ими. По своей биологической инертности он превосходит все известные коррозионно-стойкие стали и сплавы. В ортопедической хирургии титановые сплавы используют в качестве протезов плечевых, бедренных, коленных суставов, а также для соединения и сращивания переломов. Их применяют для изготовления сердечнососудистых клапанов и электронных стимуляторов, а также в качестве зубопротезных имплантатов.

В настоящее время титан имеет тенденцию ко всё большему применению в самых различных отраслях (рис. 38). До 75-80 % от общего объёма производства титана используется в ракетно-космической и авиационной технике [55].

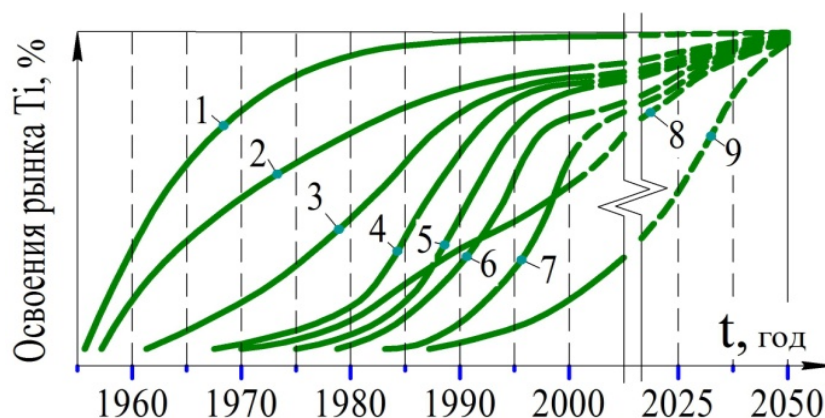


Рис. 38. Области применения Ti (освоение и перспектива): 1 – самолёто-, вертолётно-, ракетостроение, космическая техника; 2 – химия, нефтехимия, металлургия, гальванотехника, целлюлозно-бумажная промышленность, красильные и полиграфические производства, пищевая, фармацевтическая, микробиологическая отрасли промышленности; вооружение; 3 – турбиностроение; 4 – теплообменная и опреснительная техника; 5 – медтехника; 6 – нефтегазовое оборудование, 7 – захоронение радиоактивных отходов; 8 – судостроение, электронная и акустическая техника, велосипедостроение, железнодорожный транспорт, спорттовары, строительство и архитектура, станкостроение, лёгкая промышленность, 9 – автомобилестроение

В России, США и других странах появились монументальные сооружения, изготовленные из титана. Широко известны монумент покорителям космоса и памятник Ю. Гагарину в Москве. В Японии широко используется листовый титан для наружной обшивки крыш, внутреннего интерьера.

На титановых изделиях методом анодного окисления можно образовывать слои оксидов различной толщины, изменяющие цвет их поверхности. Регулируя уровень напряжений и время обработки, можно получить тёмно-синий, светло-синий, жёлтый, розовый, бирюзовый, зелёный цвета. Отжиг титановых изделий в атмосфере азота или ионно-плазменная обработка позволяют формировать на поверхности стойкие нитриды титана золотых оттенков. Эти технологии используются для изготовления декоративных изделий и памятников.

Широкое внедрение титановых сплавов пока сдерживается их сравнительно высокой стоимостью. Объясняется это высоким сродством титана ко многим элементам и прочностью химических связей в его природных соединениях. Совершенствование технологических процессов производства и широкие пер-

спективы применения титановых сплавов в различных отраслях позволяет с уверенностью утверждать, что они станут важнейшими конструкционными материалами ближайшего будущего.

Таким образом, титан и его сплавы являются важнейшими конструкционными материалами настоящего и будущего время. Они находят всё большее применение в важнейших отраслях мирового машиностроения, в судостроении, авиакосмической и химической промышленности. Эксплуатационные свойства титана и его сплавов, особенно износостойкость, жаростойкость, коррозионная стойкость, могут быть значительно повышены за счёт легирования, и упрочнения поверхностного слоя. В настоящее время назрела необходимость обобщения исследований в области легирования и упрочнения титана и его сплавов.

1.3. Технологии поверхностного упрочнения Ti-сплавов

1.3.1. Титанирование

Титанирование – нанесение на поверхность металлических и неметаллических изделий покрытий из титана или диффузионное насыщение поверхности титаном, повышает коррозионную стойкость изделий из металлов и сплавов. Покрытия малопористы, стойки против коррозии. Пористость титановых покрытий зависит от предварительной обработки поверхности и технологических режимов. При прочих равных условиях она уменьшается с ростом толщины покрытия. Титанирование осуществляют термическим испарением, диффузионным и плазменным напылением, термодиссоционным методом, электрическим осаждением или плакированием. Термическое испарение титана в вакууме – наиболее часто используемый метод. Этим методом титановые покрытия значительной толщины (десятки и сотни микрометров) наносят на полосовую сталь и изделия различной конфигурации при сравнительно низкой температуре поверхности (~500 °С). Для получения покрытия титан нагревают в вакууме (10^{-10} – 10^{-5} мм рт. ст.) до температуры, обеспечивающей интенсивное его испарение (~1900 °С), после чего он осаждается на подогретую поверхность в виде однородного кристаллического слоя. На полированной стали такой слой представляет собой зеркальное декоративное покрытие, поверхность которого при небольшой толщине почти полностью повторяет её рельеф. Термическое испарение титана в вакууме позволяет осуществлять непрерывное титанирование полос стали. В агрегатах вакуумной металлизации стальную полосу после предварительной подготовки подают через шлюзовое устройство в вакуумную камеру, где осуществляется электроннолучевое испарение титана. На стали с титановым покрытием толщиной 20-30 мкм нет следов коррозионного разру-

шения после шестимесячного нахождения в 3%-ном растворе поваренной соли. Термическим испарением в вакууме титан наносят и на неметаллические изделия. Насыщение поверхности стали титаном осуществляется диффузией порошка или сублимацией титана в вакууме (10^{-4} - $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст) с последующей диффузией атомов титана в сталь при температуре 900-1000 °С. Скорость создания покрытия 15-50 мкм/ч. Применение скоростного нагрева позволяет интенсифицировать процесс и получать титановые слои толщиной 40-150 мкм за 5-15 мин со значительной (до 80 %) концентрацией титана на поверхности. Полученная таким способом титанированная сталь обладает значительно большей коррозионной стойкостью, чем углеродистые и нержавеющие стали, и в некоторых средах не уступает в этом отношении сплавам титана.

При газопламенном и плазменном напылении используют тепло газового пламени или плазмы: частицы напыляемого материала разогревают до плавления или близкого к этому состояния, после чего струей газа распыляют их на поверхности, получая слой титана или соединений (TiO_2 , TiN , TiC , TiB_2 , TiSi_2), обладающие достаточной твёрдостью, жаростойкостью при высокой температуре.

Термодиссоционный метод заключается в термическом разложении галогенидов титана и диффузионном насыщении титаном поверхности изделий при температуре 1100-1500 °С. Коррозионная стойкость термодиссоционных титановых покрытий выше (в 5-10 раз), чем гальванических никелевых, кадмиевых и цинковых покрытий большей толщины.

Метод титанирования **электролитическим осаждением** из расплавов неорганических солей титана в спиртовых растворов применяют редко, поскольку он малопроизводителен и приводит к образованию хрупких промежуточных слоёв. Не получило широкого применения (в основном из-за ухудшения механических свойств и большого расхода титана) и **плакирование** – совместная прокатка листовой стали и титана при температуре 1000 °С в среде инертного газа, в вакууме с прослойкой из магниевой стружки. Биологическая инертность и высокая коррозионная стойкость титана обуславливают целесообразность титанирования жести для консервной тары. Титаном металлизируют поверхность теплообменных аппаратов, чтобы повысить интенсивность теплоотдачи. Сталь с вакуумным титановым покрытием применяют вместо массивного титана и биметаллического материала сталь – титан, полученного плакированием. Титановые покрытия толщиной 12-38 мкм наносят в узлах конструкций, чтобы устранить контактную коррозию между титановыми и стальными валиками.

Круг технологий поверхностного упрочнения титана и его сплавов непрерывно расширяется. Сейчас насчитывается свыше 200 технологий. Рассмотрим

наиболее распространенные технологии поверхностного упрочнения титановых сплавов.

1.3.2. Поверхностное пластическое деформирование

Повышение работоспособности, надёжности и ресурса исполнительных поверхностей титановых изделий за счёт поверхностно-пластического деформирования получило широкое применение.

Упрочнение металла при поверхностно-пластическом деформировании, согласно работ [78, 79], состоит в концентрации дислокаций вокруг линий сдвигов, а так как дислокации окружены полями упругих напряжений, то для следующих пластических деформаций (т.е. перемещения дислокаций) необходимо значительно большее напряжение, чем в неупрочнённом слое. Наклёп приводит к уменьшению плотности металла пропорционально степени пластической деформации, что объясняется увеличением количества дислокаций и вакансий в наклепа в неупрочнённом металле. Наклёп приводит к изменению свойств металла: Увеличение глубины и степени поверхностного слоя положительно сказывается на увеличении предела выносливости [80-82]; улучшается шероховатость поверхности, что также повышает прочностные свойства лопаток [83]; повышается твёрдость до 36 ГПа [84]; увеличивается трещиностойкость материала [85].

Выбор метода деформационного упрочнения зависит от марки материала, предъявляемых требований к свойствам поверхностного слоя, формы и размером деталей, эксплуатационных условий. Например, упрочнение лопаток компрессора проводится дробеструйной обработкой, виброгалтовкой, гидрогалтовкой дробью и ультразвуковой обработкой [86].

Дробеструйная обработка. В основе процесса лежит пластическое деформирование ПС под действием кинетической энергии потока дроби (стальных шариков) [87, 88]. Анализ и сравнение их нагляднее рассмотреть, применительно к одной детали наиболее массового производства. В качестве примера такой детали рассмотрена титановая лопатка компрессора авиационного газотурбинного двигателя (АГТД).

В подавляющем большинстве случаев после вневибродробеструйной обработки шариками ШХ15 диаметром 1,6...2 мм шероховатость поверхности лопаток из титановых сплавов улучшается на один квалитет. Дробеструйная обработка приводит к образованию в поверхностном слое глубиной 350-400 мкм остаточных сжимающих напряжений, максимум которых приходится на глубину ~ 150 мкм (Ti-6Al-4V) и ~ 50 мкм (Ti-6Al-6V-2Sn) и составляет, соответственно, 700 и 1050 МПа [89]. В результате дробеструйной обработки циклическая прочность возрастает в 10...40 раз (Ti-6Al-6V-2Sn) и в 5 раз (Ti-6Al-4V) [90, 91]. Это объясняется изменением микроструктуры в ПС после дробеструйной обработки от мелкопластинчатой к мелкозернистой равновесной, что приводит к более

позднему образованию полос скольжения и микротрещин, которые на них зарождаются, а также к повышению сопротивления роста этих микротрещин [92].

Виброгалтовка (вибрационная обработка деталей свободными частицами рабочей среды) проводится с целью укрепления поверхности путём образования на ней наклепанного слоя и остаточных напряжений сжатия, а также улучшение шероховатости поверхности путем сглаживания неровностей для повышения выносливости деталей [81, 93].

Эффективность упрочнения зависит не столько от величины абсолютных амплитуд колебаний вибросистемы, сколько от относительных перемещений упрочнителя и детали. Для виброгалтовки поверхностей титановых изделий используются стальные шарики диаметром 2...4 мм [81]. Например, лопатки компрессора, упрочнённые виброгалтовкой, практически сохраняют неизменными предел выносливости после наработки, в то же время у неупрочнённых лопаток снижаются предел выносливости на 25...30 % по сравнению с исходным уровнем. После виброгалтовки повышается не только предел выносливости лопаток, но и повышается устойчивость против контактной и химической коррозии, механических повреждений твёрдыми частицами [94].

Для упрочнения титановых лопаток используется комбинированный технологический процесс, включающий гидродробеструйное упрочнение и виброгалтовку стальными шариками, но в связи с малыми энергетическими возможностями этого метода, предел выносливости повышается незначительно на 10...12% [95].

Общими недостатками дробеструйной обработки и виброгалтовки, относящимися к процессу упрочнения, являются:

- наличие жёсткого удара дробинки по детали при значительных скоростях полета, вызывает высокие локальные температуры. Например при упрочнении стали мгновенная температура достигает более 600...650 °С; теоретический анализ показывает, что эта температура достигает 1000 °С и более [96];

- кривые остаточных напряжений сжатия имеют значительный подслойный максимум; этот факт, как негативный, был отмечен Ш.М. Билыком [97];

- отжиг после обработки приводит к релаксации остаточных напряжений, и в зависимости от его режима уровень остаточных напряжений может снизиться с 800 до 100 МПа. Зарождение трещин усталости после дробеструйной обработки при всех температурах проходит рано. За счёт резкого увеличения шероховатости снижается циклическая прочность [98];

- при ударах дробинками наблюдается “железнение” поверхности, т.е. активный перенос частиц дроби на поверхность детали, снижает коррозионную стойкость деталей, особенно материала не на основе железа;

- значительная нестабильность режима упрочнения. Это объясняется следующими причинами: во-первых, большим допуском на размер дроби, например, для дроби диаметром 0,5...0,8 мм или 0,8...1 мм допуск составляет около

1/3 диаметра дробинки, во-вторых, ускоренный износ дробы от сухого трения приводит к заметному уменьшению диаметра дробы уже на протяжении одной смены непрерывной работы установки, а диаметр дробы влияет на энергию удара;

- ускоренный износ дробемётных устройств, низкая производительность односопловых дробеструйных установок и значительное усложнение конструкции при изготовлении и эксплуатации многосопловых установок.

Гидродробеструйная обработка. Суть способа гидродробеструйной обработки заключается в обработке деталей шариками, которые эжектируются смазочно-охлаждающей жидкостью [99].

Упрочнение поверхностей образцов из титанового сплава ВТ9 повышает предел выносливости на 12%. Испытания были проведены при температуре 20 °С на базе 107 циклов [100]. Длительная выдержка упрочнённых образцов из сплава ВТ9 при температуре 525 °С в течение 100 час. в результате процессов старения и упрочнения основного материала, повышает предел выносливости на 40%. Выдержка в течение 1500 ч. не вызывала снижение предела выносливости упрочнённых образцов по сравнению с неупрочнёнными образцами без выдержки. Таким образом, проведёнными исследованиями можно подтвердить сохранение эффекта гидродробеструйного упрочнения на лопатках из титанового сплава при температуре 525 °С и наработке 1500 ч. [101].

Гидрогалтовка. Поверхностное деформационное упрочнение методом гидрогалтовки базируется на механическом воздействии рабочего тела (стальные дробинки и масло) на поверхность детали при столкновении. Дробинки вместе с маслом, попадая на лопасти ротора-дробомёта, направляются на детали. Удары шариков воспринимаются поверхностью детали через плёнку жидкости, этим достигается смазочно-охлаждающий эффект при обработке [102]. Для каждой марки конструктивного материала оптимальный режим упрочнения гидрогалтовкой устанавливается экспериментально (с анализом шероховатости, глубины и степени упрочнения, величины и знака остаточных напряжений и др.). Например, упрочнение лопаток компрессора из сплава ВТЗ-1 осуществляют при частоте вращения дробемётного колеса 450 об/мин., диаметр шариков 0,6...1,2 мм, время обработки 30 мин., смазочная среда МС-20. При этом установлено [103], что предел выносливости плоских образцов из сплава ВТЗ-1 повысился более чем в 2 раза. Предел выносливости таких же образцов из сплава ВТ9 повысился в 2,5 раза. Вибрационные испытания лопаток компрессора из сплава ВТЗ-1 после упрочнения гидрогалтовкой дробью показали, что долговечность лопаток увеличилась в 10...15 раз [86].

Общими недостатками процессов обработки гидродробеструйным способом и гидрогалтовкой являются:

- гидродробеструйная обработка не может использоваться как конечная из-за шероховатости поверхности, а также по состоянию поверхности кромок и поэтому применяется с последующей виброгалтовкой;

- после упрочнения необходима промывка деталей от масла;

- сравнительно повышенная степень пожароопасности на рабочих местах из-за образования паров рабочей жидкости при проведении обработки;

- при работе для предотвращения смачивания рук рабочей жидкостью необходимо работать в рабочих рукавицах, что должно соблюдаться при использовании токсичных веществ.

Ультразвуковая обработка.

Основным элементом установки является магнитострикционный преобразователь электрических колебаний в механические, которые передаются на концентратор (преобразователь колебаний), при этом источником колебаний является ультразвуковой генератор [104, 105]. Концентратор имеет рабочие камеры, в которых перемещаются детали и рабочее тело (шарики). Энергия механических колебаний концентратора ультразвуковой частоты передается шариками, которые ударяются в стенку детали, укрепляют поверхность. Обрабатываются, как правило, готовые детали шариками диаметром 1...3 мм, смоченные эмульсией. Установлено, что продолжительность упрочнения лопаток из сплава ВТ8 в ультразвуковом поле шариками диаметром 1...3 мм не должна превышать 5 мин. [106]. Требуемая степень деформационного упрочнения обеспечивается подбором длительности обработки, диаметром шариков, расстоянием детали от стенок концентратора [107]. При обработке титанового сплава ВТ3-1 с помощью ультразвука увеличение микротвёрдости наблюдалось в поверхностном слое толщиной 20 мкм. В этом слое при обработке возникают остаточные напряжения величиной 1150 МПа [108], что значительно влияет на увеличение предела выносливости [109, 110]. Установлено, что ультразвуковое упрочнение повышает сопротивление усталости на 30 % [111].

Однако, учитывая значение величины остаточных напряжений, обнаружено [83, 111], что для лопаток компрессора, которые изготовлены из титанового сплава ВТ3-1 и имеют оптимальную термомеханическую обработку и обладают высокой циклической прочностью, применение ультразвукового упрочнения играет отрицательную роль: материал этих лопаток при проведении обработки сильно разупрочняется.

Учитывая все преимущества способов поверхностно-пластического деформирования, общим и основным недостатком, уменьшает их эффективность при упрочнении лопаток компрессора является то, что с повышением температуры в наклепанном металле повышается концентрация вакансий и приходит в движение большое количество дислокаций. Насыщение металла вакансиями за

счет наклёпа повышает скорость их коагуляции, разрастание колоний вакансий, осаждения их на микропорах и роста микротрещин. Т. о., можно предположить, что с увеличением продолжительности действия высокой температуры при циклической или статической нагрузке эффективность деформационного упрочнения будет снижаться, и тем быстрее, чем выше рабочая температура.

1.3.3. Гальванический метод нанесения покрытий на Ti-сплавы

В начальный период использования титана разрабатывалась технология гальванических покрытий поверхностей, широко применяемая на стальных материалах. Было обнаружено [112, 113], что наиболее сложным при электрохимическом осаждении металлов на титан является подготовка поверхности, т. к. естественная оксидная плёнка, всегда присутствующая на титане и титановых сплавах, препятствует получению хорошего сцепления между нанесённым слоем и основным металлом. Оказалось, что необходимо проводить активацию поверхности титановых сплавов, например, травлением или вакуумным отжигом при температуре 200...550 °С [114-116]. Но во всех случаях при электролитическом нанесении металлов на поверхность титана и его сплавы не удавалось получить хорошего соединения [117], прочность сцепления с основанием составляет 5...6 МПа [115]. Однако, более прочной связи нанесённых слоёв значительной толщины до 70 мкм можно достичь, используя специальный диффузный отжиг [115, 118, 119]. В первую очередь были испытаны традиционные способы покрытия – хромирование [112, 118, 120], никелирование [114, 115, 118-120] и бронзирование [113].

Для получения качественных Cr покрытий толщиной 3...50 мкм на титановых сплавах, сначала наносят подслой Ni-P 1...15 % толщиной 2...30 мкм, полученный также электрохимическим осаждением [118], с последующей термообработкой при 300...500 °С в течение 0,5...2 часа. Подслой покрытия содержит промежуточные фазы систем Ni-Ti, Ni-P, Ti-P и является продуктом превращения β -фазы титанового сплава. После диффузионного отжига повышается твердость (до 900 HR), износостойкость покрытия и прочность его сцепления с основанием [121]. Кроме этого, на титановых сплавах в качестве подслоя также используют гальванические Fe-покрытия [122]. Это позволяет предотвратить скалывание карбидов, значительно увеличить толщину диффузионных слоев и повысить их твердость.

Принципиально новый подход к решению проблемы упрочнения титановых сплавов предложили авторы [123] и который заключается в том, что в определенных условиях на поверхности сплавов удается получить слой модифицированного титана с квазиаморфной структурой, который при сохранении од-

нородности с основанием обладает повышенной твёрдостью, коррозионной стойкостью и меньшим содержанием растворенного водорода, причём увеличение поверхностной микротвёрдости в 2...3 раза для α - и $\alpha + \beta$ - сплавов титана соответственно сопровождается одновременным повышением значений усталостной прочности и ударной вязкости при сохранении первоначальной пластичности. Реализация условий образования таких модифицированных слоев осуществляется при электрохимической обработке титановых сплавов в растворах ортофосфорной кислоты при плотности тока 5...30 А/дм², температуре 50...80 °С в течение от 20 до 120 мин. Согласно данным рентгеноструктурного и рентгенофазного анализов начального и обработанной поверхности в результате такой обработки на электроде, представляющем собой деталь, образуется модифицированный слой титана квазиаморфной структуры толщиной до 45 мкм, покрытый тонкой бездефектной оксидной плёнкой. Мелкозернистость сформированного слоя титана обуславливает изменение поверхностных и объёмных физико-механических характеристик электрода.

В авиастроении для защиты поверхностей лопаток компрессора используют электролитические никель-кадмиевые покрытия, длительно работающих при температуре 500 °С и кратковременно при 600 °С. Толщина покрытия $9...15 \cdot 10^{-6}$ м (рис. 39) [124].

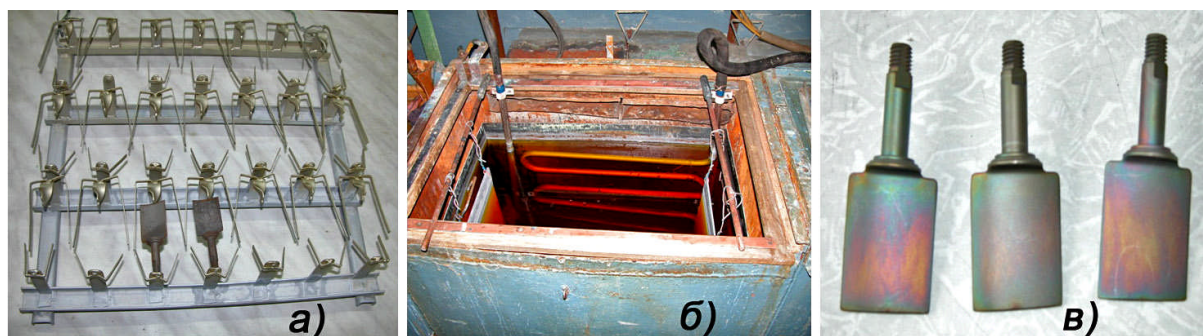


Рис. 39. Оборудование для нанесения гальванических покрытий: а – держатель лопаток компрессора; б – гальваническая ванна; в – лопатки компрессора с никель-кадмиевыми покрытиями

Но электролитические покрытия имеют ряд весьма существенных недостатков, которые не отвечают требованиям защитных покрытий. Эти проблемные вопросы ставят под сомнение целесообразность использования на лопатках компрессоров АГТД, а именно потому, что:

1) Гальванические покрытия снижают циклическую прочность деталей, в основном из-за наводнения. Потери прочности достигают 45 % от исходного значения [125].

2) В состав покрытия входит химический элемент Cd, у которого небольшая свободная энергия Гиббса образования окислов CdO и низкая температура

плавления. Попадая в камеру сгорания и на турбину, CdO восстанавливается продуктами сгорания, высокорреактивными материалами деталей газового тракта, возможна диссоциация и катастрофическое окисление с образованием трещин на деталях горячей части двигателя. В настоящее время экспериментально доказано, что на двигателях, имеющих стальные лопатки компрессора из никель-кадмиевых покрытий, окислы кадмия покрывают тонким слоем лопатки соплового аппарата и турбины и вызывают повышенное их окисление [126].

3) Никель-кадмиевые покрытия наносятся на пропескоструенную поверхность пера лопатки, повышенная шероховатость поверхности пера лопатки создает дополнительное сопротивление воздушному потоку в компрессоре и приводит к повышению удельного потребления топлива. При использовании никель-кадмиевого покрытия на двигателе удельная потеря топлива увеличивается на 0,84% [127].

3) Покрытие имеет плохую адгезионную и когезионную прочность сцепления с материалом лопатки. При получении никель-кадмиевого покрытия, несмотря на создание шероховатой поверхности, никель в хромистой стали имеет низкую адгезию. Поэтому в процессе ремонта лопаток возможны случаи отслоения никель-кадмиевого покрытия большими участками на поверхности лопаток.

1.3.4. Химико-термическая обработка (ХТО)

Эта технология упрочнения поверхности титановых сплавов является одной из наиболее распространённых и применяется для упрочнения ответственных деталей, например, в самолётостроении для нанесения упрочняющих покрытий на поверхности лопаток компрессора газотурбинного двигателя. Чаще всего используется диффузионное насыщение поверхности элементами внедрения: бором, хромом, кремнием, углеродом, азотом и др. [128-130]. При этом наблюдается повышение жаростойкости титанового сплава в 1,5...2 раза [131-133] и устойчивости к термоциклическим ударам на 1...2 порядка [133-135], рост модуля Юнга и остаточных напряжений в поверхностном слое [136], увеличение твёрдости [137] и предела усталости от 15% до 40% [137, 138]. В результате срок службы деталей увеличивается до 10 раз [139-141].

Борирование осуществляется при температурах 900...1450 °С [142-145] в течение от 3 мин. до 20 часов [146-148] с использованием порошка бора, порошковых смесей, например, [55% Al₂O₃ + 45% (50% B₂O₃ + 50% Ti) + 2% NaF], паст В4С, Na₂B₄O₃ и 45В4С + 45Сг + 8Na₃AlF₆ + 2CuCl₂. Использование для нагрева токов высокой частоты позволяет сократить время технологического процесса обработки до 20 раз [148]. Для уменьшения влияния воздуха на структуру

поверхностного слоя титановых сплавов твердофазную обработку проводят в атмосфере Ar или в вакууме [144, 147, 149]. В результате обработки получены боридные слои Ti_3B_4 , TiB_2 толщиной 10...55 мкм [145, 146, 150 - 152], при этом скорость роста пленок составляла 4...4,5 мкм/ч [143]. Установлено, что толщина слоя увеличивается с повышением времени обработки [147]. В зависимости от марки упрочнённого титанового сплава, микротвёрдость борированных слоев достигает 9...13 ГПа [148, 152 - 154], кроме того введение ~20% Cu в порошковую смесь меняет фазовый состав борированного слоя в сторону уменьшения объёмной доли высокобористой фазы уменьшает его твёрдость и хрупкость [150].

Хромирование. В результате исследования процесса насыщения хромом Ti-сплава BT3-1 установлено, что добавление 10...15% фероалюминия в порошковую смесь для хромирования (40...50% FeCr, 3...5% KCl, остальные карбюризатор) позволяет повысить активность насыщающей смеси [155]. В результате хромирования в порошковых смесях, содержащих Cr, хлористый калий и оксид алюминия, при 900...1000 °С в течение 2...6 часов формируется плотный диффузный слой в основном из фазы $TiCr_2$, имеющий высокую твёрдость 8500 МПа и глубину 70...80 мкм [156].

Силицирование. Этот способ ХТО поверхностей изделий из титана позволяет в процессе насыщения образовывать силициды Ti, характеризующиеся высокими показателями жаростойкости, коррозионной стойкости и твёрдости [157]. Так силицирование в порошке чистого Si, порошках Si+Cu и Si+Cu+Zn, насыщающая смеси [(30% Al + 70% SiO₂) + 2% NaF] повышает жаростойкость титановых сплавов BT1 и BT3-1 в 10 раз [158], сопротивление окислению титановых сплавов увеличивается в ~60 раз по сравнению с необработанными образцами [159], коррозионная стойкость увеличивается до 100 раз в 80% серной и концентрированной соляной кислотах при комнатной температуре в течение 300 час. [160], в 45 раз увеличивается устойчивость в условиях термической усталости (малоцикловая усталость) [161]. Для повышения насыщающей способности смеси в 1,2...1,3 раза при проведении технологического процесса авторами [162] предлагается использовать следующее соотношение компонентов (в %): SiO₂ 26...32, порошок Al 12...16, порошок Cu 30...40, порошок Zn 7...11, фтористый Al 1...3, оксид Al – остальное. Дополнительное легирование покрытий некоторыми легкоплавкими и переходными металлами повышает их сопротивление высокотемпературному окислению при 1000 °С [163].

Технологический процесс силицирования поверхностей титановых сплавов проводят при температуре 850...1150 °С в течение 10...72 час. в закрытой ёмкости в среде Ar [159, 160]. В результате обработки поверхностей формируется силицидный слой глубиной 0,07...0,09 мкм, микротвёрдостью HV50

12250...13720 МПа [159, 164]. Кроме того, силицирование поверхностей увеличивает модуль упругости на 30...50% вследствие образования интерметаллидных фаз [165].

Цементация. Технологический процесс проводят в течение очень длительного времени, обеспечивает диффузию углерода, образует в поверхностном слое твердые растворы с Ti. После выдержки проводят отпуск при 600 °С более 2 час. [166]. Этот способ ХТО с учётом возможного коробления позволяет достигать HRC>58. Карбидизация и карбонитрирование повышают модуль упругости в 2...3 раза [165]. Эти процессы осуществляют существенное влияние на измельчение размера зёрен в поверхностном слое и приводят к повышению прочностных свойств и пластичности [167]. После обработки поверхностей изделий из титана и его сплавов получают повышенную стабильную жёсткость и улучшенные эксплуатационные характеристики в широком интервале [168].

Исследователями выявлено влияние цианирования поверхности изделий из титана на характеристики циклической прочности компрессорных лопаток из сплава ВТ-8. Было установлено, что цианирование повышает предел выносливости лопаток на 15...20% [169].

Азотирование. Насыщение поверхности титана азотом в результате которой получают поверхностные слои с высокими прочностными [170, 171]. Трудность азотирования титана заключается в использовании более высоких температур вследствие меньшей диффузионной подвижности атомов азота в титане, необходимости применения очень чистого от кислорода азота и вакуумных камер для использования пониженных (до 1,3 Па) давлении рабочего газа [172-174].

Азотирование проводится при температурах от 850 °С до 1100 °С [175-177] продолжительностью от 1,5 до 100 ч [178-180]. Чаще всего используется азотирование при 950 °С с выдержкой от 15 до 20 часов в чистом или разбавленном аргоном азоте при атмосферном давлении [181], иногда процесс проводят в чистом азоте при давлении ~100 Па [182] или в атмосфере диссоциированного аммиака [183]. Для активации и стабилизации процесса поверхность тщательно обезжиривают и нагревают в вакууме или нейтральной атмосфере при температуре на 10...20 °С выше температуры азотирования в течение 1 час [184]. Детали и образцы после азотирования иногда подлежат диффузионному отжигу в вакууме или инертном газе при 600...825 °С в течение 4 час. [185]. Перечисленные операции в целом аналогичны для различных титановых сплавов.

Азотирование поверхностей титановых сплавов в атмосфере диссоциированного аммиака даёт близкие результаты с азотированием в чистом азоте при более низких температурах, но с большей продолжительностью нагрева. Тол-

щина азотированного поверхностного слоя достигает от 10 мкм до 150 мкм [186, 187].

Азотирование требует тщательного контроля за проведением процесса. Для получения оптимальных результатов приходится точно регулировать количество поступающего в печь азота или аммиака [188, 189]. Известно, что толщина и свойства поверхностного слоя зависят от продолжительности выдержки и температуры нагрева [178, 190, 191]. Интересно, что увеличение продолжительности выдержки при азотировании в аммиаке более 20...25 час. приводит к снижению толщины азотированного слоя [183, 189]. Поэтому длительная (более 25 ч) выдержка нецелесообразна.

Азотированная поверхность титана имеет золотистый цвет, а азотированный слой состоит из двух частей: внешний слой нитрида титана TiN твёрдостью около 1500 HV и подслоя твёрдого раствора азота в титане (диффузионных слоёв) максимальной твёрдостью 700 HV [179, 186]. Толщина внешнего нитридного слоя 5...8 мкм, диффузионного – 40...80 мкм [173, 192]. Азотирование при пониженном давлении азота даёт более глубокие диффузионные слои. Микротвёрдость нитридного слоя имеет параболический рост и зафиксирована на величине >20 ГПа [193].

Исследования азотированного слоя различных промышленных титановых сплавов, а также изучение влияния некоторых легирующих элементов на диффузию азота в титан [194] показали, что состав сплава имеет существенное значение при формировании свойств азотированного слоя. Изменение свойств азотированного слоя в зависимости от легирования обусловлено различным влиянием полиморфного превращения титана, а главное резкой разницей растворимости и диффузионной подвижности азота в α -и β -фазах: коэффициент диффузии азота в α -титане на три порядка меньше, чем в β -титане, но растворимость азота в α -фазе значительно больше, чем в β -фазе [195]. Лабораторные исследования показали, что азотированный слой с высокими механическими свойствами образуется на титановых сплавах, содержащих ванадий, цирконий и ниобий [195-198].

Ионное азотирование (ИА) поверхностей Ti-сплавов проводят с целью повышения их механических свойств [199, 200]. Технологический процесс проводят в вакуумной камере при давлении до $\leq 1 \cdot 10^{-3}$ Па в атмосфере азота [201]. Температура процесса изменяется в пределах от 350 °С до 1000 °С [202, 203], при этом время выдержки составляет 2,5...13 час. [201, 204]. Показано [199], что фазовое строение диффузионного ПС определяется составом газовой среды. Чем больше в рабочей газовой смеси насыщающая компонента, тем сильнее развиваются процессы нитридообразования на поверхности. При температурах 350 °С и выше в ПС наблюдается превращение β - α , зависит от температуры и

времени. Толщина поверхностного слоя, в котором наблюдается это превращение, растёт с повышением температуры и продолжительностью нагрева и достигает от 20 мкм до 60 мкм [201]. Преобразование вызывается статическими напряжениями, возникающими при бомбардировке поверхности ионами. Повышение температуры способствует снижению энергии активации процесса преобразования и не может наблюдаться при пониженных температурах [202]. Максимальная толщина азотированного поверхностного слоя формировалась при давлении 8...16 мм рт. ст. Значение твёрдости азотированного слоя зависит от морфологии и количества структурных составляющих и длиной диффузионного слоя и составляет $HV_{0,01} \sim 3000$ [201]. Структура слоя соединений определяется начальным химическим составом и режимами ионного азотирования. При этом наличие δ -нитрида фиксируется после всех режимов обработки, формирования ϵ -нитрида зависит от условий ионного азотирования [203]. С повышением температуры процесса проходит увеличение максимального значения твёрдости. Температура осуществляет более значительное влияние на скорость роста азотированного поверхностного слоя, чем время выдержки, так как слой нитридов, образующаяся на поверхности уже в первое время выдержки, предотвращает диффузию N_2 в более глубокие слои.

Т. о., рассмотрены способы ХТО, выявлены недостатки и пути их решения:

- все способы ХТО поверхности характеризуются высокой температурой и продолжительностью насыщения, что негативно отражается на свойствах деталей из титановых сплавов. Разрушительные тепловые эффекты при поверхностном упрочнении требуют последующей финишной обработки. В большинстве случаев ХТО после диффузионных процессов необходимо проводить дополнительную термообработку;

- борирование поверхности титановых сплавов в воздушной среде невозможно, так как O_2 воздуха адсорбированный твёрдым борирующим материалом, окисляет и охрупчивает поверхность металла [147], поэтому желательно проводить обработку в среде аргона или вакууме;

- борирование в газовой или в жидкой среде не даёт особого успеха. Процесс даёт рост размера изделия на величину, что необходимо учитывать, т. к. борированную поверхность не рекомендуется подвергать последующей обработке [149]. При температуре 800 °С и времени $t=8$ ч происходит увеличение объёма образца до 100 мм² при общей его площади 1100 мм² [147]. Для снижения деформации борирования изделий их рекомендуется охлаждать от температуры борирования с большой скоростью, что подавляет выделение остаточного бора из α -фазы. В качестве окончательной обработки допускается алмазное шлифование и полирование с осторожностью от растрескивания и отслоения ПС [205];

- бор с экономической точки зрения, а именно в связи с его большой стоимостью, используется многократно. Усилия замены аморфного бора более дешёвым В4С положительных результатов не дали [147];

- использование цианирования поверхности приводит к повышению предела выносливости, но коррозионная стойкость при этом снижается. С целью повышения коррозионной стойкости цианированные лопатки необходимо подвергать дополнительной обработке виброполированием и виброшлифованием, обеспечивающими коррозионную стойкость аналогичную серийным лопаткам [169];

- при высокотемпературной цементации рост зерна в поверхностном слое приводит к снижению механических свойств. Внутреннее окисление часто приводит к снижению характеристик усталости. Наводороживание поверхности деталей из титановых сплавов и внутреннее окисление легирующих элементов возникает в деталях при цементации, что резко снижает их эксплуатационные свойства [206];

- при газовом азотировании поверхности наблюдается склонность к насыщению водородом. Основное количество H_2 сосредоточено в тонком ПС глубиной 50 мкм. Это приводит к существенному увеличению склонности к замедленному разрушению при постоянном статическом нагружении [205];

- по всем видам ХТО наибольшую деформацию детали вызывает цементация и деформации при закалке. Поэтому необходимо предусматривать обязательные припуски на шлифование после цементации или другие виды механической обработки – дорнования, хонингования. Этим устраняют изменение размеров и коробление деталей после ХТО;

- азотирование существенно снижает циклическую прочность титанового сплава. На поверхности разрушения обнаруживаются нитридные слои, влияющие на развитие устойчивых трещин на 1 стадии роста. Небольшие углубления (диаметром 82 мкм) влияют на уменьшение усталостной прочности азотированного сплава [181, 198];

- при азотировании шероховатость поверхности увеличивается, что приводит к необходимости внедрения дополнительных финишных операций [191].

Методы газотермического напыления покрытий – напыление мелких частиц (порошка или капель) на исполнительную поверхность деталей [207, 208] широко используются с целью повышения работоспособности деталей авиационной техники [209], а также для их восстановления. Основными газотермическими методами нанесения покрытий на поверхности титановых сплавов являются газопламенное [210], плазменное и детонационное [211, 212] напыления. Эти методы нанесения покрытий быстро развиваются, т.к. открывают возможность получения достаточно толстых покрытий от 1 мм и более, при

температуре нагрева детали 200...300 °С, методы дают хорошую адгезию и возможность использования в качестве материала покрытий практически любых материалов [213, 214]. Принципиально этими методами можно получать многослойные покрытия, добиваясь хорошей адгезии с основным металлом и высокой когезии покрытия даже в случае гетерогенности покрытия [215, 216].

При плазменном напылении наносимый материал плавится и распыляется ионизированным потоком газоплазмы, для которой характерны высокая температура 5000...10000 °С и относительно умеренная скорость потока 250...600 м/с [213, 217], при этом дистанция напыления находится в пределах 80...110 мм, расход плазмообразующего газа 40 л/мин. и порошка 2,5...3,5 кг/час. [218]. В качестве порошков, дисперсностью 10...44 мкм, используют сплавы на основе никеля Ni-Cr-B-Si-C и Cu-Ni-In [219] для повышения износо- и коррозионной стойкости поверхностей; W_2C (или Cr_3C_2) [220] и Al_2O_3 [221] для повышения окалинстойкости и жаростойкости, на основе Мо с добавками дисульфида Мо, Со и Р [222] (для повышения износостойкости), а также материалы ПКТСРЗ, ПНХАТ, ПКТХСРЗ, ПН70Ю30 и др. [210, 218, 223].

В результате проведения технологического процесса обнаружено [224], что толщина и глубина укрепления определяются временем и температурой обработки, а образованные фазы – в соответствии с диаграммами состояния. Микротвёрдость полученного покрытия одинакова по глубине и находится в пределах 1500...3950 +300 МПа [225].

Развитием плазменного метода является технология импульсно-плазменного модифицирования поверхности изделий с использованием скоростных плазменных струй, формируемых детонационной волной, которая разработана в Институте электросварки им. Е.О. Патона [226]. Высокая скорость плазменной струи (до 5 км/с) при натёке её на поверхность изделия приводит к образованию ударно-сжатого слоя, содержащего легирующие элементы и защищающего нагретую поверхность изделия от окисления воздухом. Эта технология обеспечивает высокую производительность процесса (до 1 м² в час при 10 кВА установленной мощности), осуществляется в атмосфере воздуха и не требует специальной подготовки поверхности. После обработки изделий из сплавов на основе титана на поверхности образуется слой повышенной твёрдости $7...9 \cdot 10^3$ МПа толщиной до 30...50 мкм.

Детонационное напыление (ДН) поверхностей производится взрывной волной газовой смеси, в которую подается порошок (дисперсностью ≤ 40 мкм [227]) для покрытия [228, 229]. В результате взрыва частицы разогреваются до 2000...3000 °С, размягчаются, разгоняются до больших скоростей ~ 1000 м/с и при столкновении с поверхностью прочно с ней связываются [230]. Адгезия слоя детонационного покрытия поверхностей титановых сплавов более высо-

кая, чем при плазменном напылении, особенно при напылении оксидов, карбидов, нитридов и других тугоплавких материалов и составляет 160 МПа [210, 231]. При выборе материалов для (ДН) с целью получения износостойких покрытий предпочтение отдают твёрдосплавным материалам на основе карбидов, нитридов и оксидов [232]. Главным преимуществом детонационного метода поверхностей титановых сплавов является незначительный нагрев детали, на которую наносится покрытие (<250 °С). Кроме того, высокие эксплуатационные свойства покрытий позволяют радикально в 20...30 раз повысить ресурс, износо- и коррозионную стойкость деталей машин из титановых сплавов [171].

Обзор, проведённый Б.А. Ляшенко, В.И. Мирненко и А.В. Рутковским, показал ряд особенностей метода ДН. Хорошая адгезия достигается за счёт многослойности покрытий при нанесении первого слоя из мягкого, близкого титана, металла: молибдена, тантала, ниобия, никеля или их сплавов. Наибольшей износостойкостью из известных покрытий (внешний слой) обладают оксид алюминия, диоксид титана и циркония. Также они обладают высокой твёрдостью до 18000 МПа, низкой пористостью – 0,5...1,0 %. Кроме того, доказано [227], что в результате нанесения покрытия ДН микротвёрдость матрицы на границе с покрытием увеличивается по сравнению с её начальной микротвёрдостью в результате удара детонационных волн (со скоростью 44 м/с).

Кроме того, высокие эксплуатационные свойства покрытий поверхностей титановых сплавов на основе карбида вольфрама сохраняются до температуры 540 °С. При более высоких температурах имеет место интенсивное окисление карбида. Благодаря введению карбида хрома и никелевой связи можно повысить температуру до 760 °С. Следующим шагом в направлении повышения теплостойкости покрытий является полная замена карбида вольфрама карбидом хрома и введение более жаростойкой металлической связи – хрома. Вследствие того, что эти покрытия, работоспособны до 1000 °С, их стали использовать на антивибрационных полках турбины. Также установлена возможность использования пластических детонационных покрытий (сплав медь-никель-цинк) на поверхностях вентиляторных лопаток турбореактивного двигателя Д-36 [210]. По условиям эксплуатации механизм защиты состоит в том, что рабочие напряжения воспринимаются пластическими составляющими покрытия и распределяются равномерно, вследствие чего основной материал работает в более благоприятных условиях.

Газотермические методы используют для восстановления монорельсов закрылков самолета Ил-76ТД, камеры сгорания газотурбинного двигателя самолёта Як-38, бандажные полки лопаток газотурбинных двигателей, лопатки вентилятора двигателя Д-36, валов компрессора, корпусов опоры компрессора высокого давления.

Но, следует отметить, что при всех положительных сторонах, как самого метода, так и покрытий поверхностей Ti сплавов, полученных с его помощью, метод газотермического напыления имеет и недостатки:

1) Неизбежная пористость в пределах 5...20%, а также иногда большие изменения химического и фазового составов исходных материалов в процессе напыления [213, 228].

2) Коробление деталей через существенную разницу коэффициента термического расширения материалов и подложки. Используют принудительное охлаждение потоком сжатого воздуха, направленным на непокрытые участки поверхности. Снижение деформации также достигается напылением переходных промежуточных слоёв [125].

3) В связи с тем, что номенклатура напыляемых материалов ограничена, а прочность сцепления покрытия с основанием невысокая и составляет 5...25 МПа, пористость находится в пределах 5...25 %, коэффициент использования энергии при напылении составляет 2...12 %, технология газопламенного нанесения покрытий имеет ограниченное использование [210, 213].

4) Предел выносливости под воздействием детонационных покрытий поверхностей титановых сплавов толщиной 0,2...0,25 мм снижается в пределах от 20 до 40 %, это обусловлено наличием высоких растягивающих поверхностных напряжений. Наибольшее снижение предела выносливости наблюдается при нанесении карбидных покрытий [116].

5) Низкая для некоторых условий эксплуатации прочность сцепления покрытий с основанием 10...40 МПа, высокая пористость, низкий коэффициент полезного действия использования энергии плазменного потока для нагрева порошка, высокий уровень шума 110...130 дБ и излучения, относительно высокая стоимость оборудования и его стационарность тормозят применение плазменного метода поверхностного упрочнения и восстановления деталей современной авиационной техники [210].

6) Для детонационных покрытий требуется финишная обработка, шлифование из-за ухудшения микро- и макрошероховатости.

7) Детонационный метод имеет относительно высокую стоимость, сравнительно низкую производительность, требует специального оборудования и помещений. Требуется специальной отработки технологии процесса и узких границ грануляции порошков для устойчивого качества покрытий.

Для защиты поверхностей лопаток компрессоров в авиастроении используют *многокомпонентные диффузионные покрытия*. Их применение ограничено в связи с большой длительностью процесса и его энергоёмкостью [124].

Кроме того [233] эти покрытия плохо противодействуют эрозии, а поверхности с поврежденным покрытием корродируют. Такие покрытия используются на лопатках компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения. Например, для защиты лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения согласно бюллетеню № 075.3.0.0881.5 от 1983 использовались покрытия, которые прошли производственную проверку на Государственных авиаремонтных предприятиях Украины. Среди них покрытие: ДифА-УФ (диффузное алюмо-силикатно-фосфатное), Х-ДифА (хромоалюмидное), разработанные в ВВИА им. проф. М.Е. Жуковского, и рекомендованные от коррозионно-эрозионных повреждений (рис. 40, табл. 13) [127].

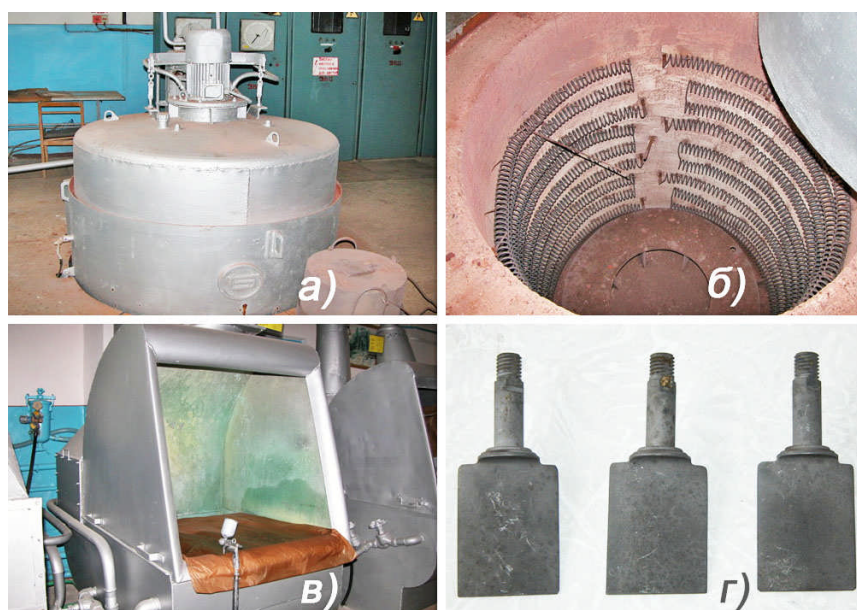


Рис. 40. Оборудование для нанесения покрытий ДифА-СФ и Х-ДифА: а – внешний вид установки и загрузочного контейнера; б – загрузочная шахта; в – участок для нанесения фосфатного слоя; г – покрытие ДифА-СФ на лопатках компрессора

Таблица 13

Коррозионно-эрозионные покрытия на стальных лопатках компрессора

Тип покрытия	Марки сталей	Температуры использования, °С	Толщина покрытия, м
ДифА-СФ	ЕІ 961-Ш, ЕП 517, ЕП 609	до 500	$8...20 \cdot 10^{-6}$
Х-ДифА	ЕІ 961-Ш, ЕП 517, ЕП 866-Ш	до 700	$3...20 \cdot 10^{-6}$

Но согласно бюллетеню № 075.1.0.1597.5 от 21.07.1991 года и указанию № 165 от 26.05.95 года использования этих покрытий ограничено в связи с большой продолжительностью процесса нанесения и его энергоёмкостью [174]. Кроме того [234], эти покрытия плохо противодействуют эрозии, а поверхности с повреждённым покрытием корродируют.

1.3.5. Ионная имплантация поверхности

Обзор, выполненный Б.А. Ляшенко, В.И. Мирненко и А.В. Рутковским показал, что ионная имплантация поверхности (ИИП) является сравнительно новым направлением упрочнения поверхностей титановых сплавов с целью повышения физико-механических свойств. Данный метод заключается в бомбардировке подложки имплантируемым веществом. При этом ионизированные атомы или молекулы легирующего вещества внедряются в приповерхностный слой, “застревают” в кристаллической решётке мишени, образуют твёрдые растворы или новые химические соединения. Технология имплантационного модифицирования позволяет внедрять в поверхность необходимое количество практически любого химического элемента на заданную глубину, т. о., можно сплавлять металлы, которые в расплавленном состоянии не смешиваются, или легировать один металл другим в тех пропорциях, которые невозможно достичь даже при использовании высоких температур. Обзор работ, посвящённых исследованию влияния ионной имплантации на физико-химические, механические и эксплуатационные свойства Ti-сплавов показал, что в качестве основных легирующих элементов используют N, C, Ba, Pt, Pd, Si, Hf и др. Типичные параметры процесса ионной имплантации: энергия ионов 30...150 кэВ, плотность ионного тока 40...60 мА/м², доза $5 \cdot 10^{16}$... $6 \cdot 10^{17}$ ион/см².

Ионная имплантация поверхности Ti-сплава N и C приводит к росту микротвёрдости ПС, что обусловлено образованием дисперсных нитридов или карбидов. Ионная имплантация поверхности N и C позволяет снизить коэффициент трения до 80 %, повысить сопротивление многоциклового усталости более, чем в 20 раз и жаростойкость в 2,45 раза, повысить предел текучести, что обосновывается взаимодействием с дислокациями. Кроме того, при оптимальных режимах отмечено снижение шероховатости поверхности по параметру Ra = $0,13 \pm 0,02$ мкм (для начального состояния Ra = $0,22 \pm 0,02$ мкм). Ионная имплантация N и Pt ведет к росту сопротивления электрохимической коррозии, а ионная имплантация Ba позволяет повысить жаростойкость образцов при 600 °С.

В ряде работ установлено, что платиновое покрытие поверхности толщиной 1 мкм уменьшает скорость окисления сплава на 3 порядка, при этом скорость первичной ползучести для образца с Pt-покрытием и без покрытия одинакова, в то время, как скорость вторичной ползучести для образца с покрытием значительно ниже. Предполагается, что увеличение сопротивления ползучести после ионной имплантации обусловлено повышенной плотностью дислокаций в приповерхностном слое толщиной порядка 80 ... 100 мкм. Эффект снижения скорости ползучести после ионной имплантации поверхности и от-

жиги на воздухе может быть результатом закрепления дефектной структуры. Сопротивление усталости образцов можно увеличить также путём ионной имплантации Ва и Pt. Обнаружено, что зарождение трещины начинается в приповерхностных слоях и при дальнейшем напряжении усталости распространяются в глубину материала. Повышенная концентрация Pd на поверхности Ti-сплава при ионной имплантации, обеспечивает быструю установку пассивного состояния поверхности, а большая глубина имплантации Pd (при малой глубине концентрации) увеличивает продолжительность защитного эффекта, коррозионная стойкость титана, в 20 % растворе H_2SO_4 при 100 °С, растёт более, чем в 10^3 раз. Отмечено, что с помощью ионной имплантации Hf удастся повысить предел выносливости титанового сплава BT9 на 80 %, а сопротивление пылевой эрозии на 30 %. В ряде работ показано, что, внедрение ионов в кристаллическую решётку титановых сплавов, подлежащих ионной имплантации, приводит к появлению дефектов структуры: вакансий дислокаций, межузельных атомов, разупорядочения упорядоченных новых фаз, повышению свойства материала.

Обзор показывает, что основными недостатками технологического процесса ионной имплантации поверхностей титановых сплавов являются:

1) Малая глубина легирования, необходимость обработки в вакуумной камере и большая стоимость процесса обработки.

2) Необходимость проведения дополнительной термообработки для увеличения глубины распределения имплантированного вещества и образование мелкодисперсных фаз в ПС, способствующих укреплению сплавов вследствие формирования сжимающих микронапряжений вокруг них.

3) При ионной имплантации титановых сплавов с повышением одной характеристики прочности, неизбежно снижается другая. Например, при ионном азотировании, повышая износостойкость, снижаем сопротивление усталости титановых сплавов. Поэтому в зависимости от условий работы деталей необходимо выбирать оптимальные технологические режимы упрочнения ПС.

1.3.6. Электронно-лучевая и лазерная обработка поверхностей Ti-сплавов

Электронно-лучевая технология обработки поверхностей титановых сплавов относится к наиболее наукоёмким технологиям, имеет большую перспективу и эффективность для повышения работоспособности поверхностей и долговечности деталей.

Обзор, проведённый Б.А. Ляшенко, В.И. Мирненко и А.В. Рутковским, показал, что в результате оплавления электронно-лучевой обработкой микросе-

кундными пучками поверхностей Ti-сплава удаётся изменить фазовый состав и структуру поверхности толщиной $\sim 0,5...5$ мм (от глобулярной к столбчатой в зависимости от величины плотности энергии и числа импульсов) при различной величине зерна от 100...250 мкм до начального. Твёрдость закалённой поверхности образцов в зависимости от температуры нагрева изменяется.

Наибольшую эффективность электронно-лучевая обработка имеет в сочетании с другими технологическими процессами. Исследователями установлено, что микротвёрдость ПС сплава BT-6, с осаждением на его поверхности при температуре подложки ниже 400 °С покрытия на основе Sn-Cr-MgO, достигает величины 16...18 ГПа. Такое сочетание механических свойств, при высокой адгезионной прочности покрытия и подложки, обеспечивается наноструктурным состоянием металлокерамического покрытия, создающим плавный переход от подложки к мягким связующим слоям и далее до верхних слоёв покрытия с высоким уровнем твёрдости на керамической основе. Отмечено [235], что обработка электронным лучом газотермических покрытий из TiO₂ и Ni-Ti титановых сплавов повышает прочность сцепления покрытия с основой в 8...10 раз, при этом возрастает микротвёрдость и износостойкость. Показано, что дополнительная обработка ионно- имплантированным азотом поверхностей лопаток компрессора из титановых сплавов BT18-У и BT9 повышает предел выносливости на 15,5 % при этом происходит изменение механизма усталостного разрушения деталей из Ti-сплавов с поверхностного на подповерхностный.

Однако, как показал обзор, электронно-лучевая обработка имеет ряд существенных недостатков:

- 1) Существует большое расхождение в результатах экспериментальных исследований и низкая воспроизводимость свойств.
- 2) Значительная толщина покрытия (минимальное значение 50 мкм) ограничивает использование технологического процесса для упрочнения лопаток компрессора.
- 3) Увеличение затрат на обработку из-за сложности технологических процессов.

Лазерная обработка поверхностей деталей Ti-сплавов, как разновидность электронно-лучевой обработки, осуществляется сканированием поверхности непрерывным или пульсирующим лазерным лучом. Высокоэнергетическое когерентное излучение при взаимодействии с поверхностью способно осуществлять самые разнообразные процессы в поверхностном слое: оплавление, легирование, закаливание, химико-термические реакции, фазовые превращения и др. Указанные процессы приводят к изменению характеристик прочности поверхностного слоя. Установлено, что лазерное окисление повышает долговечность Ti-сплавов при малоцикловой нагрузке на изгиб при асимметричном цик-

ле в 2...5 раз; обработка CO₂-лазером повышает коррозионную стойкость; лазерная обработка в атмосфере азота, водорода, углерода и аргона приводит к увеличению эрозионной устойчивости и триботехнических свойств поверхности на 70...80 %.

Большие скорости нагрева и охлаждения ($10^5...10^6$ К/с), высокие температуры (до 1500 °С и более), минимальное время релаксации металла (~ 10-11 с.), большие значения удельной энергии (энергия в лазерном луче, в 10...100 раз превышает энергию перехода атома из твёрдого состояния в газообразное при 40...900 Дж / моль) способствуют возникновению больших градиентов температур (1500 °С/см) и тепловых потоков и оказывает влияние на свойства Ti-сплава. С увеличением мощности (до 5 кВт) лазерного воздействия твёрдость возрастает до 16 ГПа при росте глубины зоны упрочнения до 250 мкм. Продолжительность термохимических реакций регулируется скоростью перемещения луча при сканировании поверхности. С уменьшением скорости сканирования толщина упрочнённого слоя растёт со значительным увеличением твёрдости, но имеет место существенное растрескивание поверхности. Кратковременное облучение обеспечивает глубину проплавления от 1 до 2000 мкм, при этом скорость охлаждения достигает $10^5...10^6$ К/с. При таком быстром затвердевании образуются аморфные структуры, метастабильные и перенасыщенные фазы с ультрамикроструктурной структурой. Так, например, после лазерного азотирования на поверхности формируется непрерывный слой TiN толщиной от 1 мм до 5 мм. Под ним располагается промежуточный слой, состоящий из двухфазной смеси TiN и α -Ti, в которой фаза TiN с сильной текстурой (200) преобладает над второй фазой и представляет дендритную структуру. Ниже находится нерасплавленная тёмная зона термического влияния с мартенситной структурой с α' -Ti и небольшой концентрацией азота. Толщина азотированного ПС определяется плотностью мощности, содержанием азота и временем воздействия. Установлено, что при 100 % перекрытии упрочнённых ПС и содержания N 80 % в атмосфере твёрдость дендритного слоя TiN повышается HV с 500 до 650, а твёрдость промежуточного поверхностного слоя не меняется. С ростом скорости перемещения луча твёрдость ПС уменьшается, т. к. при этом снижается концентрация азота в нём. Трещины в ПС не возникают только при небольшом времени воздействия и малом содержании азота, а с увеличением содержания количество трещин растёт.

Лазерный метод применяется для восстановления деталей авиадвигателя Д-36 (корпус, шестерни, лопатки 1...7 ступеней компрессора высокого давления), самолётов АН-24, АН-26, АН-30, АН-32 (кулиса, ролики, оси, болты, штыри, защёлки и др.).

Однако, как показал обзор, недостатками лазерной обработки Ti-сплавов являются:

1) В связи с активацией анодного растворения ухудшается коррозионная стойкость Ti-сплавов с имплантированными ионами азота в электрохимическом 5 % растворе NaCl.

2) При упрочнении поверхности титановых сплавов образуются массивные слои окислов, которые характеризуются большой поверхностной микротвёрдостью, что может приводить к их поверхностному разрушению.

3) Трещины, возникающие при обработке лазером, приводят к разрушению ПС, размещаются перпендикулярно направлению движения луча. Соединённые с порами трещины распространяются в глубину расплавленного слоя. С повышением скорости перемещения количество трещин увеличивается.

4) Дорожки, полученные после лазерного оплавления поверхности, неоднородны и представляют собой дендритную структуру. Дендриты нежелательны для структуры, потому что в процессе охлаждения из расплава нередко имеет место образование трещин.

5) Поверхностное оплавление для повышения абразивной износостойкости неэффективно.

6) При лазерном азотировании неизбежны примеси O_2 в N, которые вызывают окисление в зоне оплавления и ухудшают качество азотированного слоя.

7) С повышением износостойкости снижается на ~ 50 % предел выносливости. Кроме того, лазерная обработка снижает предел выносливости.

8) После лазерного легирования наблюдается снижение прочности и очень сильное снижение пластичности Ti-сплава σ_b с 10^{10} МПа до 985 МПа и δ с 19 % до 6,5 %.

9) После обработки наблюдается ухудшение шероховатости поверхности. Для улучшения шероховатости необходимо оптимизировать режимы лазерной обработки, либо проводить дополнительно поверхностно-пластическую обработку поверхности.

1.3.7. Метод вакуумно-плазменных покрытий (ВПП)

Вакуумный ионно-плазменный метод (вакуумно-плазменный метод нанесения защитных покрытий ВПП) [127], является одним из наиболее прогрессивных современных технологических процессов повышения долговечности поверхностей титановых сплавов, например, лопаток компрессора, который заключается в генерации потока плазмы твёрдых и газообразных веществ с высокой энергией и регулируется в широких пределах размеров частиц с последующим получением материалов путём конденсации из плазменной среды. Как по-

казал обзор, выполненный авторами Б.А. Ляшенко, В.И. Мирненко и А.В. Рутковским, в мировой практике нанесения защитных покрытий, получивший название PVD (Physical vapor deposition), или метод физического осаждения покрытий из парогазовой фазы, – возможность варьирования физическими и механическими характеристиками покрытий в процессе самого напыления обеспечивает оптимальное соотношение износостойкости, прочности и эластичности покрытия для различных конкретных условий работы деталей.

Вакуум-плазменные покрытия из соединений тугоплавких металлов предназначены для создания специальных свойств поверхности деталей, в том числе из титановых сплавов. В процессе обработки проходит незначительный нагрев подложки до 100...150 °С (в зависимости от вида покрытия), при этом температура не оказывает существенного влияния на фазовый состав и знак остаточных напряжений. Как правило, наносимыми покрытиями являются: нитриды, карбонитриды, металлы, сплавы. При этом скорость их осаждения высокая и составляет ~ 1 мкм/мин. [125]. На поверхности Ti-сплава образуются покрытия с гетерогенной многофазовой структурой, у которой после нанесения формируются остаточные напряжения сжатия. Эти покрытия имеют плотные слои, обладают хорошей адгезией к подложке, высокой твёрдостью, износо- и коррозионной стойкостью. Дополнительно возможно нанесение по составу и свойствам двух и более покрытий, многослойных из разных материалов, сплавов со сложным составом, толстых и равномерных слоёв (вплоть до 25 мкм) композиционных покрытий со сплошной и регулярной дискретной структурой.

Вакуум-плазменные покрытия снижают шероховатость поверхности Ti-сплавов с $R_a=2,5$ мкм до $R_a=1,25$ мкм, повышают сопротивление высокотемпературной ползучести и жаростойкости при температурах 500...700 °С, увеличивают предел выносливости на 20...40 МПа, повышают сопротивление малоцикловой усталости и в 7...10 раз, уменьшают скорость газоабразивного износа поверхностей изделий из титановых сплавов, например, лопаток компрессора [110]. Благодаря своим физико-механическим свойствам вакуум-плазменные покрытия позволяют увеличить работоспособность деталей в 1,5...5 раз [171].

Вследствие этого, учитывая все преимущества и соответствие требованиям к ИП изделий из титановых сплавов, вакуум-плазменный метод нашёл широкое применение в авиадвигателестроении при нанесении их на лопатки компрессоров силовых установок. Так, известно [110], предприятие “Мотор Сич” и “Уральский завод гражданской авиации” используют износостойкие защитные вакуум-плазменные покрытия лопаток компрессора силовых установок вертолётов и газотурбинного оборудования, на основе нитрида титана (рис. 41).

К тому же, в процессе эксплуатации лопаток компрессора силовых установок с вакуум-плазменными покрытиями, которые наносятся предприятием

“Мотор Сич”, выполняется только одна функциональность в ограниченном интервале температур, а именно газоабразивная устойчивость [167].

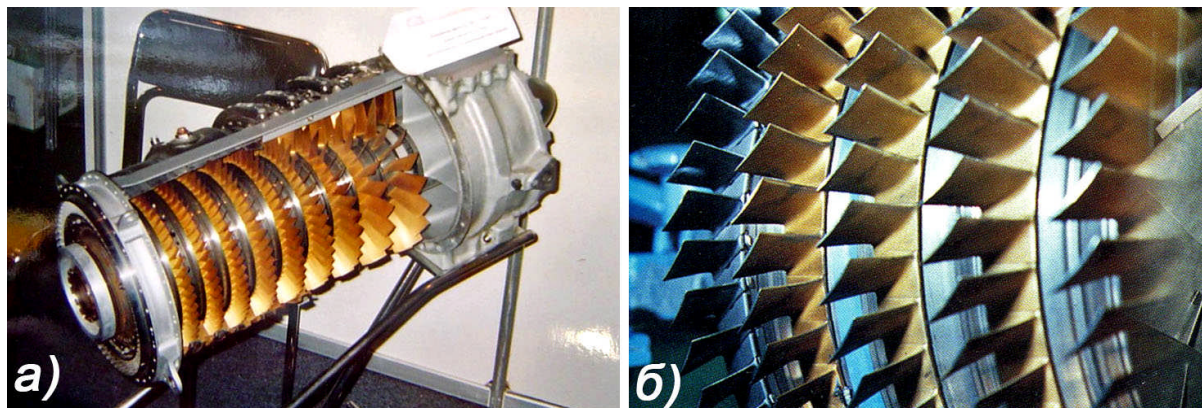


Рис. 41. ВПП на основе нитрида титана на лопатках компрессора силовой установки: а – силовая установка с упрочнёнными лопатками; б – лопатки компрессора с покрытиями на основе TiN

1.3.8. Эмалирование титановых сплавов

Эмалирование титановых сплавов применяют для защиты конструктивных элементов силовых установок от внешней среды воздействия с использованием синтетических смол, которые наносят на поверхность в расплавленном состоянии щёткой, погружением, распылением, газовым и вихревым напылением. Для этого используют растворимые полимеры: полиэтилен, полиамиды, фторопласты, полипропилен, полистирол, стеклопластики, эпоксидные смолы и др. Так известно, стеклоэмалевые покрытия в десятки раз увеличивают свойства Ti сплавов при повышенных температурах и более эффективны при температурах их нагрева выше температуры полиморфного превращения. Также, эмалевые покрытия при нагревании до 800°C обеспечивают равномерную защиту Ti сплавов. Авторами обнаружено, что силикофосфатное стекло предотвращает охрупчивание титановых сплавов при 700 ... 800 °C в течение 12 часов.

В настоящее время с целью защиты от эрозионно-коррозионного повреждения деталей летательных аппаратов, например, пера лопаток входного направляющего аппарата компрессора силовой установки Ал-21Ф-3, используется эпоксидно-полиамидные эмаль ЭП-586 (ВТУ ОП 312-68) (рис. 42).

Эмаль наносят на предварительно подготовленную поверхность лопатки для обеспечения её адгезии с обеих сторон в 4-6 слоев краскораспылителем толщиной $8-11 \cdot 10^{-5}$ м под давлением воздуха 0,29-0,44 МПа. Этот способ покрытия также имеет ряд существенных особенностей, а именно:

- процесс является длительным и требует тщательного наблюдения;

- повышенный расход эмали;
- образование дефектов покрытия в виде пузырьков и потоков при некачественной подготовке поверхности;
- при снятии покрытия используются экологически опасные вещества (ортофосфорная кислота и растворители хиппи-4);
- покрытия имеют большую толщину около 100 мкм;
- невысокая температура применения покрытий (до 300 °С).

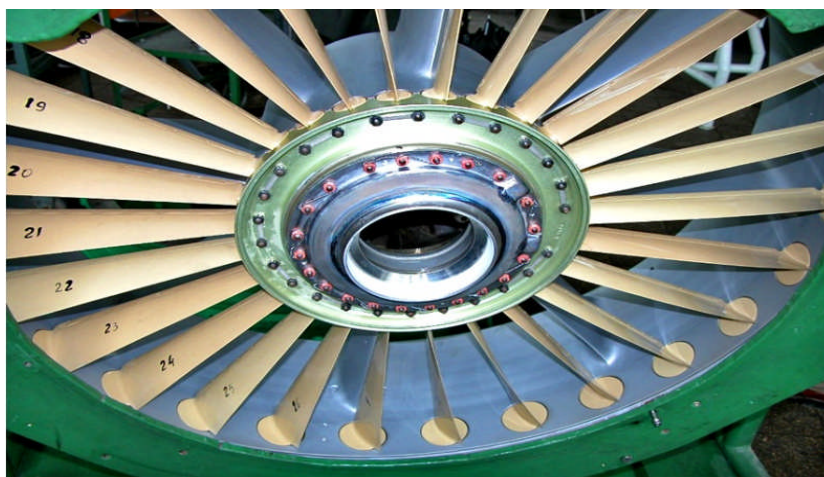


Рис. 42. Лопатки входного направляющего аппарата с защитной эпоксидно-полиамидной эмалью ЭП-586

Данный тип покрытий не соответствует основным требованиям, предъявляемым для лопаток компрессоров из титановых сплавов.

1.3.9. Электроискровое легирование титановых сплавов

Метод ЭИЛ в последнее время получил широкое развитие. В процессе ЭИЛ, в результате разряда между электродом (анод) и изделием (катод) материал электрода переносится на поверхность изделия [236-242]. Наиболее качественные покрытия (шероховатость поверхности не менее 20...40 R_z , целостность покрытия 60...80 %, толщина от 30 мкм до 200 мкм, микротвёрдость 8...10 ГПа) получают при ЭИЛ титана металлами 4-6 групп [243-245]. Показано [243, 244], что ЭИЛ-покрытия Al на Ti позволяет повысить его жаростойкость в 10...15 раз при температуре 800...1000 °С. При этом на поверхности образца возникает ряд зон с различным фазовым составом и микротвёрдостью. Верхняя зона, представленная чистым Al, затем размещена зона с преимуществами γ -фазы и химического соединения $TiAl_3$, в третьей зоне рентгенографически обнаружено линии $TiAl_3$ и α -Ti. Микротвёрдость зон может превышать микро-

твёрдость исходных материалов в 5...10 раз. Количество слоёв, полученных ЭИЛ зависит от режимов обработки и межэлектродной среды [246-249]. В результате ЭИЛ обнаружено различие состава ЛС электроискровых покрытий от состава материала анода [242-245], что является следствием химико-термического воздействия разряда на материал электродов, различной скорости эрозии составляющих материала анода и неодинаковой способности их закрепиться на материале подложки. Металлографические исследования показали, что в основе сплава на участках, прилегающих к зоне ЭИЛ-покрытий, наблюдаются структурные изменения, в частности, ориентированность зоны основы. По своему характеру структура смешанная: наряду с дисперсной формируется крупнозернистая. На взаимную диффузию элементов основания и ЭИЛ-покрытий указывает рентгеноспектральный анализ [243, 244]. Однако невозможность получения 100 % сплошности покрытия, большая шероховатость поверхностного слоя, наличие значительных остаточных напряжений и снижение на 40...50 % усталой прочности деталей, а также низкая производительность процесса пока ограничивают использование ЭИЛ для повышения механических свойств титановых сплавов [242-245].

1.3.10. Функциональные требования к защитным покрытиям

Функциональные требования к защитным покрытиям, как известно, вытекают из формулировки ФН, анализа и выбора технологического процесса их формирования. Рассмотрим их на примере поверхностей лопаток компрессора из Ti сплавов. В последние годы решения проблемы повышения надёжности ИП лопаток компрессора и силовых установок в целом, всё теснее связывается с развитием технологий нанесения покрытий. Из всех авиационных аварий самолетов F-15 и F-16, возникших в 1997 году, в 28...35 % случаев причиной аварии были отказы в двигателях. В 1996 году эти цифры составляли 36...44 % [123], к этим причинам относятся недостатки конструкции, некачественное техническое обслуживание, наличие элементов конструкции с дефектами. Военно-Воздушные Силы США и фирма Pratt & Whitney [250] провели испытания двигателя F-119 с целью выявления необходимости изучения возможности снижения влияния конструктивных и технологических факторов на эксплуатационную работоспособность лопаток компрессора. Надёжность лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения зависит не только от материала (химического состава, структуры), конструктивной формы и размеров деталей, но и в большей степени от технологических процессов их изготовления и обработки. Физико-механическое состояние ПС лопатки (структура, твёрдость, шероховатость, остаточные напряжения и др.) по-

сле обработки оказывает значительное влияние на прочность и газообразивную устойчивость исполнительных поверхностей.

В настоящее время выбор защитных покрытий исполнительных поверхностей лопаток компрессора производится по основным показателям: для пера лопатки – по коррозионной и эрозионной стойкости, для замка лопаток – по приработке, для уплотнительных покрытий на корпусе – по величине износа. Но для правильного выбора состава и способа формирования защитного слоя для деталей компрессора этих критериев недостаточно. Необходимо рассматривать ещё конструктивно-технологические требования, связанные с процессом эксплуатации всей силовой установки. Для компрессора надо рассматривать допустимый и недопустимый состав покрытий. Нельзя, создавая устойчивые покрытия для деталей компрессора, снижать надёжность работы остальных узлов силовой установки.

Поэтому требованиями по защитным покрытиям на исполнительных поверхностях лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения являются следующие:

1. Недопустимо в состав покрытия поверхностей включать элементы, в которых небольшая свободная энергия Гиббса образования оксидов и низкая температура плавления. Такими окислами являются CdO , ZnO , SnO , PbO , V_2O_5 и MoO_3 [251]. Попадая в камеру сгорания и на турбину, они могут восстанавливаться продуктами сгорания, высоко реактивными материалами деталей газового тракта, могут быть диссоциированными и вызвать катастрофическое окисление и образование трещин на деталях горячей части двигателя.

2. С учётом запаса устойчивости компрессора силовой установки толщина покрытия на поверхности не должна превышать 40 мкм для двигателей, установленных на летательных аппаратах 3-го поколения, и 100 мкм – на летательных аппаратах 2-го поколения.

3. Защитное покрытие и способ его нанесения не должны повышать шероховатость поверхности пера лопатки. Повышенная шероховатость поверхности пера лопатки образует дополнительное сопротивление воздушному потоку в компрессоре и приводит к повышению удельного расхода топлива.

4. Температура формирования покрытия не должна быть ниже температуры финишной термической обработки материала, используемого для изготовления лопатки. Для стальных лопаток минимальная температура отжига 570 °С, при превышении этой температуры могут снижаться механические свойства материала лопатки. Образование покрытий при температуре около 1000 °С (температура закалки) недопустимо, так как за счёт деформации изменится сложный профиль лопатки, а это приведёт к дополнительным операциям по отжигу стали в процессе ремонта. Для титановых лопаток при нанесении за-

щитных покрытий необходимо технологический процесс проводить в среде инертных газов или в вакууме.

5. В ПС покрытия должны быть созданы сжимающие напряжения. Напряжения сжатия благоприятно влияют на степень усталости лопаток.

6. Покрытие должно иметь хорошую адгезионную прочность сцепления с основной материала лопатки.

7. В процессе ремонта лопаток компрессора покрытие не должно усложнять существующую технологию реновации лопаток и должно удаляться по простой технологии.

Задача выбора конкретного метода формирования ПС представляет собой сложную техническую задачу. Решение проблемы повышения эффективности силовых установок, исходя из необходимости улучшения свойств лопаток компрессора, может осуществляться, как за счёт применения уже существующих методов укрепления, так и за счёт их совершенствования. В настоящее время известно более 130 методов нанесения функциональных покрытий (защитных, коррозионностойких, антифрикционных, и др.), отличающихся физическими, механическими, химическими и технологическими способами образования [125]. В связи с этим возникает необходимость систематизации и классификации имеющихся методов нанесения покрытий по следующей схеме:

- механические методы (методы, основанные на пластической деформации, например, ультразвуковое укрепление, укрепление энергией взрыва, выглаживания, обкатка роликами и др.);

- методы физико-химического модифицирования материала поверхностного слоя (например, лазерная обработка, ионная имплантация, химико-термическая обработка, ионное азотирование и др.);

- методы нанесения покрытий (например, детонационное напыление, осаждение из паровой фазы, гальванические покрытия и др.);

- методы плакирования в двух и многослойных комбинациях металл-металл, получаемые различными способами;

- комбинированные методы.

Но, независимо от системы классификации главным является выбор целесообразного метода обработки поверхности по условиям эксплуатации лопаток компрессора. На выбор метода осаждения покрытий влияют следующие факторы [252]:

- свойства материала, который предлагается нанести;

- скорость осаждения;

- ограничения, вносимые подложкой (например, максимально допустимый уровень температуры нагрева детали, покрытия);

- величина адгезионной прочности сцепления покрытия с подложки;

- затрачиваемая мощность, энергоёмкость;
- необходимое оборудование и специальные средства технического обеспечения;
- трудозатраты;
- доступность (дефицитность) материалов;
- энтропийно-экологические аспекты.

При выборе и реализации технологического процесса на этапах проектирования и изготовления деталей необходимо учитывать множество разнопрофильных факторов: деталь должна быть технологичной, а значит, в наибольшей степени отвечать своему ФН с учётом эффективности, учёта скорости технологического освоения; эксплуатационных условий – влияния нагрузки (рабочих напряжений), коррозионной среды, ремонтпригодности, обеспечения качества технологического процесса нанесения защитных покрытий на всех его этапах (от стадии проектирования до стабильного функционирования технологического оборудования), управления свойствами поверхностного слоя по критериям прочности [253, 254]. Всё это необходимо обеспечить при минимальных трудо-, энергозатратах и материальных ресурсах.

Некоторые выводы:

1. На основании анализа актуальности проблемы, отражается необходимость разработки методологии повышения надёжности силовых установок летательных аппаратов военного назначения на основе многофункциональных градиентных вакуум-плазменных покрытий. Установлено, что проблема сформировалась по мере усложнения военных задач, условий применения боевой авиационной техники и систем её технического обслуживания и эксплуатации, и представляет на современном этапе актуальную составляющую часть общей проблемы повышения боевой эффективности систем вооружения и военной техники.

2. Показано, что силовая установка является сложной технической системой, которая состоит из множества модулей, систем, узлов, агрегатов и отдельных конструктивных элементов, надёжность которых влияет на безопасность полётов и боевую эффективность летательных аппаратов военного назначения.

3. В результате анализа состояния силовых установок летательных аппаратов военного назначения выявлено, что на лопатки компрессора приходится около 70 % эксплуатационных повреждений, снижающих их надёжность.

4. На основе классификации и анализа основных технологических процессов упрочнения поверхностных слоёв элементов силовых установок летательных аппаратов военного назначения обосновано, что использование вакуум-плазменного метода является одним из перспективных, который позволяет управлять структурой поверхностного слоя, повышать прочностную и газоаб-

разивную устойчивость лопаток компрессора в зависимости от условий их эксплуатации.

5. Определена система понятий и терминов по предмету исследования, а именно многофункциональных градиентных вакуум-плазменных покрытий.

6. Установлено, что основными теоретическими проблемами, которые тормозят реализацию потенциальных возможностей технологии вакуум-плазменного напыления для восстановления и защиты поверхностей лопаток компрессора, является отсутствие научно-методологического анализа и синтеза процесса модификации ПС элементов силовых установок летательных аппаратов военного назначения с целью повышения прочностной и газообразивной устойчивости в любых условиях эксплуатации. Такое положение сдерживает научно обоснованное их использования и тормозит широкое распространение высококачественной технологии.

7. Показано, что подход к определению закономерностей влияния функциональных градиентных вакуум-плазменных покрытий на прочностную и газообразивную устойчивость титанового сплава создаст основу для разработки принципа управления технологическим процессом с целью получения максимальных показателей надёжности элементов силовых установок летательных аппаратов военного назначения.

Исходя из результатов проблемного анализа целью научных исследований является – повышение прочностной и газообразивной устойчивости конструктивных элементов, путём нанесения многофункциональных градиентных покрытий на этапах создания (разработки и производства) и восстановление силовых установок летательных аппаратов.

Научной основой для рационального и эффективного достижения цели исследования в работе использован комплексный подход, а именно совокупность методологических принципов и положений, позволяющих рассматривать повышение прочностной и газообразивной устойчивости конструктивных элементов силовых установок как единую систему с согласованием деятельности всех её подсистем. В основу положено изучение каждого составляющего звена и системы его связей во взаимодействии с другими звеньями, наблюдение за изменениями, которые происходят в системе, выявление специфических системных свойств, формулировка обоснованных предположений относительно закономерностей развития систем и определение оптимальных режимов функционирования. То есть, достижение цели работы возможно в случае системного подхода и оценки взаимодействия всех составляющих, объединённых на методологической основе (рис. 43).



Рис. 43. Постановка научной проблемы и пути её решения

Т. о., для достижения поставленной цели необходимо решить следующие основные научные и прикладные задачи:

1. Изучить особенности влияния технологических и эксплуатационных факторов на прочностную и газоабразивную устойчивость конструктивных элементов силовых установок летательных аппаратов военного назначения.

2. Разработать технологический процесс нанесения упрочняющих покрытий для одновременного повышения прочностной и газоабразивной устойчивости титановых сплавов на базе системного анализа результатов исследования их структурно-фазового состава, напряженно- деформированного состояния, структуры, кинетики разрушения и механических свойств.

3. Разработать методики испытания и провести комплексные исследования, связанные с определением закономерностей влияния вакуум- плазменных покрытий на прочностную и газоабразивную устойчивость титановых сплавов от одновременного влияния конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов.

4. Провести на основе анализа и синтеза значений прочностной и газоабразивной устойчивости титановых сплавов с вакуум-плазменными покрытиями оптимизацию технологического процесса их нанесения.

5. Разработать и научно обосновать средства управления свойствами поверхностного слоя с учётом полученных результатов и закономерностей влияния на них параметров технологического процесса, и на этой основе разработать научный принцип управления технологическим процессом нанесения по критериям прочности и газоабразивной устойчивости.

6. Теоретически обосновать, обобщить и предложить для практического использования технологические решения, которые позволят на основе использования многофункциональных градиентных вакуум-плазменных покрытий решить научную проблему.

Таким образом, в силу своих природных свойств, титан и его сплавы обладает высокой удельной прочностью – выше большинства сталей, а исполнительные поверхности изделий из Ti-сплавов, особенно после нанесения покрытий, имеют высокую твёрдость, износостойкость, хладостойкость, коррозионную и жаростойкость. Природные свойства и широкое распространение Ti среди элементов Земной коры, в частности в ДВ регионе, вызывают большой интерес исследователей в области материаловедения покрытий ИП изделий из его сплавов. Особый интерес вызывает производство изделий из титана и его сплавов в отраслях космического, авиационного, автомобильного машиностроения, а также в судостроении и медицине. Специалисты в области технических наук предрекают наступление “Титанового века”.

Т. к. любые изделия исполняют своё функциональное назначение своими исполнительными поверхностями, то вопрос повышения свойств ИП Ti и его сплавов рассматривается в ряду важнейших вопросов нового подраздела материаловедения – материаловедения поверхности, обозначенной в трудах А.Д. Верхотурова, его соратников и учеников. Поэтому одним из стратегических направлений по улучшению поверхностных физико-химических и эксплуатационных свойств титана и его сплавов, является использование методов поверхностного упрочнения и легирования. В настоящее время наука и техника располагает значительной номенклатурой способов и методов поверхностного упрочнения и легирования ИП изделий из Ti и его сплавов, каждый из которых имеет свои преимущества и недостатки. Среди них особое внимание заслуживает метод ВПП, позволяющий без больших материальных затрат и при малой степени легирования практически реализовать высокопрочное состояние объёмного конструкционного материала. Предполагалось, что для многих видов серийной продукции, к которой относятся и ответственные детали АГТД из Ti-сплавов, в т. ч. лопатки компрессора, поверхностное упрочнение будет представлять хорошую альтернативу объёмному легированию материала.

2. ИССЛЕДОВАНИЯ ФИЗИКОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

2.1. Упрочнение Ti-сплавов вакуум-плазменными покрытиями

В данном параграфе приведены результаты исследований нанесения ВПП на исполнительные поверхности титановых сплавов.

2.1.1. Анализ ФН ИП Ti-сплавов и вакуум-плазменных покрытий

Исследования выполнены на примере нанесения покрытий на поверхности лопаток компрессора авиационного газотурбинного двигателя (АГТД) (рис. 41), являющихся ответственными деталями, но, к сожалению, не в полной мере отвечающих своему ФН. Вследствие чего в современном турбостроении эти лопатки являются, с одной стороны, наиболее массовыми, а с другой – малоресурсными деталями. Так как лопатки компрессора являются составляющими звеньями силовой установки летательного аппарата, то АГТД оказывается одной из наиболее отказоопасных его систем и практически любой её отказ АГТД приводит к попаданию в одну из особых ситуаций.

В связи с этим к авиационному двигателю предъявляются повышенные требования в эксплуатации по безотказности и безопасности полетов. Характер влияния эксплуатационных факторов на конструктивные элементы приводит к тому, что при одной и той же наработке или продолжительности эксплуатации имеется разный характер технического состояния, в связи с чем наработки или календарный срок службы не характеризуют однозначно техническое состояние силовой установки в процессе эксплуатации. Каждый конкретный тип силовой установки летательного аппарата имеет присущий только для него перечень отказов и неисправностей, наиболее часто возникающих в процессе эксплуатации. Это обуславливает назначение видов, объема и периодичности операций по его техническому обслуживанию и ремонту. Т. о., надёжность силовой установки в целом определяется работоспособностью её наиболее ответственных и нагруженных конструктивных элементов, которыми являются лопатки компрессора. Они в значительной степени определяют ресурс силовой установки и летательного аппарата в целом, который зависит от характера и особенностей эксплуатации двигателя.

Как показал обзор, выполненный авторами Б.А. Ляшенко, В.И. Мирненко и А.В. Рутковским, ВПП нашли широкое применение на лопатках компрессора, но только при температурах до 200 °С (силовая установка ТВС-117 – первые три ступени компрессора). Это обусловлено, с одной стороны, отсутствием ин-

формации о работоспособности титановых сплавов с ВПП в условиях неаддитивности действия эксплуатационных факторов, а с другой стороны, при более высоких температурах выше 500 °С начинается интенсивное диффузное взаимодействие покрытия и сплава, что приводит к резкому ухудшению механических свойств [210]. Но управляя структурой, составом и свойствами покрытий по критериям прочности и газоабразивной устойчивости можно увеличить температуру применения до 700 °С.

О ВПП следует сказать, что:

1) В настоящее время одним из главных направлений повышения надёжности и ресурса конструктивных элементов силовых установок летательных аппаратов военного назначения является технология покрытий, в т. ч. ВПП. Традиционные конструкционные материалы исчерпывают свои возможности. Поэтому актуальна необходимость внедрения в производственную практику новых технологических процессов, замены дефицитных материалов, проведения исследований по повышению работоспособности, долговечности деталей в экстремальных условиях. По этим причинам закономерная тенденция замены “сквозного” упрочнения различными способами термообработки поверхностным упрочнением. Это позволяет без больших материальных затрат и при малой степени легирования практически реализовать высокопрочное состояние конструкционного материала. Для многих видов серийной продукции, к которой относятся изделия из титановых сплавов, в т.ч. лопатки компрессора, поверхностное упрочнение является хорошей альтернативой легированию.

2) Во время проведения капитального ремонта авиационных двигателей на 75 % деталей наносятся защитные покрытия ИП, и есть тенденции довести эту цифру до 100 % [214].

3) Недостаточная прочность покрытий, отсутствие в справочной литературе сведений о механических свойствах покрытий, а также отсутствие теоретических основ поверхностного упрочнения и практических рекомендаций относительно путей повышения прочности покрытий – всё это вызывает обоснованное недоверие конструкторов и технологов к поверхностному упрочнению при создании новой техники.

4) Характерной особенностью методов поверхностного упрочнения является то, что не удаётся получить одновременного повышения всех эксплуатационных свойств детали для всех режимов эксплуатации. Повышая один из показателей прочности неизбежно, снижаем другой.

5) В результате анализа методов поверхностного упрочнения установлено, что ВПП по своим физико-механическим свойствам в значительной мере соответствуют основным требованиям защитных покрытий на лопатках компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения.

б) Тенденция развития ВПП характеризуется тем, что однослойные покрытия уступают место многослойным, многокомпонентным, которые в свою очередь, заменяются на многослойные с послойным, градиентным изменением химического и фазового состава и свойств и регулируются параметрами технологического процесса. Это позволяет получать многофункциональные (с повышенными прочностными свойствами и газоабразивной устойчивостью), градиентные (повышение механических свойств по нормали от основания до поверхности), ВПП на лопатках компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения. Оценка состояния проблемы повышения надёжности лопаток компрессора на основе многофункциональных **градиентных ВПП**.

Устойчивые против газоабразивного износа покрытия поверхностей изделий из титановых сплавов состоят, как правило, из соединений, которые в массивном виде слишком твёрдые и хрупкие, т.е. обладают очень низкой хрупкой прочностью. Одним из путей снижения хрупкости таких покрытий является снижение их толщины до уровня $<0,1$ мкм. Но однослойное покрытие малой толщины имеет малую долговечность в условиях неаддитивности действия эксплуатационных факторов. Принцип же многослойной структуры покрытий позволяет достигать необходимую толщину покрытий, без увеличения их хрупкости.

Для получения многослойных покрытий широкие возможности открывает метод ВПП. Многослойные покрытия в целом многофункциональны. Они сочетают высокие физико-механические свойства с повышенной износостойкостью, низким коэффициентом трения, увеличивают устойчивость к абразивному износу и к окислению при повышенных температурах, что значительно повышает прочность материала. Каждый из слоёв в многослойном покрытии может выполнять различные функции [217]. Так, промежуточные “мягкие” слои демпфируют влияние внешней нагрузки, препятствуют переходу трещины из покрытия в основу, способствуют росту ударной вязкости детали. Многослойные покрытия повышают термостойкость, препятствуют росту зёрен в отдельных слоях покрытия, минимизируют толщину хрупкой фазы [125]. Промежуточные слои могут монотонно изменять коэффициент термического расширения и модули упругости от подложки к ПС. Кроме того, использование промежуточных слоёв – достаточно распространённый способ повышения адгезионной прочности сцепления покрытия с основой.

Но до сих пор широкое внедрение этой прогрессивной технологии сдерживается отсутствием систематических исследований, позволяющих оптимизировать режимы нанесения ВПП по критериям прочности и газоабразивной устойчивости. Учитывая большую разницу в типоразмерах лопаток компрессоров и условий их эксплуатации, для получения высококачественных покрытий, необ-

ходимо знать оптимальные технологические параметры их осаждения и влияние их на прочностные свойства и газоабразивную устойчивость.

Проблема повышения работоспособности и надёжности силовых установок летательных аппаратов военного назначения на основе использования многофункциональных ВПП с заданными свойствами досих пор не решена в полной мере. Соответствующую разработку технологического процесса оптимального упрочнения и условия эксплуатации ИП лопаток компрессоров можно эффективно решить только при комплексном рассмотрении вопросов материаловедения покрытий, изучения физических процессов преобразования структуры высокоэнергетическим воздействием с анализом влияния этих процессов на прочностные композиции “основа-покрытие” при воздействии повышенных температур.

Т. о., основной причиной, препятствующей решению задач усовершенствования технологии производства силовых установок на базе применения защитных ВПП является то, что, несмотря на накопленный опыт, общую положительную оценку и целесообразность применения в производстве и ремонтной практике, технология вакуум-плазменного осаждения покрытий имеет ряд нерешённых проблем, недостаточная изученность которых затрудняет разработку научно обоснованных принципов реализации. Кроме того, представление об одновременном повышении прочностной и газоабразивной устойчивости в условиях неаддитивности влияния эксплуатационных факторов является ещё в значительной степени гипотетическим и противоречивым. Глубоких научных разработок в области методологии повышения надёжности элементов силовых установок летательных аппаратов военного назначения на основе многофункциональных градиентных ВПП не проводилось, а наличие существующих не соответствует условиям эксплуатации силовых установок и не сопровождается теоретическим анализом и обобщением. Эмпирические результаты, способные служить основой для создания методологии системного исследования, разрозненные, явления и процессы, которые существенно влияют на их прочностную и газоабразивную устойчивость, в недостаточной мере изучены, описаны и оценены.

Вследствие несистемности и отсутствия общей информационной базы имеющиеся экспериментальные данные не укладываются в законченную систему научного знания, а их объём и содержание не позволяют создать и разработать методы управления поверхностной прочностью покрытий, большинство из которых получены эмпирическим путём и внедрялись в практику после удачных единичных опытов, а не вследствие систематически проводимых научно-исследовательских работ. Это обуславливает необходимость целенаправ-

ленного продолжения комплексных исследований с целью установления, наряду с ранее известными, новых научных фактов, их систематизацию, обобщение и на этой основе, разработки технологического процесса создания покрытий. Что позволит изменять строение и свойства ИП изделий в нужном направлении и создавать с заранее заданными прочностными и газообразивными свойствами, устойчивыми для различных условий эксплуатации, в т.ч. силовых установок летательных аппаратов военного назначения.

К тому же, всё сказанное позволяет определить объект и предмет исследования. В работе объектом исследования является процесс создания и восстановления конструктивных элементов силовых установок летательных аппаратов военного назначения, а предметом исследования – многофункциональные градиентные ВПП на ИП изделий из титановых сплавов, конструктивных элементах силовых установок летательных аппаратов военного назначения, их фазовые и структурные превращения и механические свойства.

Разупрочняющие эффекты, действующие на лопатку компрессора. Известно, что общий разупрочняющий эффект при одновременном воздействии эксплуатационных факторов на ИП изделий из титановых сплавов может быть несравненно выше действия каждого фактора в отдельности [255-261]. Это называют явлением синергизма [257] или неаддитивностью действия.

Силовая напряжённость, значительные тепловые нагрузки и повреждения лопаток компрессора силовой установки связаны с режимами работы двигателя, которые определяются этапами полета летательного аппарата. То есть, способность двигателя осуществлять быстрый запуск, выход на режим максимальной мощности и переход из этого режима в режим обеспечения оперативного манёвра.

Условия эксплуатационной нагрузки лопаток компрессора силовой установки летательного аппарата характеризуются наличием агрессивной среды, воздействием абразивных частиц в газовом потоке, одновременным действием высоких статических и динамических нагрузок, на их ИП, амплитуда и частота которых изменяется в значительных пределах, изменения температуры в широком интервале (тепловые удары) [262]. Следствием воздействия этих сложных эксплуатационных условий является разупрочнение и разрушение конструктивных элементов, что проявляется в самых разнообразных формах: газообразивного износа и попадания посторонних предметов, накопления дефектов структуры и развитие трещин малоциклового и многоциклового усталости, межкристаллитной и питинговой коррозии деталей и их коррозионно-усталостного повреждения, изотермической и термоциклической ползучести и прочее. Интенсивность протекания процессов разупрочнения в поверхностном слое в конечном счете определяет работоспособность, надёжность и ресурс лопатки

компрессора и двигателя в целом. Образование дефектов увеличивает уровень вибронапряжений (за счёт появления резкого концентратора напряжений) и повышает вероятность их разрушения от усталости [141]. Фирмы General Electric Company (США) [263], CTDV (Пакистан) и School of Mechanical Eng. (Великобритания) обнаружили [264], что при разупрочнении конструктивных элементов в процессе эксплуатации возникает изменение давления и температуры вдоль тракта двигателя по отношению к минимальным значениям в начале эксплуатации силовой установки. В результате изменяются удельный расход топлива, лётно-технические характеристики летательного аппарата и другие параметры. Например, при снижении на 6% свойств материала, максимальная температура перед турбиной увеличивается на 1600 °С (на высоте полёта 8000 м) и на 1700 °С (на высоте 15000 м) при этом повреждения лопаток увеличивается на 120 %. Установлено [265], что в зависимости от наработки прочность металла профильной части лопатки снижается до 80 % от исходного уровня.

В условиях эксплуатации силовых установок на грунтовых и пыльных аэродромах в процессе взлета, посадки и руления летательного аппарата, а также при использовании реверса тяги образуется пылевое облако высотой до 15 метров, основу которого составляют частицы кварца. Концентрация кварцевых частиц в пыли достигает 65...98 % [266]. В зависимости от размеров они могут длительное время находиться в воздухе во взвешенном состоянии, так, например, частицы пыли размером до 5 мкм могут находиться в воздухе во взвешенном состоянии в течение шести часов. Это приводит к ускоренному газоабразивному износу исполнительных поверхностей лопаток компрессора (рис. 44).



Рис. 44. Газоабразивный износ лопаток компрессора вертолётной силовой установки ТВ3-117

Количество пыли, находящейся в воздухе, зависит от состава почвы и может достигать 0,1...0,4 г/м³. При концентрации пыли в 0,1 г/м³ в газотурбинную установку мощностью 50 МВт за день работы попадает до 18 кг твёрдых частиц

[267]. Мелкие абразивные частицы, имеющие острые углы и находясь в потоке воздуха, с силой ударяются в поверхность металла. Как известно, кинетическая энергия частиц пропорциональна квадрату скорости газового потока и при значительной его скорости может достигать больших значений [268]. Задирь, царапины, борозды, вмятины и раковины, образующиеся в процессе абразивной эрозии на поверхности металла, являются началом микротрещин верхних слоёв, которые являются концентраторами напряжений и при многократном воздействии способствуют разрушению металла от усталости [269].

Больше повреждений в эксплуатации лопаток компрессора приходится на 1-ю ступень (~ 21 %), из них 72 % – на входную кромку и 17 % – на исходную, чаще повреждается верхняя половина профиля лопатки с глубиной забоин 1...2 мм [270]. Попадая в проточную часть двигателя, абразивные частицы вызывают эрозионный износ, изменение геометрических параметров и снижение массы материала лопатки компрессора, уменьшение параметров π_k^* (степень повышения давления), η_k^* (коэффициент полезного действия) и ΔK (запас устойчивости компрессора). Абразивный износ может быть причиной существенного уменьшения π_k^* η_k^* и, как следствие, снижения мощности компрессоров авиационных газотурбинных двигателей и их ресурса (рис. 45, 46) [259, 271].

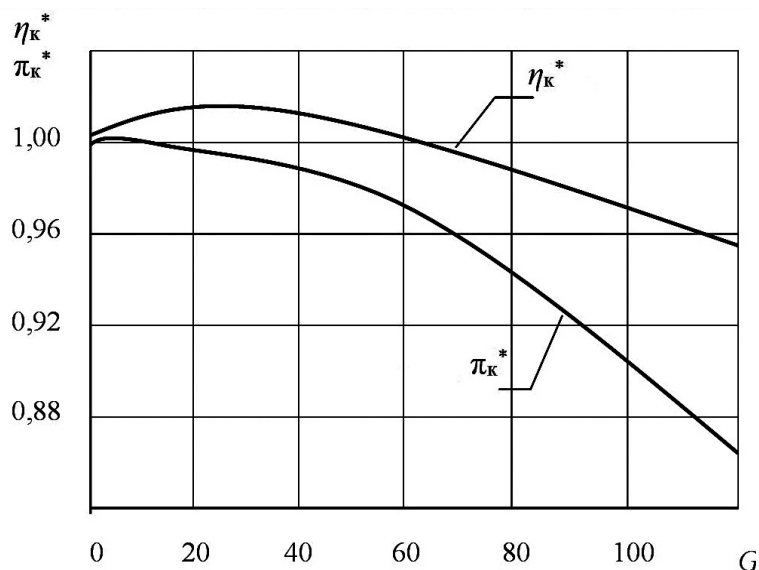


Рис. 45. Изменение параметров компрессора от суммарного количества пройденного через него песка [258]

Первые ступени изнашиваются по всей высоте пера, на последующих – износ вследствие сепарации частиц интенсифицируется к периферии лопаток и повреждения достигает 60...80 % длины лопаток (рис. 47) [272, 273]. В большей

степени износ поверхностей формируется в корневой и средней части лопатки. При втягивании пылевого потока в тракт газотурбинного двигателя абразивные частицы преимущественно поступают в верхнюю часть входного устройства, а затем вдоль компрессора движутся определённым “шнуром” с небольшим закручиванием до последних ступеней компрессора. След “шнура” можно заметить по износу поверхностей неподвижных статорных лопаток компрессора.

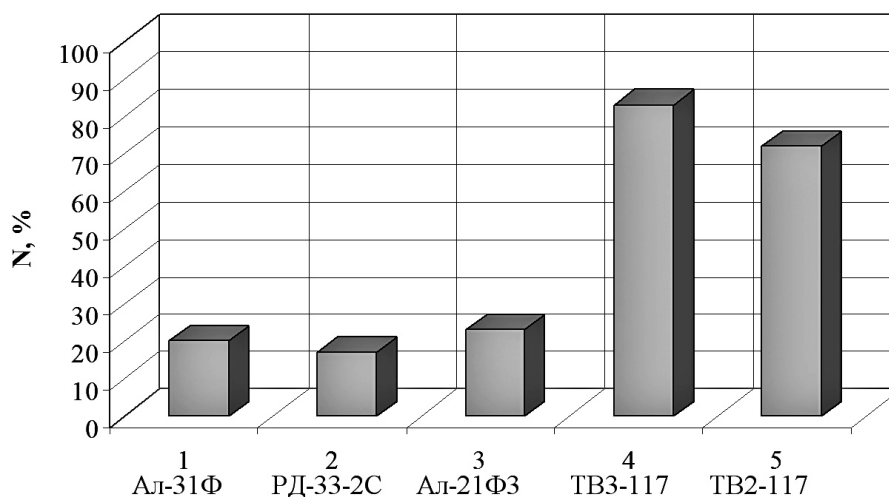


Рис. 46. Абразивный износ лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов



Рис. 47. Характер износа лопаток компрессора по их длине (выделена площадь поверхности лопатки, поврежденная абразивными частицами)

Помимо ухудшения экономических и тяговых характеристик двигателя, наиболее опасным следствием пылевой эрозии в проточной его части является уменьшение запаса газодинамической устойчивости компрессора. В условиях эксплуатации при отсутствии необходимого контроля это может вызвать нестабильную работу компрессора [274], а именно снижение запаса его устойчивости по помпажу. Возникновение помпажа компрессора приводит к сильным

вибрациям двигателя, нарушению нормальной работы камеры сгорания, резкому повышению температуры газа перед турбиной [275]. Возможно обгорание и разрушение турбинных лопаток. Помпаж компрессора может вызвать не только самовыключение двигателя, но и разрушение его элементов. Вследствие обрыва лопатки возникает дисбаланс ротора, который вызывает поломки двигателя. Это особенно характерно для вертолётных силовых установок, основанных на неподготовленных грунтовых площадках, а также для самолётов вертикального взлёта и посадки наземного базирования. Подтверждением этого являются многоцелевые вертолеты Black Hawk, которые интенсивно использовались во время конфликта в Персидском заливе в 1990 ... 1991 г.г. В результате низковысотных маневровых полётов возникали отказы двигателей Т 55 и Т 700 из-за попадания песка и эрозии лопаток компрессоров [276].

Опасным также является попадание в двигатель посторонних предметов. При столкновении этих предметов с лопатками компрессора образуются забоины, которые ухудшают их аэродинамические характеристики, а также характеристики прочности (рис. 48, рис. 49) [264, 277, 278]. Это приводит к выходу двигателя из строя или необходимости его досрочного снятия. Уменьшение вероятности попадания в двигатель посторонних предметов достигается качественной подготовкой аэродрома к полётам и установкой в конструкцию воздухозаборника специальных защитных устройств [279, 280].



Рис. 48. Разрушение и забоины на лопатках компрессора от попадания посторонних предметов

В последнее время в Российской Федерации по эксплуатации досрочно было снято с летательных аппаратов около 496 двигателей из-за попадания в проточную часть посторонних предметов, из них 271 двигатель Д-30КУ, Д-30КП и Д-30КУ154 в 1990 ... 1992 гг. Результаты эксплуатационных наблюде-

ний показывают преимущественное влияние этого фактора на массовое досрочное снятие двигателей [260].

При статическом характере разрушения (рис. 50) в большинстве случаев проходит обрыв части пера лопатки в момент столкновения с посторонним предметом. Это является наиболее опасным, т. к. в зависимости от степени его повреждения может возникнуть и разрушение двигателя в целом.

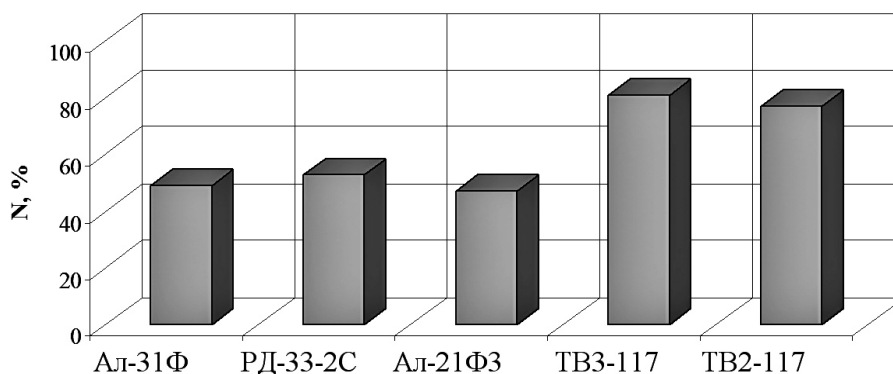


Рис. 49. Повреждения лопаток компрессора от попадания посторонних предметов



Рис. 50. Обрыв кромки пера лопатки компрессора

Опыт эксплуатации и ремонта одного из типов двигателей показал, что количество газотурбинных двигателей с забоинами, по отношению к общему количеству проверенных двигателей, мало изменяется с увеличением наработки: 2000 год - 39%, 2500 год - 37%, 3000 год - 39% [281]. Это свидетельствует о случайном характере процесса повреждения лопаток от попадания посторонних предметов, хотя интенсивность процесса зависит также от типа двигателя, места его размещения на летательном аппарате, размеров входного устройства.

Кроме того, в процессе эксплуатации силовых установок летательных аппаратов происходит загрязнение под действием аэрозолей, находящихся в воз-

духе (шлакование), рабочих поверхностей лопаток компрессора и снижение коэффициента полезного действия на $\sim 4\%$ [267] (рис. 51).

Уменьшение на 5 % расхода воздуха в компрессоре из-за загрязнения его лопаток может уменьшить мощность силовой установки на 13 % и увеличить удельный расход топлива на 5,5 %, что недопустимо [282, 283].



Рис. 51. Налипание грязи на лопатки компрессора силовой установки ТВЗ-117

В результате исследования [284] оседания тонкодисперсных частиц на лопатках установлено, что важное значение имеет соотношение между углом её размещения и углом трения частиц пыли. Во всех случаях при температуре 20...25 °С максимальный коэффициент трения между телами меньше единицы и частицы должны сползать с поверхности, если её угол наклона составляет более 45°. На практике частицы чаще всего остаются на поверхности твёрдого тела даже при почти вертикальном её положении благодаря адгезии частиц пыли, сила которой больше силы тяжести. Показано, что с уменьшением размера частиц и ростом влажности среды угол налипания увеличивается. Фирмы НПО СКТИ, ВНИИГАЗ, ПИМАШ (Россия) и Turbotect (Швейцария) установили показатель чувствительности компрессора к шлакованию [285]. В связи с этим применяются различные методы очистки компрессоров силовых установок как без демонтажа, так и с демонтажом агрегата [286-288]. При очистке может использоваться вода с моющими средствами [289] и нанесение противозагрязняющих покрытий [290].

Анализируя влияние повышенных температур, можно сказать, что для лопаток последних ступеней компрессора силовых установок влияние на проч-

ность оказывают температурные напряжения, возникающие на нестационарных режимах [291]. Из-за разной скорости прогрева сечения переменной толщины кромки прогреваются и охлаждаются быстрее по сравнению со средней частью. Разница температур по перу лопатки вызывает температурные напряжения, возникающие в результате различного значения термического расширения. Расширению или сжатию входящей и исходящей кромки препятствует средняя часть лопатки. Это приводит к напряжению сжатия (при нагревании) или растяжения (при охлаждении). Установлено [292], что неизбежные колебания температур и давления рабочего тела двигателя приводят к колебаниям лопаток компрессора. Эти напряжения не столь высоки, чтобы вызвать разрушение лопатки, но повторяющиеся циклы, могут привести к её разрушению из-за термической усталости. Обнаружено [256], что резкое повышение температуры газа вызывает перегрев лопаток, при этом наблюдается возникновение помпажа силовой установки.

Также, при воздействии повышенных температур необходимо учитывать, что основные характеристики конструктивных материалов лопаток очень заметно реагируют на изменение температуры. С её ростом снижается предел текучести и предел выносливости [293]. Причём при длительном воздействии температуры свойства материалов изменяются в сторону охрупчивания, что делает его более чувствительным к концентраторам напряжений [294, 295]. Кроме того, в результате действия напряжения и высоких температур материал лопатки находится в состоянии ползучести [296], об этом свидетельствуют изменения геометрических форм и размеров деталей, которые фиксируются в процессе эксплуатации. Это свойство материала заключается в том, что напряжение и деформации, возникающие при нагрузке деталей, изменяются во времени, даже если нагрузки остаются постоянными. В связи с повышением степени сжатия в компрессоре повышается температура газа и, соответственно, температура элементов проточной части, что вызывает существенное снижение прочностных характеристик. Поэтому применение лопаток из разных конструктивных материалов ограничивается наличием повышенных температур в компрессоре. Титановые сплавы рекомендованы для эксплуатации в компрессоре на первых его ступенях до температуры 404 °С [297].

Т. о., долговечность лопаток компрессора определяет предел выносливости конструктивного материала. С увеличением наработки предел выносливости лопатки снижается вследствие её эрозионного и газоабразивного износа, образования концентраторов напряжений в виде царапин, забоин, коррозионных повреждений, воздействия температуры и т.д. Известно [289], что ресурс лопатки считается исчерпанным при снижении выносливости её материала более чем на 25 % по пределу выносливости новых лопаток.

Очевидно, что лопатки компрессора требуют эффективной, по возможности, недорогой защиты от неаддитивного разупрочняющего действия эксплуатационных факторов.

Лопатка компрессора относится к самым высоконагруженным деталям [298]. Она характеризуется разнообразием конструкций и большим диапазоном размеров. Их количество в двигателе находится в пределах 2...3,5 тыс. штук, при этом высота лопатки находится в интервале от 10 до 1000 мм, а ширина пера – от 5 до 300 мм.

Титановые сплавы в производстве лопаток компрессора нашли широкое применение [299]. Номенклатура титановых сплавов расширяется. Сегодня в промышленности используют сплавы BT3-1, BT8, BT8M-1, BT9, OT4-1, BT5, BT33, BT30, BT20, BT18, BT25. Прогнозы и экспертные оценки подтверждают перспективу в постепенном росте использования титановых сплавов и композиционных материалов в качестве конструктивных элементов (рис. 52) [300]. Успешное внедрение титановых сплавов становится возможным лишь при модификации поверхности и нанесении многофункциональных покрытий.

Сейчас в авиадвигателестроении наблюдается постепенное внедрение композиционных материалов в качестве конструктивного материала для лопаток компрессора [301-304]. Западные производители двигателей General Electric, Pratt and Whitney, Rolls-Royce рассматривают различные полимеры, металлы и керамику с целью внедрения в конструкции перспективных двигателей для уменьшения массы и повышения их характеристик [305, 306]. Заверяют [307], что использование композиционных материалов в силовых установках позволит на 50% снизить массу лопаток компрессора.

Основными мировыми лидерами в производстве композиционных материалов для авиационной промышленности являются фирмы Dow-United Technologies Composites Products (США) [306], НПП "Мотор" (Россия) [308], Kawasaki Jukogyo (Япония) [309], Saint-Gobain Performance Plastics (Великобритания) [310].

Диапазон композитов, используемых в авиадвигателестроении, включает пластики и полимеры [302, 308, 310, 311 - 313], металлические матрицы [309, 314, 315], армированные волокнами на основе углерода [271], графита [267], карбида кремния [313]. Исследователями установлено [310], что композиционные материалы сохраняют свои критические свойства при постоянных температурах в диапазоне от криогенных температур до 3150 °С, и периодически – до 4820 °С. Кроме того, композиционные материалы с металлическими матрицами: алюминиевой, титановой и никелевой рекомендуется использовать на рабочие температуры соответственно до 3500 °С, 8000 °С и 12000 °С [315].

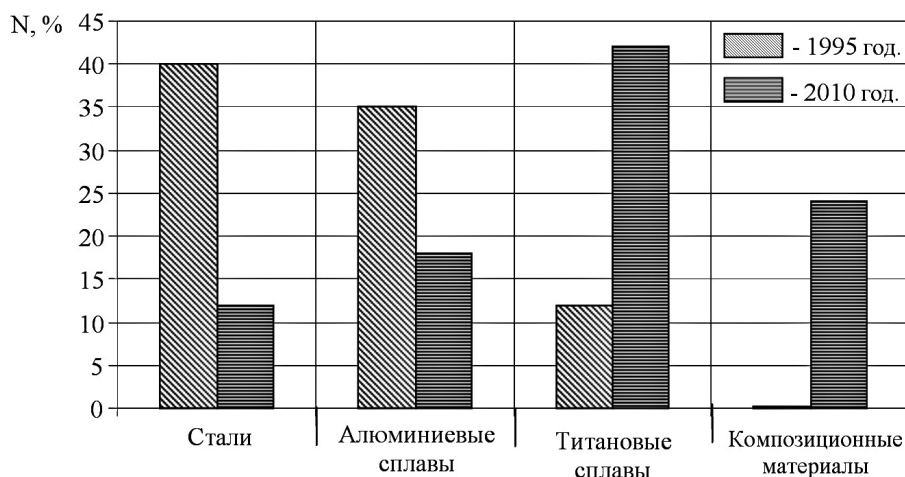


Рис. 52. Использование основных материалов в конструкции летательных аппаратов военного назначения по годам

В работе [316] указано, что надёжная работа лопаток компрессора из слоистых композиционных материалов в значительной степени зависит от точности построения формы раскроя каждого слоя и структуры армирования, которая полностью обеспечивает восприятие всех действующих нагрузок. Однако, повышение прочности и ресурса лопаток компрессора, что связано с использованием композиционных материалов, широкого распространения не получило. Это потому, что:

- композиционные материалы имеют большую стоимость [317];
- сложность технологического процесса изготовления конструктивных элементов. Высоких производственных затрат вследствие необходимости предварительного формообразования и тщательной разработки инструментальной оснастки для их образования [308, 314];
- композиционные материалы не допускают высоких касательных напряжений [318]. Разгонные испытания ротора компрессора с композиционными лопатками привели к его разрушению при частоте вращения 32000 мин^{-1} ;
- изотермическая усталостная прочность в многоцикловой области, около 105 циклов, в композиционных материалах намного ниже, чем у титановых сплавов [309]. Поэтому при использовании их в качестве высокотемпературных материалов, необходимо обращать внимание на характеристики усталости при действии температуры;
- при одновременном воздействии теплосмен и вибраций снижается коэффициент запаса прочности на $\geq 20 \%$ [312];
- недостаточная эрозионная устойчивость и плохое сопротивление действию абразивных частиц, содержащихся в воздушном потоке [311, 313].

Подтверждением этого являются катастрофы самолётов Gulfstream III авиакомпании Avjet (март 2001 г.) и А300-600 авиакомпании American Airlines (12 ноября 2001), отмечено отсутствие адекватных методов неразрушающего контроля [319].

Т. о., конструкционная прочность и надёжность силовых установок существенно зависит от свойств материалов, используемых для их изготовления.

Наиболее ценными конструкционными материалами для авиационных двигателей являются сплавы, сочетающие в себе важные эксплуатационные качества: высокую прочность, устойчивость к агрессивным средам, достаточную прочность при повышенных температурах и др. [320 - 322]. К таким материалам можно отнести титановые сплавы. Механические свойства титановых сплавов находятся на уровне легированных сталей, имеющих $\sigma_{\text{в}} = 600...1000$ МПа при плотности почти в 2 раза меньшей, чем у сталей. Поэтому, их удельная прочность при комнатных температурах в 1,5 раза выше, чем у сталей, и в несколько раз выше, чем у алюминиевых сплавов [323]. При температурах 200 ... 5000 °С удельная прочность титановых сплавов несколько выше, чем у сталей и в 2 раза выше, чем у алюминиевых сплавов. Коррозионная стойкость титановых сплавов во многих агрессивных средах находится на уровне стойкости серебра и платины [274, 324]. Титановые сплавы имеют малый термический коэффициент линейного растяжения (в 2 раза меньше, чем у аустенитных коррозионностойких сталей) и низкий модуль упругости (в 2 раза ниже, чем у сталей), благодаря чему в теплонапряжённых конструкциях термические напряжения в них в 3...4 раза ниже, чем в стальных конструкциях при прочих равных условиях [325]. Теплопроводность титана $\lambda = 7,5$ Вт / (м. °С) меньше по сравнению с железом в 5 раз и по сравнению с алюминием в 14 раз, и во столько же раз ниже его температуропроводность. Они термически стабильны и не становятся хрупкими при длительной работе под напряжением в условиях нагрева до 400...5500 °С [323, 325].

Механические свойства титановых сплавов зависят как от качества исходного губчатого титана, так и от структуры, формируется в процессе обработки материала заготовок лопатки. Различают три типа структур титановых сплавов: равновесная, мелкоигольчатая и грубоигольчатая [284]. Сплав с равновесной структурой, обладает высокой пластичностью и пределом прочности, несколько менее чувствителен к концентратору напряжений и его рекомендуют применять для изготовления лопаток. Сплав с мелкоигольчатой структурой, обладающей повышенным сопротивлением ползучести при удовлетворительных значениях остальных параметров, используют для дисков. Для сплава со структурой третьего типа характерно пониженные механические свойства: пластич-

ность, длительная прочность, сопротивление усталости и высокая чувствительность к концентраторам напряжений.

Титановые сплавы позволяют увеличить срок службы деталей, по оценкам специалистов [326], до 50 лет, конструкции из титана обладают меньшим весом по сравнению с конструкциями из других материалов, что немаловажно при минимизации нагрузок на несущую конструкцию [327, 328]. Наблюдается тенденция [327, 329, 330] в двигателестроении замены сплавов на основе железа на титановые сплавы с целью повышения частоты вращения ротора, повышение давления и температуры на входе в турбину, снижение веса двигателя, роста удельного рабочего объёма и повышения коррозионной стойкости при статическом и циклическом режимах нагрузки.

Если принять во внимание [331], что экономия 1 кг массы двигателя эквивалентна экономии от 8 до 10 кг общего веса, то становится понятным интерес к титановым сплавам с точки зрения снижения веса летательного аппарата. Экономия в весе позволит увеличить радиус действия и развить большую маневренность летательного аппарата военного назначения (рис. 53).

Кроме того, использование титановых сплавов является экономически оправданным, тогда как экономия в весе составляет ~ 30 % для простых конструкций и ~ 10 % для сложных. Снижение веса самолета “Конрад” на 1 кг дало экономию в 2500 марок ФРГ [332]. Поэтому, начиная с 1959 года, использование титановых сплавов в качестве конструктивных материалов увеличилось до 25 % от веса двигателя [333].

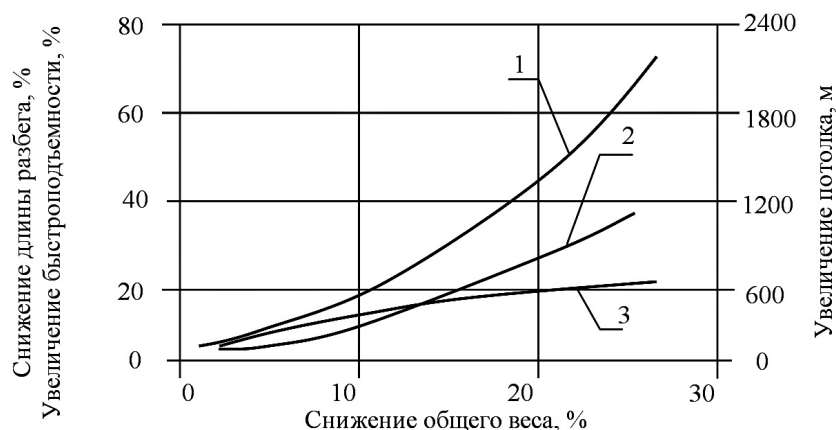


Рис. 53. Улучшение лётно-тактических данных истребителя при снижении общей массы: 1 – длина разбега при взлете; 2 – потолок; 3 – быстроподъемность

Одной из целей разработок в области двигателестроения является создание компрессора, который практически полностью изготовлен из титанового сплава [334], при этом большое внимание уделяется возможности повышения рабочих

температур у элементов силовых установок из титановых сплавов. Поэтому, необходимо правильно выбирать титановые сплавы, чтобы они обеспечивали надёжность и долговечность работы оборудования, используемого в авиадвигателестроении [335]. Так в Великобритании создан ряд титановых сплавов, который используют в качестве материала для лопаток компрессора, выдерживающего эксплуатационные температуры до 4250 °С, то есть на 10 % выше, чем раньше [328, 336].

Но у титановых сплавов, в качестве основы для высокопрочных конструктивных материалов, есть ряд недостатков:

1. Изменение механических свойств при повышенных температурах в титановых сплавах имеет определённое значение, что ограничивает их широкое использование [337, 338]. Установлено [339], что повышение температуры заметно снижает их прочностные свойства почти в 2 раза, при повышении температуры до 150 ... 250 °С, по сравнению со сталями подобной категории прочности. Хотя температура плавления титана заметно выше, чем у железа и составляет $T_{пл} = 1660$ °С [340]. Известно [341], что в конструкционных сталях изменением характеристик прочности в интервале температур 20 ... 250 °С пренебрегают, а титановые сплавы в этом интервале температур снижают свои прочностные свойства на 25...40 %. При дальнейшем повышении температуры снижение прочности титановых сплавов замедляется и диапазон температур от 150 до 400 °С является областью малейшего изменения прочностных характеристик. Дальнейшее повышение температуры приводит к прогрессирующему снижению прочности титановых сплавов. В связи с этим титановые сплавы имеют ограничения по их использованию в качестве конструктивных элементов в силовых установках летательных аппаратов военного назначения через влияние повышенных температур (табл. 14) [342-344].

2. При эксплуатации в условиях повышенных температур титановые сплавы подлежат негативному влиянию водорода, азота и кислорода, образуя при этом твёрдые растворы, что приводит к его охрупчиванию [272, 345]. Так, например, кислород диффундирует от поверхности, образуя хрупкий альфованный слой. Проникающие окисления титановых сплавов являются также одним из главных препятствий против повышения температуры эксплуатации даже в тех условиях, когда характеристики длительной прочности достаточно для обеспечения прочности тех или иных деталей.

3. В титановых сплавах при низких температурах и напряжениях, меньших предела текучести, со временем могут накапливаются необратимые деформации – имеет место ползучесть, а в условиях постоянной деформации – релаксация напряжений [346, 347].

Температурные ограничения по использованию титановых сплавов в качестве конструктивных элементов в силовых установках летательных аппаратов

Тип АД	Параметры	КНТ				КВТ								
		1	2	3	4	1	2	3	4	5	6	7	8	9
РД-33-2С	Материал лопатки	BT9	BT9	BT9	BT9	BT9	BT9	BT9	EP-866Ш	EP-866Ш	EP-866Ш	EP-866Ш	EP-866Ш	EP-718Д
	Температура, °С	226	252	280	304	318	359	404	453	499	543	583	610	640
АЛ-31Ф	Материал лопатки	BT3-1	BT3-1	BT3-1	BT3-1	BT3-1	BT3-1	BT18	BT18	BT18	BT18	EP-718Д	EP-718Д	EP-718Д
	Температура, °С	137	174	202	222	315	350	402	452	495	530	550	610	637
Тип АД	Параметры	Ступени компрессора												
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
ТВ3-117	Материал РЛ	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8	BT8
	Температура, °С	40	83	135	160	178	210	232	273	288	312	330	352	
ТВ2-117	Материал РЛ	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	EI961Ш	-	-
	Температура, °С	40	80	130	152	174	201	230	267	285	310	-	-	

4. Сравнение чувствительности к повреждению и эрозионного износа сталей и титановых сплавов показывает, что более чувствительными являются титановые сплавы [284]. Установлено, что эрозионная стойкость алюминиевых сплавов в 2 раза ниже устойчивости титановых сплавов, устойчивость которых в 1,5 раза меньше сталей, используемых для изготовления лопаток компрессора силовых установок [29].

Подытоживая, следует сказать, что:

- титановые сплавы, благодаря своим физико-химическим и механическим свойствам, является основным конструкционным материалом для лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения;

- использование титановых сплавов в качестве конструктивных материалов для изготовления лопаток компрессора силовой установки позволяет снизить вес летательного аппарата военного назначения и повысить его тактико-технические характеристики;

- в мировой практике авиационных наметились тенденции создания лопаток компрессора силовой установки только из титановых сплавов;

- применение титановых лопаток компрессора ограничивается одновременным действием температуры и окружающей средой, в результате чего они теряют механические свойства;

- одним из основных комплексных направлений по повышению прочностных и газоабразивной устойчивости титановых лопаток компрессора является применение методов инженерии поверхности ("Surface Engineering") [348, 349]. Т. е., необходимость использования технологических процессов для нанесения защитных покрытий, модификации поверхности, а также проектирование по-

верхностных слоев и управление их свойствами в зависимости от требований, предъявляемых к покрытиям лопатки компрессора.

Рассмотрим более подробно методы и свойства покрытий, а также влияние технологических процессов нанесения защитных покрытий на прочностные конструктивных материалов силовых установок летательных аппаратов военного назначения.

Вакуум-плазменная технология нанесения многофункциональных покрытий приобретает все большее применение в промышленности. Быстрыми темпами развиваются ВПП в авиационном двигателестроении. Эта технология успешно конкурирует с электронно-лучевым осаждением. Себестоимость ВПП на лопатках АГТД в 5...10 раз ниже аналогичных электроннолучевых [350]. Технология ВПП относится к высоко энерго- и материалосберегающим технологиям, а также к экологически чистым. Поэтому методы ВПП в авиационном двигателестроении занимают ведущее место в отделочно-упрочняющей обработке [299, 351, 352].

В литературе достаточно много исследований по защите исполнительных поверхностей лопаток компрессора ВПП [353-356]. Следует отметить вклад ВИАМа в развитие технологий ВПП и оборудования для серийного производства [342, 357-364]. Существенный вклад харьковской школы [365], родины всемирно известной технологии PVD. Несущая способность ВПП достигает контактных нагрузок до 300 МПа [366].

Несмотря на большое количество исследований существуют противоречивые мнения. Большинство работ посвящено исследованиям отдельных характеристик покрытий. В основном, исследуют эрозионную и коррозионную стойкость, жаростойкость, стойкость против солевой коррозии, защиту от пылевого и каплеударного газового потока [299, 353, 360, 364, 367]. Особенно актуальна задача антиэрозионных покрытий для вертолётных ГТД типа ТВ3-117 [352]. ВПП повышают эрозионную стойкость в 10...12 раз. Защитный эффект покрытия зависит от режимов его нанесения. Относительно влияния режимов нанесения на свойства покрытия имеются противоречивые данные [353]. Исследуют микротвёрдость, логарифмический декремент колебаний, свойства в интервале температур 450...600 °С [362, 364, 368]. Оценивают влияние ВПП на предел выносливости [363, 367]. Практически не встречаются публикации по исследованию влияния ВПП на ползучесть Ti-сплавов.

При повышении одной, наиболее важной характеристики, могут понижаться остальные характеристики. Существуют противоречия в комбинации “эрозионная стойкость – предел выносливости”. В работе [270] отмечают значительное снижение предела выносливости при нанесении покрытий. Отмечают также малую пластичность покрытий при низких температурах и низкую

прочность при высоких температурах, что "... оказывает отрицательное влияние на прочностные свойства защищаемых деталей" [270]. В работе [299] показано, что ВПП TiN повышает предел выносливости σ_{-1} на 11%. Как правило, в большинстве случаев стремятся не допустить снижения σ_{-1} при нанесении покрытий. Удовлетворительными считают такие варианты покрытий, которые обеспечивают выносливость лопаток на уровне серийных без покрытия. В работах ВИАМа отмечают, что разработанные покрытия не снижают усталостной прочности [363].

Отсутствие теорий поверхностного упрочнения, обладающих силой прогноза при выборе и совершенствовании технологии, закономерно привело к таким эмпирическим подходам, как к простому перебору и сравнению технологических режимов, а также к сравнению ряда технологий. Поэтому устанавливают последовательность технологических вариантов в порядке убывания выбранной характеристики, например эрозионной стойкости покрытия [352]. При различных вариантах поверхностного упрочнения определяют рациональные технологические режимы, обеспечивающие наибольшие значения выбранных характеристик.

Ряд противоречий в технологиях и практике покрытий вызывает у конструкторов новой техники обоснованное недоверие к упрочняющим покрытиям. Для технологов актуальным остаётся выбор технологических режимов нанесения покрытия, обеспечивающих повышение одной из служебных характеристик без снижения остальных.

Поэтому целью настоящей работы является одновременное повышение функциональных (служебных) характеристик покрытий за счёт оптимизации конструктивно-технологических условий их нанесения.

Из опыта проектирования и эксплуатации АГТД следует, что в комплекс основных служебных характеристик покрытия на лопатке компрессора входят: эрозионная стойкость в пылевом потоке, малоцикловая и многоцикловая выносливость, ползучесть при постоянной и переменной температурах, кратковременная статическая прочность и пластичность, микротвёрдость и шероховатость поверхности. Эти характеристики наиболее адекватны долговечности и работоспособности детали с покрытиями.

При решении таких сложных задач по выбору конструктивных схем и технологических режимов нанесения покрытия для сокращения объёма необходимых экспериментальных работ и получения максимальной информации из проведенных исследований следует использовать методы математического моделирования и планирования эксперимента. Современная методология проведения научно-экспериментальных исследований предлагает использование комплекса методов экспериментально-статистического и вычислительного экспе-

римента по исследованию характеристик покрытий. Эти методы дают возможность определить оптимальные конструктивные схемы и технологические режимы для нанесения покрытий с максимально достижимыми прочностью и долговечностью детали. Благодаря возможности управления параметрами процесса нанесения многофункциональных ВПП для исследования технологического процесса выбран метод многофакторного планирования эксперимента и математической обработки статистических данных, который позволяет представить технологический процесс в виде функциональной зависимости входных и выходных параметров.

Поставленная цель одновременного повышения служебных характеристик требует проведения многокритериальной оптимизации при различном выборе и сочетании критериев. При оптимизации требования к ним могут быть достаточно противоречивы. Поэтому возникает задача проведения многокритериальной оптимизации путём определения компромиссных точек, которые в равной мере удовлетворяют всем требованиям. При этом обобщенный критерий оптимальности достигает своего экстремального значения.

Т. о., особенностью работы является управление и оптимизация технологии по критериям прочности и износостойкости [369].

Еще одна особенность работы заключается в том, что предложенный подход к оптимизации технологии по критериям прочности позволяет по-новому строить отношения между исследовательскими группами конструкторов, технологов и экспериментаторов, объединив их в один творческий коллектив. В основе объединяющей идеи лежит планирование общего для всех групп многофакторного эксперимента с последующим регрессионным анализом и многокритериальной оптимизацией. “В одних руках” сосредоточены технология покрытий и комплекс термомеханических испытаний. Главной общей целью является достижение максимально возможной прочности и долговечности покрытия на всех стадиях: разработки, нанесения, эксплуатации и ремонта.

Сегодня при выборе технологии покрытий решающими показателями эффективности становятся показатели трудозатрат и энергоёмкость. Поэтому в работе наряду с комплексом термомеханических свойств проведена оптимизация по энергоёмкости процесса ВПП и производительности технологического оборудования.

Разработка математических моделей, связывающих комплекс термомеханических свойств с технологическими режимами, является основой для создания управляющих программ для технологического оборудования с системами ЧПУ. Управление автоматизированным процессом нанесения покрытия по критериям прочности может решить самую острую проблему в практике покрытий – обеспечить воспроизводимость и стабильность свойств. Особенно важно уве-

личить нижнее значение коридора разброса свойств, обеспечив стабильность техпроцесса при автоматизированном его управлении. Многокритериальная оптимизация по комплексу термомеханических свойств и показателям эффективности позволяет определить целесообразность многооперационных технологий, предварительной подготовки поверхности и финишной обработки покрытий.

Предложенный подход позволяет удовлетворить запросы конструкторов новой техники, предоставив необходимый комплекс термомеханических свойств для расчёта изделий с покрытиями на прочность и долговечность. Технологи устанавливают маршрутно-операционную последовательность и режимы нанесения покрытий, обеспечивающие максимально возможную прочность и долговечность при минимальных затратах. Такой подход существенно сокращает объём стендовых и натурных испытаний. Вместо поиска на эмпирически-интуитивной основе создана расчётно-экспериментальная база для целенаправленного поиска новых технологий поверхностного упрочнения.

Оптимальные условия нанесения покрытий обеспечивают максимальную прочность и долговечность покрытия при минимальных материальных и энергетических затратах, минимальной стоимости и максимальной производительности технологического оборудования.

2.1.2. Технологическое обеспечение нанесения ВПП

В работе в качестве материала основы использован титановый сплав ВТ20, который используется в производстве лопаток компрессора. Выбор состава ВПП заключается в том, что титановые сплавы имеют способность вступать во взаимодействие почти со всеми элементами периодической системы. Однако наиболее важно практическое значение в качестве легирующих элементов сейчас имеют азот, углерод, алюминий, хром, молибден, ванадий и другие [29, 370, 371]. Каждая десятая доля процента азота повышает прочность поверхностного слоя на 130 МПа [29, 372], но, не в меньшей мере, снижаются и характеристики пластичности и вязкости. При увеличении углерода на 0,1% прочность ПС повышается на 50..60 МПа [373], но содержание углерода больше 0,15% мало упрочняет поверхностный слой Ti-сплавов, кроме того, пластичность и вязкость снижается [374]. Однако, установлено [311], что общее насыщение Ti-сплава углеродом и азотом повышает износостойкость в 3...4 раза, коррозионную стойкость – в 2...5 раз. Среди металлов наибольшее практическое значение для повышения жаропрочности Ti-сплавов имеет Al [340, 375]. Он является α -стабилизатором Ti-сплава, упрочняет α -фазу и повышает сопротивление ползучести [345]. Причём установлено, что небольшие добавки Al изменяют струк-

туру, образуют интерметаллические соединения типа TiAl [320, 376], тем же вызывают увеличение прочности [321]. Кроме того, Al препятствует окислению ПС Ti-сплавов при относительно высоких температурах эксплуатации [377]. Следовательно, основными составляющими выбранных ВПП являются азот, углерод и алюминий.

Однако, исследователями установлено [378], что до температур 350 °С преимущество в эффективной защите лопаток компрессора надо отдать покрытию TiN, где подслоем является Ti. Но при температуре выше 300 °С чисто нитридные покрытия уже мало эффективны [301]. По их оценкам слой (TiC) N на Ti-сплава ВТ8 хранит защитные функции почти до 450 °С. Гетерофазное карбонитридное покрытие увеличивает приблизительно в 1,3 раза ресурс относительно износостойкости компрессорных лопаток из сплава ВТ8 в сравнении с чисто нитридным аналогом и при этом сохраняет все механические и коррозионные свойства.

Т. о., становится понятным использование покрытий TiN и (TiC) N для повышения износостойкости. Но для повышения комплекса характеристик прочности лопаток компрессора при температурах выше 450 °С, в авиадвигателестроении не существует эффективного защитного покрытия. Поэтому, в работе предлагается использование покрытия (TiAl)N с подслоем Ti, для повышения адгезионной и когезионной прочности покрытия.

Относительно толщины ВПП, то, согласно экспериментальных данных [302, 303], для обеспечения высокой прочности, достаточной пластичности и уменьшения вероятности возникновения напряжений в покрытии, которые могут его разрушить, оптимальная толщина должна составлять до 10 мкм.

Для получения ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N использовался метод PVD (физическое осаждение из паровой фазы), который имеет некоторые разновидности и разделяется, в свою очередь, на несколько способов получения парового потока. Способы получения парового потока приведены на рис. 54 [304].

Для образования качественного покрытия при относительно невысоких температурах (100..500 °С) необходимо иметь достаточно высокую энергию потока частиц, которые конденсируются на поверхность детали. При столкновении с твердой поверхностью в микрообъемах создаются условия, при которых обеспечивается образование химических связей без объемного нагревания деталей [303]. При этом в рабочий объем вакуумной камеры вводятся газы (Ar, N₂, C и др.) для образования ионного потока, который получается из газового разряда (плазмы) в зоне испаряемого вещества. Именно это лежит в основе реактивного вакуумного ионно-плазменного метода нанесения покрытий.

Эффективным, относительно простым и реализованным в промышленном выполнении, является плазменное устройство, которое основано на генерации

плазмы катодными пятнами. В этом случае использования дугового разряда в парах рабочего вещества позволяет проводить процесс ионного осаждения в достаточно высоком вакууме, вследствие чего повышается чистота полученных покрытий [305, 306]. Вакуумный дуговой разряд возбуждают в парах эрозии материала катода. Последний может быть или холодный (охлажденный), или горячий (неохлажденный) [307-309]. Метод нанесения покрытий с использованием такого плазменного устройства получил популярность, как метод конденсации металлической плазмы при ионной бомбардировке (КИБ).

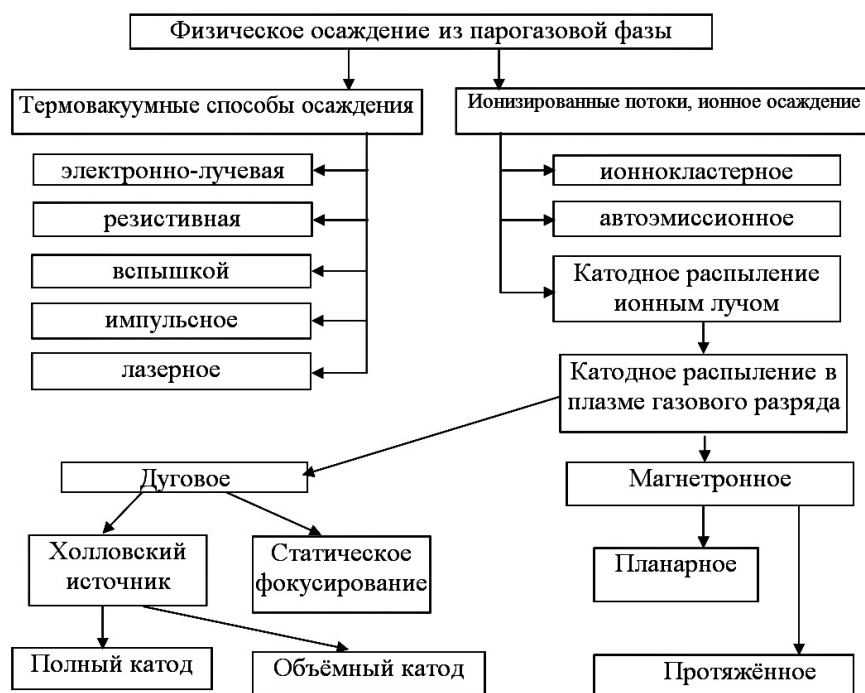


Рис. 54. Способы получения парового потока

Метод КИБ имеет некоторые преимущества, в сравнении с другими PVD покрытиями:

1. Возможность плазмохимического синтеза новых веществ на основе газов-реагентов и элементов IV-VI групп Периодической системы Д.И. Менделеева.

2. Способность очищать и активировать поверхность перед нанесением покрытия.

3. Проводить ионную бомбардировку (ионное травление) исходной поверхности низкоэнергетическими ионами, тем же модифицировать ПС, изменяя его свойства [310, 312] и нагревать поверхность (основу) до заданной температуры.

Установка, которая реализует данные возможности, состоит из: вакуумной камеры; оборудование, которое откачивает воздух; источников электропитания;

газовой станции для подачи газа в рабочий объём; контрольно-измерительной аппаратуры и плазменного испарителя (ускорителя). Плазменный ускоритель является устройством получения ионизированного потока в системах КИБ. В зависимости от режима ускорения ионов металлической плазмы различают системы с электростатическим и холловским ускорением ионизированных частей.

В конструкциях плазменных источников (ускорителя) с электростатической фиксацией катодных пятен (рис. 55) при переходе катодного пятна в процессе хаотического движения на боковую поверхность, которая закрыта экраном, дуговой разряд прекращается.

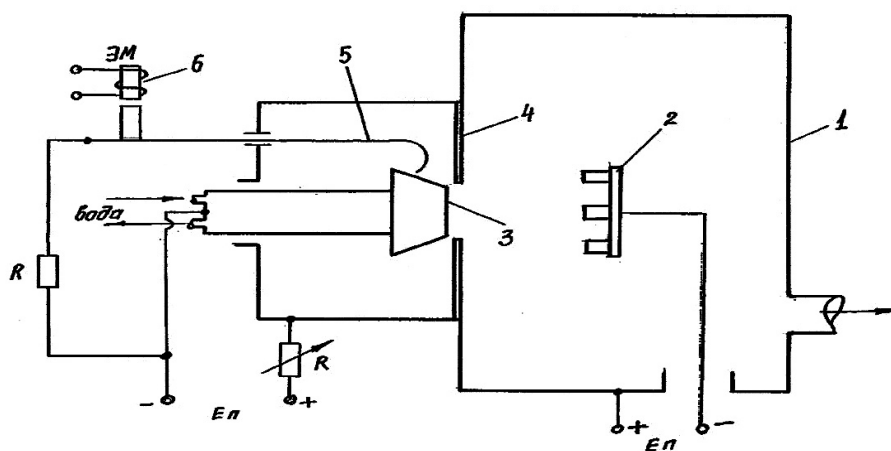


Рис. 55. Схема электродугового испарения металлов плазменным источником с электростатической фиксацией катодных пятен: 1 – вакуумная камера; 2 – деталь; 3 – катод, который испаряется; 4 – статический экран; 5 – электрод, который поджигает; 6 – электромагнит поджигает

Для нормальной работы испарителя с электростатическим экраном ток дуги необходимо увеличить настолько, чтобы на поверхности катода одновременно существовало не менее двух катодных пятен. В этом случае при затухании одного пятна горение дуги поддерживается другой. Минимальный ток достаточно большой, что ограничивает диапазон регуляции плотности плазменного тока. Невозможность ограничения тока ведёт к появлению “капельной” фазы в покрытиях, а также, вследствие низкой ионизации материала, который распыляется, быстро падает скорость осаждения покрытия.

Холловская система ускорения плазмы обеспечивает формирование сфокусированных, практически полностью ионизированных и ускоренных независимо от технологического объекта плазменных потоков [313]. Вследствие этого при равных значениях электрической мощности холловские плазменные уско-

рители имеют высшую производительность, которая превышает производительность обычных испарителей в 5...10 раз, а высшая степень ионизированного потока обеспечивает гибкое управление и более эффективное протекание процессов синтеза покрытий.

Ускоритель представляет собой коаксиальную систему электродов – центрального катода с торцевой рабочей поверхностью, которая выполнена из материала, переведённого в плазменное состояние и внешнего анода, охлаждаемого водой [314].

Катодом является испаряющийся материал в виде плазменных струй. Продукты эрозии содержат макрочастицы (капли и твёрдые осколки материала катода), паровую и ионизированную (ионы с разной кратностью заряда) фазы. Каждая из составляющих потока, который генерируется, имеет свое распределение скоростей, которое резко отличается (рис. 56) [315].

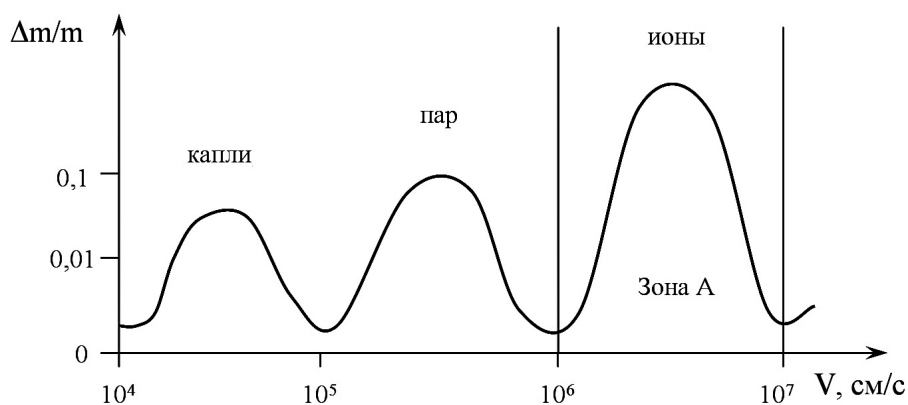


Рис. 56. Распределение по фазовому составу и скоростям компонентов в плазменном потоке ($\Delta m/m$ – средняя секундная затрата материала катода, V – скорость испарения)

В практике осаждения покрытий капельная фаза является нежелательной, потому что в процессе конденсации возникает большое количество пор и несплошностей, нарушается стехиометрический состав, который в свою очередь приводит к дефектам на поверхности и низкому качеству покрытий. Оптимальным участком для получения бездефектных покрытий является зона А (рис. 56), т.к. для повышения ионизирующей способности потока, который осаждается, увеличения жизни электронов в объёме, реализуют режим плазменного ускорителя с электромагнитной фиксацией катодного пятна.

Данный режим реализуется при наложении на рабочий объем ускорителя внешнего аксиального разгонного, магнитного поля (рис. 57). Наличие скрещённых электрических и магнитных полей приводит к дрейфу электронов и возникновению холловского тока.

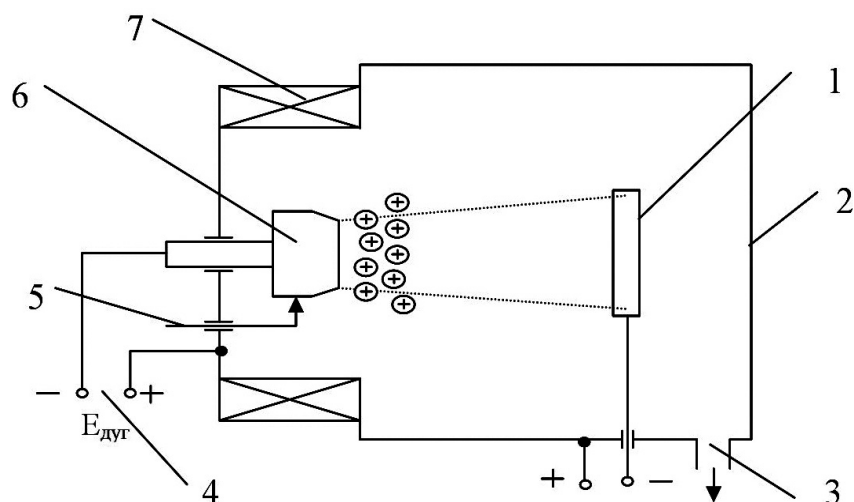


Рис. 57. Схема электродугового испарения металлов с магнитным удерживанием катодного пятна: 1 – деталь; 2 – вакуумная камера; 3 – система подкачки воздуха к давлению $P = 2,6...7,6 \cdot 10^{-3}$ Па; 4 – генератор плазмы; 5 – электрод, который поджигает; 6 – катод; 7 – фокусирующая катушка

В ускорителе при фиксированном токе оказывается возможной в широких пределах регулировка энергии ионов изменением только величины индукции магнитного поля. Для проявления эффекта холловского ускорения оказывается достаточным использование слабого магнитного поля.

В качестве экспериментального оборудования была выбрана серийная установка ННВ-6,6-И1 типа "Булат" (рис. 58).

Данное оборудование реализует:

- режим холловского ускорения плазменного потока;
- плазмохимический синтез тугоплавких металлов IV-VI групп на основе газов реагентов - Ar, N₂, C;
- ионную бомбардировку (травление) поверхности;
- возможность одновременного распыления материалов из трёх катодов (мишеней).

Установка предназначена для нанесения многофункциональных одно- и многослойных, а также одно- и многокомпонентных покрытий на детали диаметром до 200 мм и длиной до 250 мм способом конденсации вещества с ионной бомбардировкой.

Для повышения качества ВПП и гибкости управления технологическим процессом была проведена модернизация серийного оборудования. Модернизация заключалась в следующем:

- напряжение смещения ионного потока, подаваемого на изделие, выполнено в виде пульсирующего;
- введено устройство очистки ионного потока от капельной фазы;
- применена система косвенного подогрева изделий в вакуумной камере.



Рис. 58. Установка ННВ-6,6-И1 типа "Булат"

2.1.3. Совершенствование оборудования ВПП

Для повышения эффективности травления и осаждения покрытия процесс ионной бомбардировки проводился в условиях пульсирующего отрицательного напряжения ускорения ионного потока (рис. 59, 1). До этого времени при формировании покрытий в серийном оборудовании использовался режим с постоянным отрицательным напряжением ускорения ионного потока (рис. 59, 2).

В практике и технологии ВПП сложилась тенденция использовать импульсное и высокочастотное напряжение смещения ионного потока [316-318]. Отмечают улучшение свойств покрытий при высокочастотной стимуляции за счет фазовых превращений, сглаживания шероховатости поверхности, гомогенизации покрытия и уменьшения размера нанозёрен [318]. Мы считаем, что основной вклад в повышение качества покрытий вносит эффект дискретного энерговода, обеспечивающий существенное повышение скорости нагрева. Эффект дискретного энерговода установлен А.А. Долинским с сотрудниками в Институте технической теплофизики НАН Украины [319].

Использование при ионной бомбардировке пульсирующего напряжения для ускорения ионного потока позволяет: значительно повысить энергию частей, которые бомбардируют основу; экономить энергию; гарантировать отсутствие перехода постоянного напряжения источника питания в режим дугового

разряда, поскольку уровень ионизации плазменного потока в этом режиме работы ускорителя максимален; обеспечить проникновение диффузного вещества в наиболее труднодоступные участки деталей и получать повышенные свойства ПС.

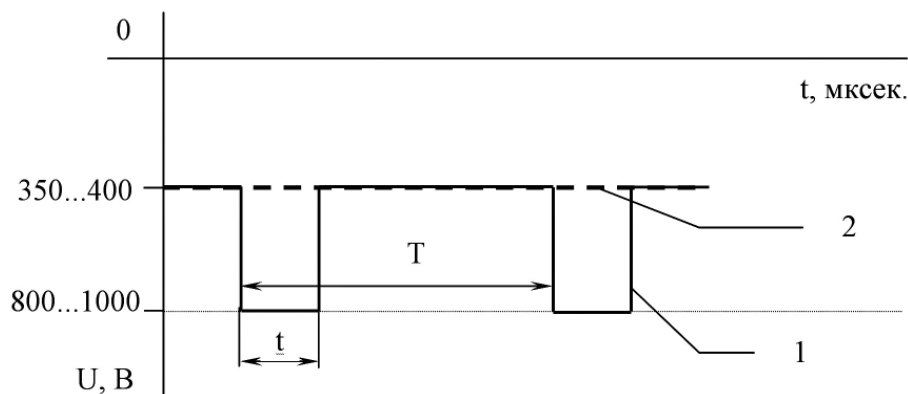


Рис. 59. Параметры пульсирующего напряжения ионного потока: 1 – режим с пульсирующим значением напряжения; 2 – режим с постоянным значением напряжения

Для осуществления пульсирующего процесса ионного травления дополнительно между источником питания установки ($350...400 В$) и системой её управления был установлен блок степенного прерывания напряжения. Этот

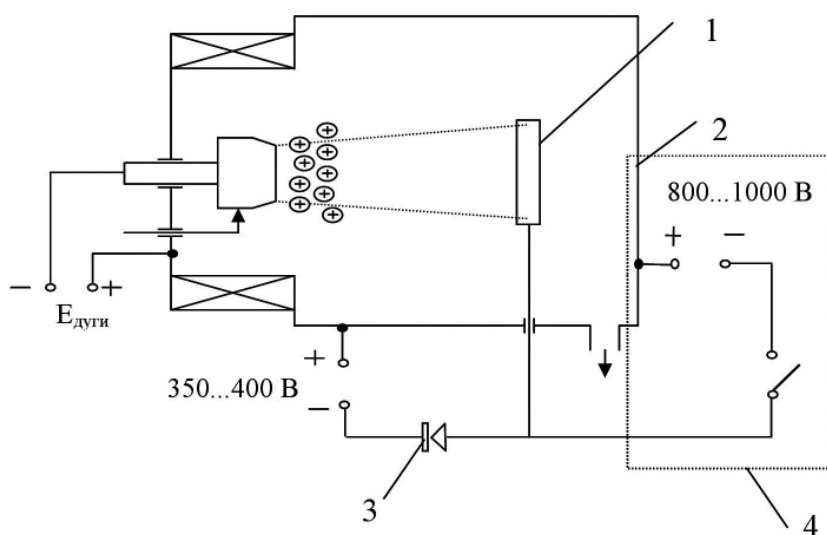


Рис. 60. Схема работы установки в импульсном режиме: 1 – деталь; 2 – вакуумная камера; 3 – диод; 4 – блок степенного прерывания напряжения

блок имеет свой элемент питания с величиной напряжения $800...1000 В$ и электронный ключ прерывания постоянного напряжения. Физическая сущность принципа импульсной обработки заключается в том (рис. 60), что в момент начала ионной бомбардировки ключ прерывания постоянного напряжения замкнут (диод заперт).

Это позволяет подавать импульсы напряжения ($800...1000 В$) на деталь: параметры импульса $t=20 мкс$, а периода $T=200 мкс$. В момент размыкания ключа электрическая сеть питания установки имеет

напряжение 350...400 В. Отношения длительности периода T к длине импульса t характеризует скважность. Для более интенсивного насыщения поверхности и формирования промежуточного слоя с высокими физико-механическими свойствами скважность пульсирующего режима должна иметь значение $Q=10$. При $Q<10$ возможно возникновение дуговых разрядов, которые влекут повреждение поверхности детали. Если $Q>10$ уменьшается эффективность ионной обработки, которая предопределяет уменьшение насыщения ПС и снижает механические свойства основы.

В процессе ионного травления поверхность подложки поддается интенсивной пульсирующей ионной бомбардировке, удаляются окислы, загрязнения и газы (рис. 61).

Одновременно части материала катода Ti , который испаряется, расшатают атомы кристаллической решётки основного материала, более глубоко внедряются в подложку и насыщают тонкий ПС. При этом “залечиваются” поверхностные дефекты и поры. Кроме того, наличие тонкого слоя Ti после ионного травления приводит к образованию диффузионно-сцеплённых зон между основой и материалом покрытия, что позволяет значительно улучшить его физико-механические характеристики, а особенно адгезионную прочность.

Для обработки конструктивных элементов из титановых сплавов методом ВПП представляется возможность варьирования технологическими параметрами, но некоторые из них ограничиваются необходимостью поддержания узкого диапазона. Так температура нагревания деталей из Ti -сплавов при ионном травлении находится в пределах 520..550 °С, а при осаждении покрытий – 420..500 °С. Такие условия обеспечивают надёжное сцепление покрытия с деталью и позволяют избежать её термического разупрочнения.

Важным условием получения высокого качества покрытий на титановых изделиях является обеспечение точного измерения и поддержание температуры подложки в процессе всего технологического цикла нанесения покрытий. Учитывая многообразие геометрических размеров лопаток компрессора для каждого режима обработки становится проблемой в нагревании ионным потоком материала детали. В этом случае при одинаковых условиях работы плазменного источника температура подложки на титановых образцах, различных по форме и размерам, будет разной. При этом для поддержания оптимальных температурных условий необходимо значительно изменять электрические режимы технологического процесса КИБ, что в свою очередь может осуществлять влияние на качество и структуру покрытия.

Если, тепловой мощности ионного потока недостаточно, то для достижения заданного температурного уровня титанового образца в работе предлагает-

ся ввести в рабочую камеру дополнительного нагревателя (рис. 62) [322]. Температура на образце контролируется с помощью пирометра "Смотрич-1".

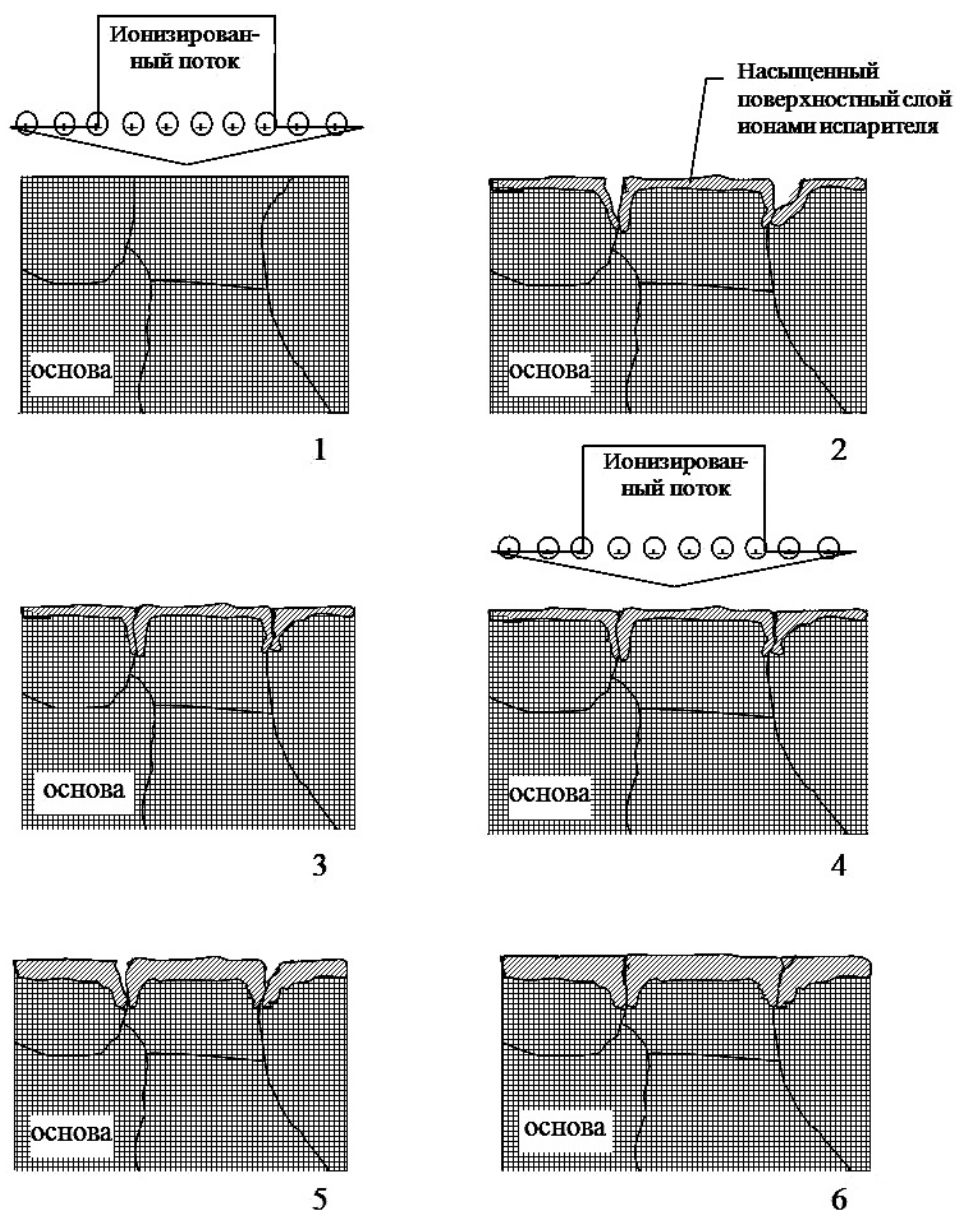


Рис. 61. Схематическое изображение процесса ионной бомбардировки в импульсном режиме: 1 – удар ионного потока; 2 – расшатывания зёрен и их насыщения ионами испарителя; 3 – возвращение зёрен в начальное состояние; 4 – следующий удар ионного потока; 5 – расшатывание зерен и их углубленное насыщение; 6 – возвращение зёрен в начальное состояние

В период ионного травления устанавливается температура подложки 520...550 °С и задаётся время обработки. Если в течение заданного времени температура детали достигла оптимальной температуры, то проходит этап осаждения покрытий. Если подложка нагрелась к этой температуре ранее заданно-

го времени, испарители исключаются и после охлаждения к $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ включаются опять. При обработке деталей большой массы, где заданного времени ионного пищеварения недостаточно для их нагрева, подключается источник дополнительного нагрева.

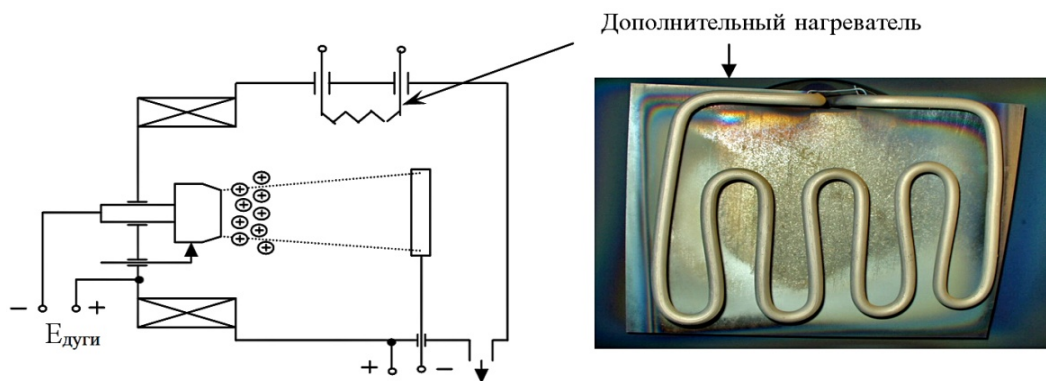


Рис. 62. Внешний вид дополнительного нагревателя

Дальнейшая модернизация установки ННВ-6,6-И1 типа “Булат” заключалась в следующем. В подготовительной стадии процесса нанесения покрытий ионы в плазменном потоке разгоняются к высоким энергиям, что позволяет путём ионной бомбардировки очистить поверхность к её физической чистоте, т. е. к обнажению атомно-кристаллической структуры металла, в которую ускоренные ионы легко внедряются и насыщают тонкий поверхностный слой. Как известно [315], ионизированный плазменный поток содержит в себе три компоненты, а именно: капельную фазу, паровой поток испаряющегося элемента и поток ионизированных частиц (рис. 56). Первые две компоненты делают структуру покрытия дефектной за счёт того, что капельная и паровая фазы препятствуют образованию качественного поликристаллического покрытия, приводят к неоднородности его химического состава и изменения физико-механических характеристик. Образование капельной фазы связано с катодными процессами вакуумной дуги и в значительной степени предопределено интенсивным газо-выделением в катодном пятне при повышенных температурах. Для уменьшения капельной фазы в покрытиях используются методы влияния на поток вещества, которое испаряется, а именно: затемнение подложек и использование плазмо-оптических систем [323].

В работе предлагается использовать в процессе нанесения ВПП механическое устройство, так называемый сепаратор, который отсекает капельную и паровую фазы [324]. Устройство представлено на рис. 63. Оно представляет собой решётку из пластин, которые размещены под углом 90° и расположены друг напротив друга со сдвигом на $\frac{1}{2}$ ширины угла. Устанавливается сепаратор на

выходе из катода. При заполнении вакуумной камеры реакционным газом между анодом и поверхностью деталей образуется зона низкотемпературной газометаллической плазмы и протекает плазмохимическая реакция формирования покрытия. Например, распыляя генератором плазму Ti и, подавая в камеру реакционный газ – азот, получаем соединение TiN . Капельная фаза при прохождении через сепаратор задерживается на его пластинах, что позволяет получать бездефектные покрытия.

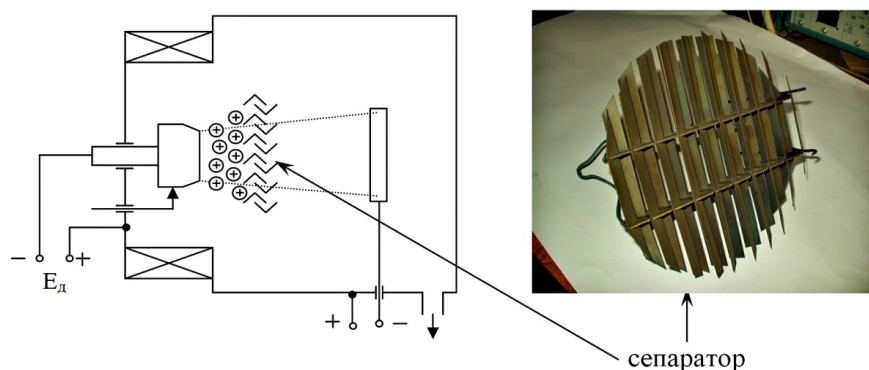


Рис. 63. Место установления и внешний вид сепаратора

Дальнейшие исследования комплекса термомеханических свойств покрытий и шероховатости поверхности показали эффективность проведенной модернизации серийного оборудования.

2.1.4. Технологический процесс нанесения ВПП TiN , $(TiAl)N$ и $TiCN$

Технологический процесс нанесения ВПП конденсацией с ионной бомбардировкой (КИБ-покрытий) состоит из трёх этапов (рис. 64):

- ионная очистка (бомбардировка) поверхности;
- плазмохимический синтез материала, который испаряется, в объёме камеры и на поверхности;
- конденсация покрытия [309, 325, 326].

Ионная очистка осуществляется путём катодной распыленности поверхностного слоя Ti -сплава, который обрабатывается, ионами плазмы вакуумной дуги, ускоренными до энергии $0,5...3$ кэВ.

Ионная очистка проводится при достижении в рабочей камере вакуума $P=(1,33...6,65) \cdot 10^{-3}$ Па и подачей негативного потенциала на детали $1,0...1,2$ кВ. Величина ионного тока в цепи подложки зависит от тока дуги и площади детали, которая обрабатывается, и составляет $1...2$ А. Для получения высокой прочности покрытий большое значение имеет соблюдение необходимых режимов очистки. Эффективная распыленность подложки сильно зависит от величины

прилагаемого к ней напряжения, вакуума и материала покрытия, которое наносится [327]. В области малых энергий ионов преобладает процесс конденсации, с увеличением энергии растёт роль распылённости. При определённых значениях энергии ионов эти процессы уравниваются. Так же особенное значение имеет тепловой эффект ионной бомбардировки, обусловленный тем, что только 5 % энергии ионов, которые бомбардируют, тратится на катодную распылённость материала подложки, другая часть энергии ионов тратится на нагревание подложки. Снижение мощности возможно уменьшением или потенциала подложки, или ионного тока (что в окончательном итоге взаимозависимо). Изменение средней плотности ионного тока возможно путём применения плазмооптических сепарирующих и фокусирующих систем [328, 329], а также путём периодического прерывания потока заряженных частей [330].

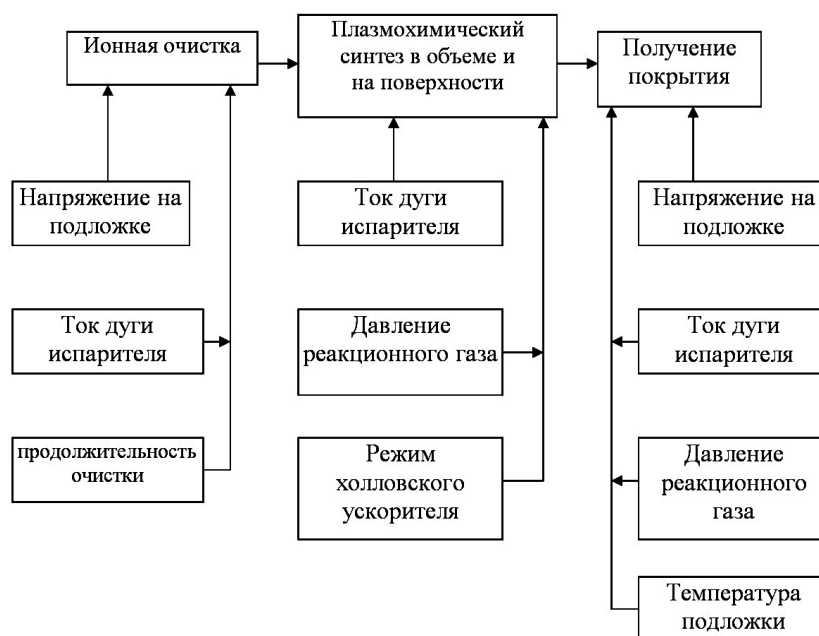


Рис. 64. Схема нанесения покрытий методом КИБ на титановый сплав VT20

Длительность или мощность при ионной очистке рассчитывают из условия скорости нарастания температуры. В [520] показано, что скорость нарастания температуры на деталях определяется, главным образом, отношением площади S поверхности образца к его объёму V . Если энергия ионов и ионный ток в процессе очистки остаются неизменными, то для образцов из того же материала скорость нарастания температуры равна:

$$\frac{dT}{dt} = f\left(\frac{S}{V}\right),$$

где f – некоторая монотонная функция, которая зависит от материала образца, его конфигурации и отношения S/V .

Как показывают дальнейшие исследования, увеличение времени ионной обработки от 6 до 18 мин способствует повышению длительной прочности при незначительном изменении пластичности и предела текучести композиции “основа-покрытие” в интервале 200...350 °С, сохранению высшей газоабразивной стойкости Ti-сплава с покрытиями и сопровождается увеличением “стартовой” нагрузки при ударе, который приводит к разупрочнению защитного слоя [331]. Кроме того, такой узкий интервал времени травления предопределён необходимостью обеспечения качественной очистки и сохранения размеров радиусов закругления кромок от увеличения (расстраивания). При осаждении покрытий поддержание необходимой температуры обеспечивает формирование покрытия с наилучшей структурой.

Расстояние от испарителя до обрабатываемой поверхности детали связано с конструктивными особенностями камеры установки. С уменьшением расстояния интенсивность нагревания изделия повышается, но качество очистки снижается из-за насыщенности плазменного потока нейтральными и капельными частицами. При отдалении подложки от испарителя чистота плазменного потока улучшается, но энергия ионизированных частиц понижается. Оптимальным принято считать расстояние от испарителя до обрабатываемой поверхности детали равным 250...350 мм.

Структурные изменения поверхности, которые наблюдаются при ионной бомбардировке, подложки определяются температурой, энергией ионов и дозой облучения. Повышение температуры в зоне взаимодействия потока плазмы с подложкой обуславливает фазовые превращения в материале, которые проявляются в температурной зависимости характера травления [332]. Степень травления и получаемая чистота поверхности определяется дозой облучения и энергией ионов. Очистка поверхности подложки путём её непосредственной распылённости ионами являются основной операцией подготовки поверхности к осаждению покрытия, которое обеспечивает высокую адгезионную и когезионную прочность. Режимы ионного травления представлены в табл. 15.

Процесс конденсации осуществляется непосредственно после очистки подложки при уменьшении ее потенциала до нескольких десятков-сотен вольт (10...300 В). Ток дуги зависит от материала катода, например, при осаждении нитрида молибдена $I_d=170...180$ А, нитрида титана – $I_d=90...100$ А. Химический состав исходного материала катода, парциальное давление активного газа, температура подложки при конденсации, энергия ионов, плотность ионного потока – основные параметры, которые определяют свойства конденсата (покрытие, которое наносится) [333, 334].

Режимы частичного ионного травления

№	1	2	3	4	5	6	7	8
Толщина подслоя, 10^{-6} м	1	0,8	1,3	1,4	0,9	1,1	0,6	1,2
Время, с	720	540	900	990	630	810	450	855
№	9	10	11	12	13	14	15	16
Толщина подслоя, 10^{-6} м	0,7	1,4	0,9	0,8	1,3	0,6	1,1	0,9
Время, с	495	1035	675	585	945	405	765	653

Примечание. Материал основы VT20; химический состав подслоя: TiN; ток дуги испарителя Ti 105 А; напряжение испарителя 30 В; ток ускорения ионного потока 0,8...1,0 А; напряжение ускорения ионного потока 800...1000 В; состав легирующего газа: 0,1... 0,09 % N; давление легирующего газа 0,13...0,16 Па; температура °С.

Осаждение покрытий осуществлялось при наличии в технологическом объёме смеси двух реакционных газов: азота N_2 и пропан-бутана C_3H_6 . При этом парциальное давление одного из компонентов реакционной газовой смеси изменялось от 0 до 100 об. % от общего давления смеси ($P_{N_2} + P_{C_3H_6}$), которое в процессе напыления находилось в пределах 0,267...0,48 Па. Приготовления смеси реагентов проводили путём смешивания в стальном баллоне-смесителе известного количества чистых компонентов. Состав компонента в процентах ($m_{N_2} + m_{C_3H_6}$) в смеси определяли из выражения [335]

$$m_{\lambda} = \frac{P_A}{P_A + P_B} \cdot 100 \%,$$

где P_A и P_B – парциальное давление в постоянном объёме компонентов А и В, соответственно, Па.

При малых значениях величины рабочего напряжения осаждения (малых значениях скорости плазменного потока частей) достаточно сильным является влияние остаточных газов в вакуумной камере и адсорбционных процессов. При этом падает вероятность образования текстуры с наиболее плотно упакованной атомами параллельно подложке. С увеличением величины рабочего напряжения (в данном случае 200...300 В) растёт скорость плазменного потока распыленности катода, который приводит к вероятности образования текстуры покрытия с плоскостью наиболее плотно упакованной кристаллитами параллельно подложке. Режимы осаждения покрытий представлены в табл. 16. Блок схема алгоритма нанесения ВПП на титановые сплавы представлена на рис. 65.

В процессе осаждения покрытия устанавливаются начальные значения основных технологических параметров. Через каждую минуту информация о температурном состоянии подложки сравнивается с заданной и принимается необходимое решение. В первом случае $420^{\circ}C < T < 550^{\circ}C$ по окончанию уста-

новленного времени напыления второй этап технологического процесса заканчивается и проходит переход к третьему этапу – охлаждению.

Таблица 16

Режимы осаждения покрытий на титановый сплав ВТ20

Химсостав покрытия	Толщина покрытия, 10^{-6} м	Время, с	Давление легирующего газа, Па	Состав легирующего газа
(TiAl) N	6	2160	0,3735	100% N
TiN	8	2880	0,4267	100% N
(TiC) N	4	1440	0,3202	50% C ₃ H ₆ +50% N
TiN	7	2520	0,4534	100% N
(TiAl) N	3	1080	0,3469	100% N
(TiAl) N	5	1800	0,2936	100% N
(TiC) N	9	3240	0,4001	35% C ₃ H ₆ +65% N
TiN	9,5	3420	0,3336	100% N
(TiAl) N	5,5	1980	0,4401	100% N
TiN	3,5	1260	0,3868	100% N
(TiC) N	7,5	2700	0,2803	45% C ₃ H ₆ +55% N
TiN	4,5	1620	0,4134	100% N
(TiC) N	8,5	3060	0,3069	50% C ₃ H ₆ +50% N
(TiAl) N	6,5	2340	0,3602	100% N
(TiC) N	2,5	900	0,4667	30% C ₃ H ₆ +70% N
TiN	6,25	2250	0,3136	100% N

Примечание: осаждение покрытий: материал основы ВТ20; ток дуги испарителя Ti 40 А; напряжение испарителя 30 В; рабочий ток нанесения 0,8...1,2 А; рабочее напряжение 245...280 В; температура 420...500 °С.

2.1.5. Многокритериальная оптимизация и выбор критериев ВПП

Оптимальным является только один технологический процесс. Его разработка связана с решением задач оптимизации. Это объясняется тем, что значительное количество технологических параметров в совокупности с широкой номенклатурой материалов, из которых формируют покрытие поверхности, дают технологам широкий ряд альтернативных вариантов. В такой ситуации эффективность принятых решений будет зависеть от наличия необходимых критериев оценки работоспособности конструктивного материала с покрытием в заданных условиях эксплуатации.

В теории планирования эксперимента к критериям оптимизации предъявляют требования, выполнение которых необходимо для успешного решения задачи. Выбор критериев оптимизации должно базироваться на чётко сформулированной задаче, на видимом понимании конечной цели ФН ИП объекта производства и исследования. Гуд Г.Х. и Макол Р.Е. [336] утверждают, что правиль-

ный выбор критерия оптимизации эквивалентен правильной формулировке задачи.

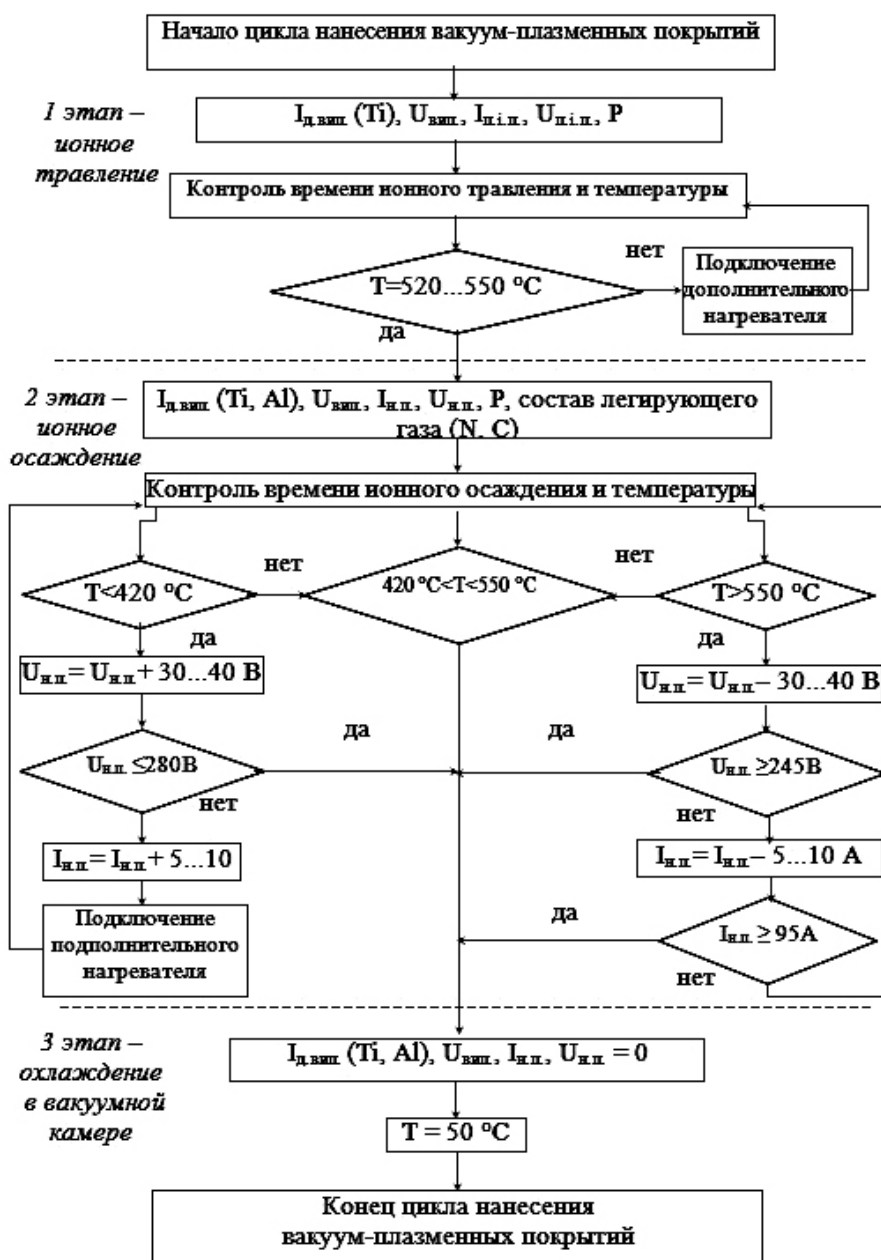


Рис. 65. Блок-схема алгоритма нанесения ВПП на титановые сплавы

Следовательно, критерии оптимизации должны отвечать следующим требованиям [337, 338]:

1. Иметь чёткое понимание ФН ИП изделия, физическое содержание и достаточную полноту характеристик исследуемого процесса.
2. Посторяемость воссоздания опытов в номинально одинаковых условиях, полученные значения должны совпадать с точностью до ошибки эксперимента.

3. Каждому значению независимых переменных должно отвечать одно (с точностью до случайной ошибки) значение отклика.

4. Иметь измеряемые значения при любой комбинации избранных уровней факторов.

5. Иметь значение и задаваться одним числом, а также, допускать изменение при возможной комбинации выбранных уровней варьирования.

Сейчас в авиадвигателестроении широко употребляется термин конструктивная, или конструкционная, прочность материалов [339]. Понятие конструктивной прочности включает ряд параметров или показателей, которые характеризуют не только прочность конструктивных элементов и конструкции силовой установки, но и их работоспособность, долговечность (ресурс), надёжность – т. е. соответствие в полной мере ФН ИП рассматриваемых конструкций. К показателям конструкционной прочности элементов можно отнести прочность при разнообразных видах нагрузки (растяжение, изгиб, контактные нагрузки и тому подобное) при линейном, двух и трёхосном напряженном состоянии с разным характером приложения нагрузки (импульсным, длительным, стационарным или переменным), в том числе программной нагрузкой, при низких и высоких температурах, в условиях влияния окружающей среды (коррозийно-эрозийная среда и тому подобное) [262, 341]. Конструктивная прочность также зависит от рельефа и состояния поверхности нагруженных деталей (шероховатость и микротвёрдость) и действия теплосмен [343, 344]. Важными факторами конструктивной прочности является физическая основа самого материала (природа, состав металла или сплава) и его структурное состояние, наличие естественных нарушений сплошности (неметаллические включения и другие дефекты: раковины, поры и тому подобное) [346].

Следовательно, все параметры конструктивной прочности принципиально можно отнести к показателям ФН ИП и надёжности элементов силовой установки. Это потому, что каждый из этих параметров в определённых условиях может оказаться составляющим звеном конструкции, которое и приведёт к выходу её из строя. С помощью использования технологического процесса нанесения защитных ВПП, влияющих на качество ПС пера лопатки, можно управлять значениями параметров её конструктивной прочности. Решение задачи объективной и полной оценки условий работы лопатки и установление оптимальных соотношений характеристик прочности и износостойкости конструктивных материалов с покрытиями, является сложной, т. к. исходные характеристики могут быть противоречивыми.

Оценивая условия работы наиболее нагруженных конструктивных элементов силовой установки, а именно титановых лопаток компрессора, установлено

одновременное влияние статических и динамических нагрузок, повышенных температур и агрессивной среды (п. 1.1).

Известно [347], что статические нагрузки вызывают растяжение профильной части лопатки компрессора. Величина их зависит от режима работы силовой установки, т. е. от частоты вращения ротора. Максимального значения они достигают на максимальном режиме работы. Охарактеризовать эти нагрузки можно, исследовав параметры кратковременной статической прочности и пластичности конструктивных материалов, как с покрытиями, так и без. Среди динамических нагрузок особенный интерес представляют циклические нагрузки лопаток [348, 349]. Скорость роста усилий при динамической нагрузке не обеспечивает равнозначность процессов, которые протекают в материале, в результате чего возникают многочисленные нарушения структуры. При систематическом повторении нагрузки и разгрузки происходит накопление дефектов структуры материала, который приводит к возникновению микроскопических трещин, сочетание которых вызывает разрушение лопаток от усталости [379]. При условиях действия повышенных температур долговечность лопаток под воздействием циклических нагрузок снижается [380]. Установить максимальную циклическую нагрузку, при которой материал не разрушается можно с помощью термомеханических высокочастотных испытаний на усталость, а именно в необходимости определения значения предела выносливости конструктивного материала с покрытием.

При повышенных температурах существенное значение, в зависимости от режимов работы силовой установки, имеет явление изотермической и термоциклической ползучести материала лопаток [381, 382], особенно на последних ступенях компрессора [383]. Величина влияния температуры на ползучесть материала с покрытием зависит от параметров потока и геометрических размеров лопаток компрессора. Ползучесть при постоянной статической нагрузке является чувствительным инструментом для фиксации изменения состояния как покрытия, так и поверхности раздела “основа-покрытие”.

Газоабразивный износ лопаток компрессора проявляется в виде изменения их геометрических размеров под действием отдельных частиц, которые существуют в воздушном потоке. На процесс газоабразивного износа влияет природа абразивных частиц и их концентрация, свойства поверхностного слоя, которые подвергаются износу, ударное взаимодействие и его нагрев (п. 1.1).

Исходя из условий эксплуатации и отказов титановых лопаток компрессора АГТД, в качестве критериев оптимизации технологического процесса нанесения ВПП выбрано:

- параметры кратковременной статической прочности и пластичности: σ_B - предел прочности, $\sigma_{0,2}$ - условный предел текучести;

- $\sigma_{.1}$ предел выносливости при симметричном цикле;
 - изотермическая и термоциклическая ползучесть материала с покрытием;
 - газоабразивная стойкость материала с покрытием, которое характеризуется интенсивностью изнашивания.

Определим цели и ограничение критериев оптимизации. В данном случае на цели отмеченных критериев оптимизации накладывать ограничение не нужно. Результаты представлены в табл. 17.

Таблица 17

Цель и ограничение критериев оптимизации

№	Название критерия оптимизации	Цель	Обозначение	Ограничение
1	Предел прочности	МАКСИМУМ	Y_1	–
2	Условный предел текучести	МАКСИМУМ	Y_2	–
3	Изотермическая ползучесть	МИНИМУМ	Y_3	–
4	Термоциклическая ползучесть	МИНИМУМ	Y_4	–
5	Предел выносливости	МАКСИМУМ	Y_5	–
6	Интенсивность изнашивания	МИНИМУМ	Y_6	–

Рассмотрим выбор управляемых факторов и построение плана экспериментальных испытаний.

При определении управляемых факторов были рассмотрены все доминирующие группы факторов, которые могут влиять на технологический процесс. Выбирая факторы (группа X) [384-386], учитывалась область, которая ограничивает их возможное варьирование, а также их размерность. Степень точности математической модели определяется диапазоном их изменения. В работе для каждого i -го фактора устанавливались следующие значения: x_{i0} – основной уровень фактора; x_{imax} , x_{imin} – верхний и нижний уровни i -го фактора, которые применяются во время исследования; Δx_i – интервал варьирования. Для факторов, которые не входят в математическую модель технологического процесса осаждения покрытий (группы факторов V и Z) [384-386] установлены равные фиксации.

Важным требованием, которое выдвигается к управляемым факторам, является отсутствие их взаимозаменяемости. Кроме этого, факторы должны отвечать следующим основным требованиям:

1. Факторы должны быть управляемыми (возможность устанавливать и поддерживать необходимые значения в процессе эксперимента).
2. Факторы не должны зависеть от других переменных (возможность независимого от других факторов управления каждой переменной).
3. Совокупность избранных независимых переменных должна отвечать требованиям совместимости (все их комбинации осуществимые и безопасные).

Это значит, что в пределах заданных границ измерения переменных допустимы любые их соединения, и это не приводит к нежелательным последствиям (например, разрушение установки, качественное изменение процесса, при котором отклик, который исследуется, не существует и тому подобное).

4. Интервал изменения каждого фактора не должен быть малым, так как при малом интервале изменения он может не дать значительного влияния на отклик. Нежелательно устанавливать интервал, который отвечает требованиям технических условий или допуску. Вместе с тем, интервал не должен быть широким, потому что в очень большом интервале процесс, который исследуется, может вести себя достаточно сложно и для получения достоверного результата не хватит ресурсов. Равные варьирования факторов должны выбираться с учётом априорной информации о характере влияния на отклик каждой переменной, точности поддержки уровня, способности контрольно-измерительной аппаратуры, методов регистрации, вида зависимости отклика от данной переменной.

5. Независимые переменные должны быть однозначны, т. е. отвечать одному значению отклика независимой переменной (с точностью до случайной ошибки).

6. Выбор факторов должен быть достаточно полным, избранная группа факторов должна быть достаточной для объяснения поведения зависимых переменных.

7. Точность фиксации факторов должна быть высокой. Это значит, что минимальная разница между значениями соседних уровней варьирования переменных должна быть, по крайней мере, на порядок выше точности установки данного параметра.

В данной работе при выборе управляемых факторов к изучению процесса подходили комплексно, т. е. учитывалось влияние конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов. Используя методы экспертной оценки [387-389] и, сделав серию отсеивающих экспериментов, были получены средний априорный ранжированный ряд факторов, влияющих на техпроцесс вакуум-плазменного осаждения покрытий (рис. 66).

Для моделирования процесса нанесения ВПП на основе анализа проведённого ранжирования была определена группа доминирующих факторов, которые больше других влияют на величину критериев оптимизации, и установлены уровни их варьирования. Поэтому в матрицу планирования, как управляемые факторы, были внесены: тип покрытия, толщина покрытия (конструктивные факторы), время ионной обработки, давление реакционного газа (технологические факторы) и эксплуатационная температура (табл. 18).

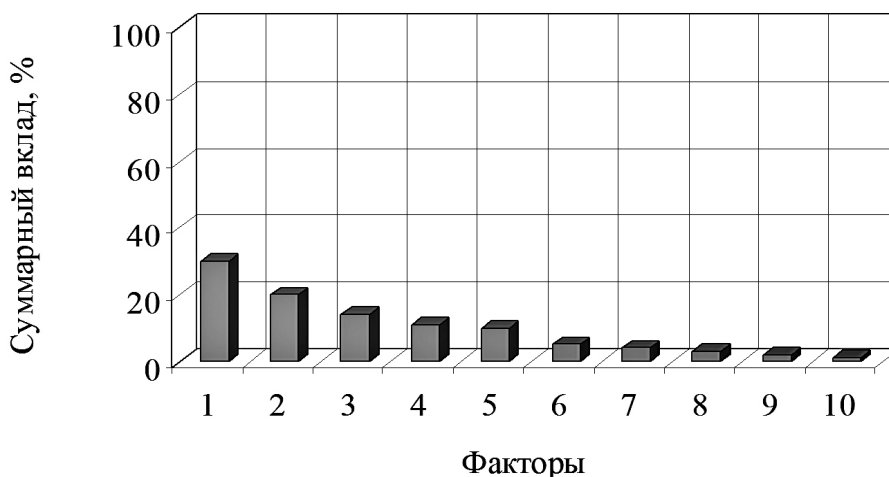


Рис. 66. Ранжированный ряд конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов: 1 – эксплуатационная температура; 2 – тип покрытия; 3 – толщина покрытия; 4 – время ионной обработки; 5 – давление реакционного газа; 6 – частота колебания; 7 – рабочий ток нанесения; 8 – рабочее напряжение нанесения; 9 – ток дуги испарителя; 10 – напряжение испарителя

Оптимизация технологического процесса осуществлялась по результатам экспериментальных исследований композиции “основа-покрытие”, где целью определённого критерия оптимизации является МИНИМУМ или МАКСИМУМ. Кроме того, наложено ограничение, чтобы полученные результаты не выходили за пределы физического существования этого критерия.

Таблица 18

Факторы и уровни их варьирования

№	Факторы	Обозначение	Уровни варьирования		
1	Покрытие	X_1	TiN	(TiAl) N	(TiC) N
2	Толщина покрытия, м	X_2	$2 \cdot 10^{-6} \dots 10 \cdot 10^{-6}$		
3	Время ионной обработки, с	X_3	360...1080		
4	Давление реакционного газа, Па	X_4	0,267...0,48		
5	Температура, К	X_5	663...913		

При исследованиях использовался план эксперимента, сгенерированный на основе ЛП_т - чисел из-за того, что такие планы имеют ряд преимуществ [390, 391]:

- эти планы одновременно являются планами поиска оптимальных условий и позволяют более глубоко анализировать исследуемую область;

- планы могут быть использованы, как последовательные, т. е. затраты могут увеличиваться постепенно и предыдущие результаты соединяются со следующими;

- при “выпадении” одного из экспериментов, свойства плана ухудшаются в границах, но позволяют его использовать.

Конструирование плана эксперимента в работе проводилось с помощью ППП ПРИАМ (пакет прикладных программ “Планирование, регрессия и анализ моделей”) [392-394]. Полученный план представляет собой матрицу, каждая строка которой содержит кодируемые значения независимых переменных для каждого уровня. Для планов на базе ЛП_т кодируемые значения уровней представляют собой десятичную дробь в интервале от 0 до 1.

В связи с наличием в работе нескольких критериев оптимизации, для определения наилучшей точки используем функцию “многопараметрическая оптимизация”. Построение математических моделей по результатам эксперимента проходит в два этапа: выбор структуры уравнения регрессии и получения оценки коэффициентов регрессии и их статистических характеристик. Под построением модели понимается построение линейной по параметрам регрессивной модели по результатам экспериментальных данных. Модель должна быть такой, чтобы её действительно можно было использовать для исследования объекта. Т. е., она должна отвечать объекту не только по точности предсказания результата, но и структура её должна отображать действительную структуру связей между независимыми переменными и откликом.

В “ППП ПРИАМ” реализована специально разработанная адаптивная процедура определения структуры, что является частью технологии и имеет высокую эффективность [393]. Проверка адекватности полученной модели сводится к проверке по критерию Фишера [391].

Если заданы несколько критериев оптимизации, то их общие значения выбирают, используя принцип компромисса по Парето [395, 396]. Идея компромисса по Парето заключается в поиске таких условий функционирования системы, по которым обобщённый критерий оптимума её достигает экстремального значения.

При оптимизации по моделям в работе использован метод случайного поиска на основе ЛП_т равномерно распределённых случайных точек [391, 397, 398]. Причинами такого выбора являются:

- метод случайного поиска позволяет найти глобальный экстремум, а не локальный, как все другие методы;

- с ростом числа итераций он сходится, что в других методах не гарантировано;

- его эффективность не зависит от формы поверхности отклика;

- на функцию не налагаются никакие ограничения, кроме возможности вычислять её.

Используя независимые входные факторы и значения уровней их варьирования, для оптимизации технологии вакуум-плазменного нанесения покрытий в работе сгенерирован план эксперимента в кодируемых значениях и представлен в табл. 19 в виде рабочей матрицы.

Переход от кодируемых значений к натуральным значительно упрощает реализацию плана эксперимента (табл. 20).

На основе полученных результатов проводилось нанесение многофункциональных ВПП и их экспериментальные исследования. В дальнейших исследованиях нумерация образцов приведена в соответствии с табл. 20. Во втором случае $T \text{ } ^\circ\text{C} < 420 \text{ } ^\circ\text{C}$ через каждую минуту осаждения покрытия предвидено повышение рабочего напряжения на 30...40 В к достижению подложкой температуры, которая превышает $420 \text{ } ^\circ\text{C}$. Если уровень целесообразного значения рабочего напряжения 280 В недостаточен для достижения оптимальных температурных условий подложки, то начинается увеличение силы тока дуги с шагом по 5...10 А к значению 130 А.

Таблица 19

План эксперимента в кодируемых значениях

№	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₅
1	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
2	0,25	0,75	0,25	0,75	0,25
3	0,75	0,25	0,75	0,25	0,75
4	0,125	0,625	0,875	0,875	0,625
5	0,625	0,125	0,375	0,375	0,125
6	0,375	0,375	0,625	0,125	0,875
7	0,875	0,875	0,125	0,625	0,375
8	0,0625	0,9375	0,6875	0,3125	0,1875
9	0,5625	0,4375	0,1875	0,8125	0,6875
10	0,3125	0,1875	0,9375	0,5625	0,4375
11	0,8125	0,6875	0,4375	0,0625	0,9375
12	0,1875	0,3125	0,3125	0,6875	0,5625
13	0,6875	0,8125	0,8125	0,1875	0,0625
14	0,4375	0,5625	0,0625	0,4375	0,8125
15	0,9375	0,0625	0,5625	0,9375	0,3125
16	0,03125	0,53125	0,40625	0,21875	0,46875

Примечание: для качественного фактора: 0 – 0,33333 TiN; 0,33334 – 0,66666 (TiAl)N; 0,66667 – 1 (TiC)N.

В этом случае предусматривается коррекция по времени конденсации покрытия, т. к. с увеличением силы тока увеличивается скорость осаждения покрытия. Если интенсификации технологических параметров в заданных пределах недостаточная для создания оптимальных температурных условий конден-

сации, то в схеме предвидена необходимость подключения источника дополнительного подогрева.

Таблица 20

План эксперимента в натуральных значениях

№	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₅
1	(TiAl)N	6	720	0,3735	788
2	TiN	8	540	0,4267	725,5
3	(TiC)N	4	900	0,3202	850,5
4	TiN	7	990	0,4534	819,2
5	(TiAl)N	3	630	0,3469	694,3
6	(TiAl)N	5	810	0,2936	881,8
7	(TiC)N	9	450	0,4001	756,8
8	TiN	9,5	855	0,3336	709,9
9	(TiAl)N	5,5	495	0,4401	834,9
10	TiN	3,5	1035	0,3868	772,4
11	(TiC)N	7,5	675	0,2803	897,3
12	TiN	4,5	585	0,4134	803,6
13	(TiC)N	8,5	945	0,3069	678,6
14	(TiAl)N	6,5	405	0,3602	866
15	(TiC)N	2,5	765	0,4667	741
16	TiN	6,25	653	0,3136	780

Если $T \text{ } ^\circ\text{C} > 550 \text{ } ^\circ\text{C}$ (третий вариант), то порядок выбора оптимальных технологических параметров аналогичен второму варианту, только в том разница, что рабочее напряжение и сила тока уменьшаются до 245 В и до 95 А соответственно. При достижении установленной для данного типа детали оптимальной толщины, что регламентировано временем, процесс осаждения заканчивается. Охлаждение детали регламентируется температурой подложки при разгерметизации вакуумной камеры, которая предопределяет образование на покрытии оксидных плёнок. Рекомендуется охлаждать подложку до температуры 50 °С в вакуумной камере.

В результате разработанного алгоритма проведено нанесение ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N на образцы из титанового сплава BT20.

Таким образом, показано, что с помощью метода ВПП можно получить сплошные многофункциональные градиентные ВПП. Кроме того, установка имеет два-три катода–испарителя, что позволяет нанесение одновременно многокомпонентного покрытия. Поочередное включение каждого из избранных катодов образует многослойное покрытие. Также показано, что есть возможность получения многокомпонентных многослойных покрытий, при этом, используя набор газов-реагентов, можно осаждают широкий спектр химических соединений, в том числе сложного состава.

2.1.6. Влияние технологических факторов на свойства ВПП

В зависимости от соотношения основных исследуемых легирующих элементов N, C, Al, Ti и технологических режимов осаждения покрытия имеют разный цвет – от жёлтого к серому (рис. 67).

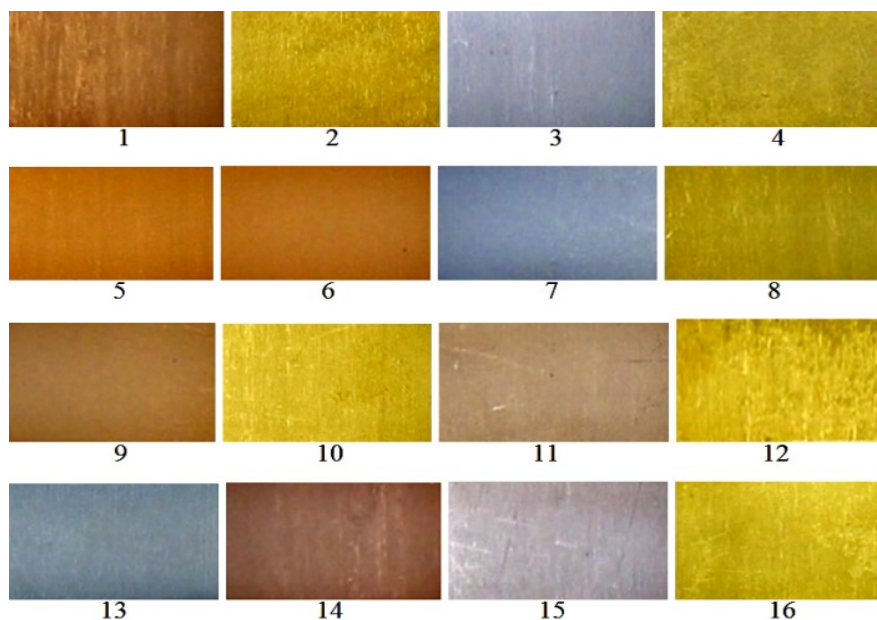


Рис. 67. Цвет ВПП на образцах из Ti-сплава VT20 согласно матрице планирования эксперимента (табл. 20)

Таблица цветовых оттенков может служить как эталонная на ранних стадиях контроля технологического процесса.

Такие свойства как микротвёрдость, шероховатость поверхности и малоцикловая усталость не были включены в матрицу планирования эксперимента. Это привело бы к существенному увеличению объёма экспериментальных вариантов.

Микротвёрдость ВПП. Одним из основных критериев влияния технологического процесса нанесения ВПП на образцы из Ti-сплава является изменение микротвёрдости системы “основа-покрытие” в сравнении с исходной.

Исследования проводились согласно ГОСТ 9450-76 с помощью микротвёрдомера ПМТ-3, угол между гранями алмазной пирамидки представлял 136° при нагрузке 100 г. При выборе нагрузки исходили из вероятной глубины отпечатка. Минимальная толщина слоя покрытия должна превышать глубину отпечатка. Для исследования микротвёрдости использовали плоские образцы из титанового сплава VT20, на которых согласно матрице планирования эксперимента нанесено ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N. При этом для установления влия-

ния основных технологических параметров (давление реакционного газа и время ионного травления) применяли образцы с разными геометрическими параметрами и площадью, а именно: $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; $4,67 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$; $2 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$ и $1,46 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$ [399].

Результаты экспериментальных исследований представлены в табл. 21. На рис. 68, 69, 70 представлены кривые зависимости микротвёрдости покрытий TiN, (TiAl)N и (TiC)N от влияния давления реакционного газа.

Установлено, что давление реакционного газа осуществляет наибольшее влияние на микротвёрдость всех типов покрытий. Зависимость микротвёрдости покрытий от давления реакционного газа носит экстремальный характер. Сначала, с увеличением давления реакционного газа при формировании покрытий микротвёрдость растёт, т. к. поступление большого объёма реакционного газа способствует более полному протеканию плазмохимических реакций. Максимальное значение микротвёрдости отвечает образованию химического соединения стехиометрического состава.

Таблица 21

Микротвёрдость ВПП

№	Химический состав покрытия	Микротвёрдость титанового сплава с покрытиями μ по площади образцов, МПа			
		$3,5 \cdot 10^{-4}$	$46,7 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-4}$	$14,6 \cdot 10^{-4}$
0	без покрытия	4650	4650	4650	4650
1	(TiAl) N	13680	19844	19844	16724
2	TiN	9680	9254	8030	7882
3	(TiC) N	10220	10512	13496	10744
4	TiN	6499	10180	7330	6340
5	(TiAl) N	10860	12512	13824	12480
6	(TiAl) N	18920	20768	18980	14152
7	(TiC) N	12560	12676	10396	12700
8	TiN	7956	13988	7198	6552
9	(TiAl) N	8928	16480	15280	15880
10	TiN	6090	7660	6664	5199
11	(TiC) N	11860	9280	12000	10976
12	TiN	6720	7594	7198	5756
13	(TiC) N	10376	11092	9380	11440
14	(TiAl) N	13824	20152	19408	13004
15	(TiC) N	9280	8752	12140	9680
16	TiN	5160	7396	6190	8326

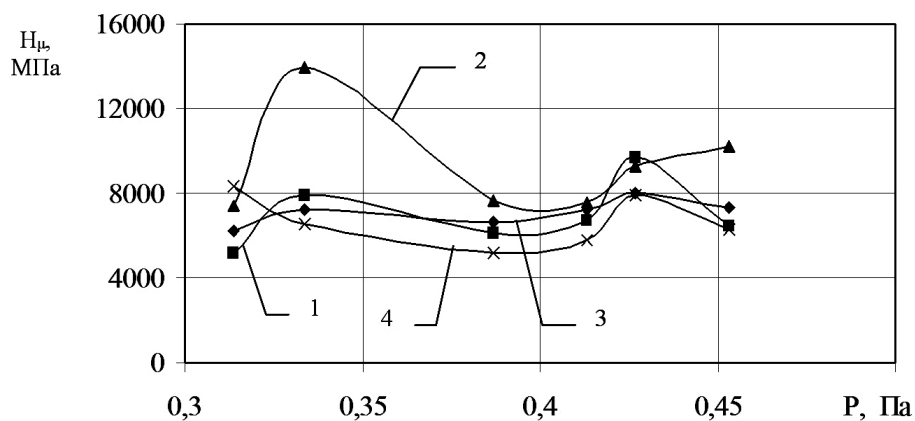


Рис. 68. Зависимость микротвёрдости покрытия TiN от давления реакционного газа: 1 – площадь образца $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 2 – $4,67 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$; 3 – $2 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 4 – $1,46 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$

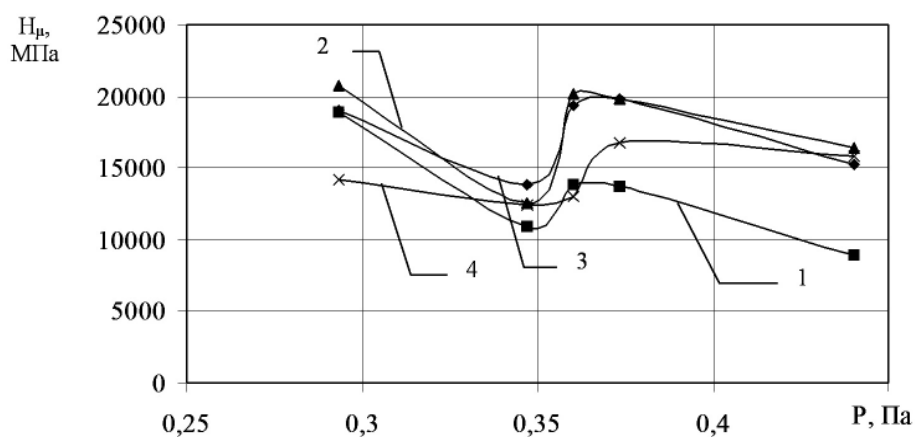


Рис. 69. Зависимость микротвёрдости покрытия (TiAl) N от давления реакционного газа: 1 – площадь образца $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 2 – $4,67 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$; 3 – $2 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 4 – $1,46 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$

Дальнейшее увеличение давления реакционного газа приводит к некоторому снижению микротвёрдости покрытия. Это предопределено образованиям покрытий, которые имеют в своём составе повышенную концентрацию химических элементов реакционного газа, который приводит к дефектности структуры и снижению микротвёрдости. Т. о., в результате исследования влияния давления реакционного газа на микротвёрдость покрытий выявлено, что для получения лучших значений микротвёрдости поверхностного слоя величина давления для покрытия TiN должна находиться в пределах 0,32...0,34 Па, (TiAl)N – 0,35...0,37 Па и (TiC)N – 0,31...0,41 Па.

На рис. 71, 72, 73 представлены кривые зависимости микротвёрдости покрытий TiN, (TiAl) N и (TiC) N от времени ионного травления.

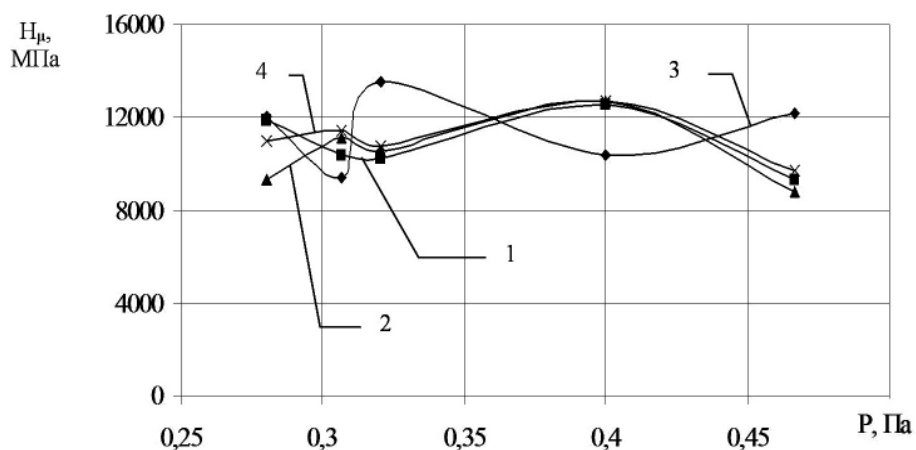


Рис. 70. Зависимость микротвёрдости покрытия (TiC) N от давления реакционного газа: 1 – площадь образца $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 2 – $4,67 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$; 3 – $2 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 4 – $1,46 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$

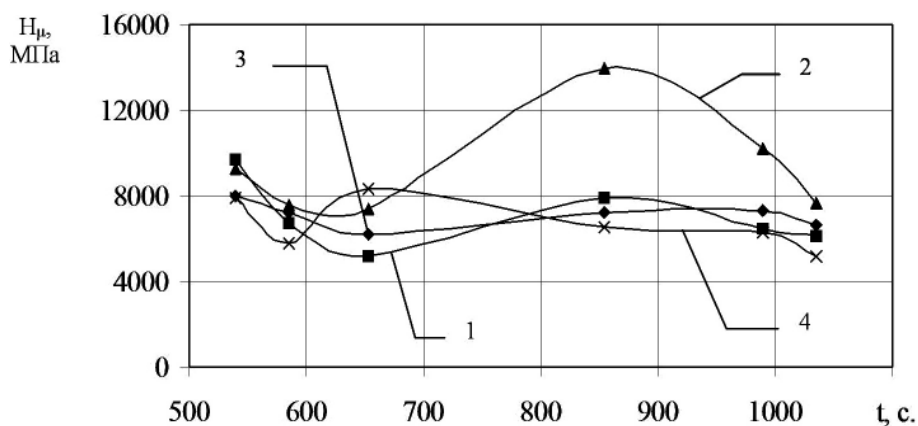


Рис. 71. Зависимость микротвёрдости покрытия TiN от времени ионного травления: 1 – площадь образца $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 2 – $4,67 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$; 3 – $2 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 4 – $1,46 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$

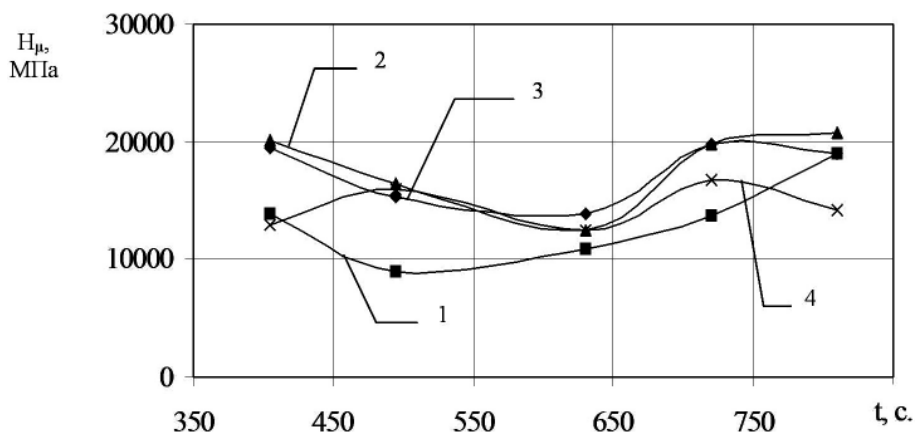


Рис. 72. Зависимость микротвёрдости покрытия (TiAl) N от времени ионного травления: 1 – площадь образца $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 2 – $4,67 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$; 3 – $2 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 4 – $1,46 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$

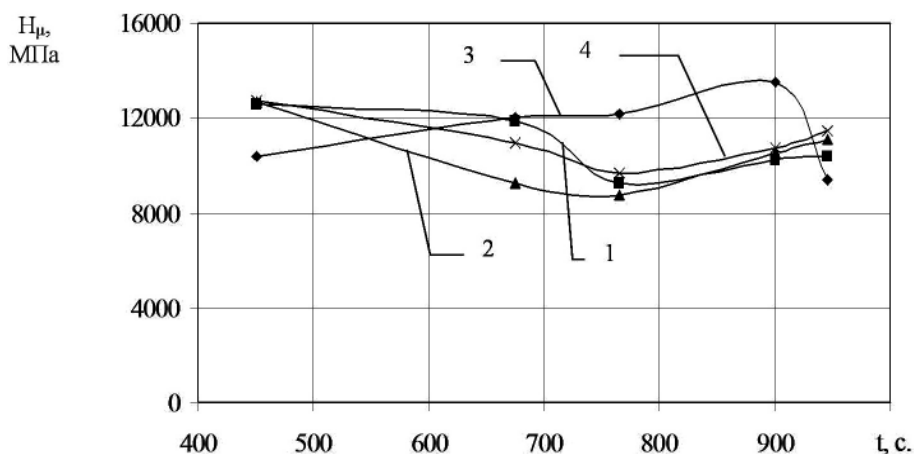


Рис. 73. Зависимость микротвёрдости покрытия (TiC) N от времени ионного травления: 1 – площадь образца $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 2 – $4,67 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$; 3 – $2 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; 4 – $1,46 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$

Ионное травление в условиях бомбардировки ионами металла определяет качество сцепления покрытия с подложкой, которая обеспечивает необходимый уровень её очистки и термоактивации. Необходимо отметить, что в данном случае при обработке основы (травлении) низкоэнергетическими ионами титана образуется поверхностная бездефектная структура с измененными свойствами на образце. Имеет место также диффузия Ti и Al, что влияет на фазовый состав, и в окончательном итоге на микротвёрдость покрытия. Кроме того, в вакуумной камере установки, где происходит ионная бомбардировка (травление), присутствует небольшое количество кислорода, так называемый “остаточный вакуум”. Поверхность образца находится в активированном состоянии в процессе бомбардировки, то естественно, она будет окисляться благодаря наличию в камере кислорода, который в свою очередь также влияет на свойства покрытий. Режимы ионного травления регулируются временем и темпом нагревания подложки путем изменения величины негативного потенциала и цикличности включения плазменного испарителя. Исследования показали, что при увеличении времени ионного травления от 650 до 800 с микротвёрдость ВПП растёт. Таким образом, благодаря специальной подготовке поверхности (ионного травления) нанесены покрытия TiN, (TiAl) N и (TiC) N, чем достигается повышение микротвёрдости поверхностного слоя. Свойства покрытий имеют высокие значения потому, что в их образовании участвуют частицы с высокой энергией. На величину микротвёрдости ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N осуществляют влияние технологические параметры процесса их нанесения, а именно давление реакционного газа, и время ионной обработки. Наилучшие значения микротвёрдости имеет покрытие (TiAl)N.

Качество поверхностного слоя лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов определяется также шероховатостью поверхности, физическим состоянием ПС конструкционного материала и его напряжённостью (табл. 22). Микрогеометрия поверхности лопаток, их рельеф, наряду с физико-механическими свойствами ПС, является одним из существенных факторов, которые определяют эксплуатационные свойства и работоспособность авиационных газотурбинных двигателей, их ресурс и надёжность.

Таблица 22

Шероховатость поверхности ВПП

№	Материал основы	Тип покрытия	Шероховатость R_a , мкм
0	BT20	без покрытия	0,68
1	BT20	(TiAl) N	0,32
2	BT20	TiN	0,68
3	BT20	(TiC) N	0,50
4	BT20	TiN	0,60
5	BT20	(TiAl) N	0,40
6	BT20	(TiAl) N	0,62
7	BT20	(TiC) N	0,46
8	BT20	TiN	0,63
9	BT20	(TiAl) N	0,52
10	BT20	TiN	0,55
11	BT20	(TiC) N	0,70
12	BT20	TiN	0,55
13	BT20	(TiC) N	0,70
14	BT20	(TiAl) N	0,28
15	BT20	(TiC) N	0,37
16	BT20	TiN	0,30

Установлено, что повышение шероховатости поверхности пера лопатки создаёт дополнительное противодействие воздушному потоку в компрессоре и приводит к повышению удельного расхода топлива. Кроме того, шероховатость ПС влияет на характеристики прочности, и особенно на прочность от усталости. Доказано [400], что чем выше величина неравенств, тем меньший показатель прочности от усталости, а именно предел выносливости. Это объясняется тем, что высшие неравенства (шероховатость) поверхности имеют высшие концентраторы напряжения и в этих местах более быстро образуются и развиваются трещины при знакопеременных нагрузках.

Многофункциональные ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N наносились с помощью модернизированной установки ННВ-6,6-И1 типа "Булат" (рис. 58). В качестве материала основы использовался титановый сплав BT20, который является конструкционным материалом для лопаток компрессора силовых установок. Полученные покрытия исследовались на изменение шероховатости поверхно-

сти в зависимости от технологических режимов осаждения покрытий с помощью профилографа-профилометра 201ТО.

Капельная фаза при прохождении через сепаратор задерживается на его пластинах, что позволяет получать бездефектные покрытия TiN, (TiAl)N и (TiC)N на поверхности титанового сплава ВТ20 (рис. 74) [401].

В результате проведённых экспериментальных исследований установлено, что ВПП снижают шероховатость поверхности, которая приводит к локализации поверхностных дефектов. В результате анализа влияния основных технологических параметров на формирование ВПП установлено, что изменение режимов в процессе их нанесения значительно влияет на шероховатость поверхности. При этом время ионного осаждения изменялось от 720 до 3600 с, а давление реакционного газа от 0,267 до 0,48 Па.

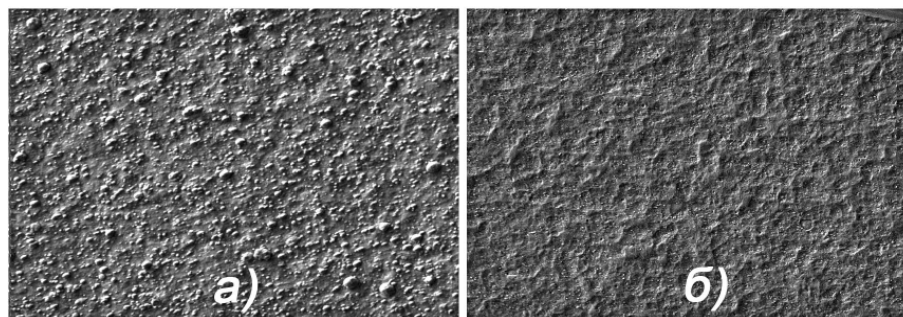


Рис. 74. Поверхность покрытия (TiC)N: а – без использования сепаратора; б – с использованием сепаратора

При ионной бомбардировке и распылённости поверхности ионами наблюдается подавляющее травление границ зёрен титанового сплава и одновременная конденсация микрокапельной фазы, проходящей через пластины сепаратора. Капли титана, которые конденсируются на начальной стадии процесса практически на холодную основу, имеют низкую прочность сцепления. Это предопределено небольшой их скоростью и недостаточной эффективностью диффузионных процессов.

Вместе с тем, формирование слоя на начальной стадии нанесения покрытия в значительной степени определяет свойства и структуру покрытия в целом. При дальнейшей ионной бомбардировке стимулируются диффузионные процессы, как за счёт температуры, так и вследствие импульса энергии ионной компоненты. В результате, конденсируемые на стадии ионной бомбардировки микрочастицы, прочно сцепляются с основой и становятся центрами кристаллизации для потока частиц, которые осаждаются в режиме конденсации (рис. 75).

Выявлено, что образование таких центров в процессе нанесения сопровождается их выравниванием (заполнением). При увеличении времени осаждения (толщины покрытия) эти процессы чередуются. Влияние времени осаждения на шероховатость поверхности представлено на рис. 76.

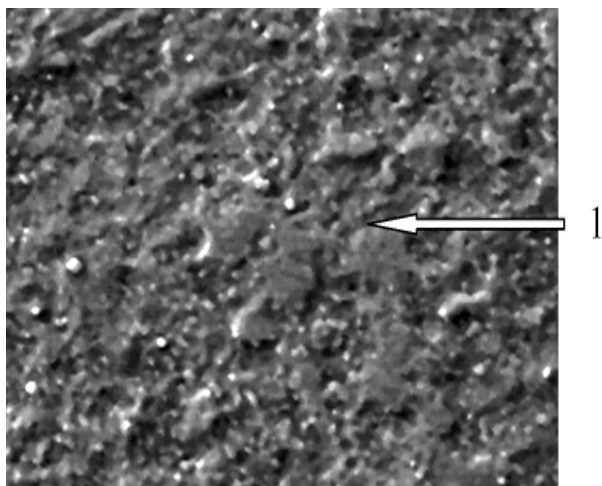


Рис. 75. Структура поверхности Тi-сплава после ионного травления: 1 – центры конденсации

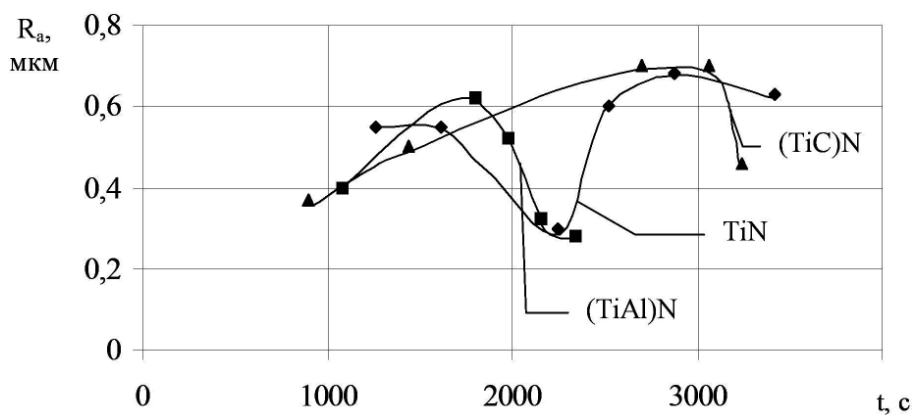


Рис. 76. Зависимость шероховатости поверхности от времени осаждения

Т. о., для получения ВПП TiN и (TiAl)N с наименьшими значениями шероховатости их поверхности необходимо, чтобы время осаждения находилось в пределах до 2300 с. Для покрытия (TiC)N – больше 3200 с.

В результате анализа влияния давления реакционного газа (рис. 77) на качество ВПП установлено, что с увеличением давления шероховатость поверхности при формировании покрытий изменяется, т. к. поступление большого объема реакционного газа способствует более полному протеканию плазмохи-

мических реакций и повышению микротвёрдости центров конденсации и покрытия в целом.

Т. о., для получения наименьших значений шероховатости поверхности титанового сплава ВТ20 с покрытиями необходимо, чтобы давление реакционного газа для покрытия TiN находилось в пределах 0,35...0,42 Па, для покрытия (TiAl)N – 0,33...0,37 Па и для покрытия (TiC)N – 0,33...0,48 Па.

Следовательно, в зависимости от технологических параметров нанесения ВПП шероховатость ПС уменьшается в 1,8...2,4 раза, что свидетельствует о локализации поверхностных дефектов и создании защитного экрана, который устраняет влияние окружающей среды.

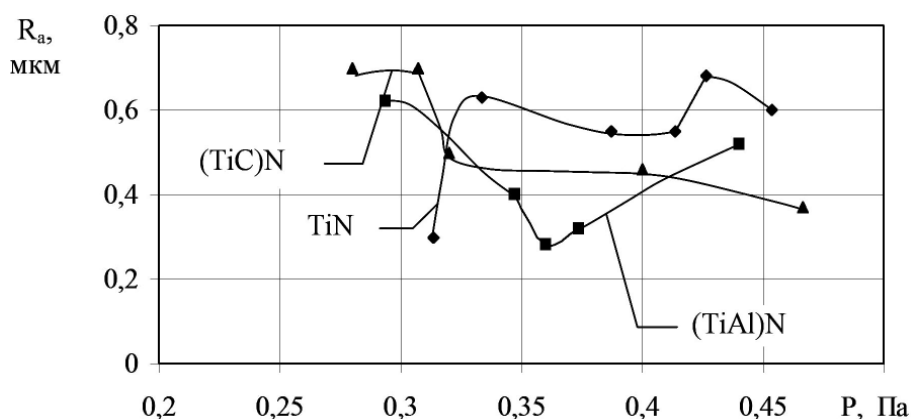


Рис. 77. Зависимость шероховатости поверхности от давления реакционного газа

Декремент колебаний. Отмечено [259], что ВПП всё более начинают использоваться для повышения износостойкости и эрозийной стойкости. В связи с этим, важным является вопрос о влиянии таких покрытий на демпфирующие свойства титанового сплава, который является основным конструктивным материалом для лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов. Известно, что ВПП влияют на характеристики кратковременной статической прочности [402] и сопротивление усталости [403]. Кроме того, установлено влияние ПС на уровень рассеяния энергии в титановом сплаве, особенно при циклическом деформировании в условиях изгиба, когда ПС является областью максимальных напряжений. При этом, лопатки компрессора работают именно в условиях изгибных колебаний. Авторами [404] было выявлено, что характеристики образцов, которые демпфируют, разные при разных видах обработки поверхности. В работе [405] было показано, что дефектный поверхностный слой оказывает очень существенное влияние на характеристики рассеяния энергии тонких образцов. Так авторами [406] было выявлено, что операция электрополировки образцов из Ст. 3 в значительной степени снижает величину затухания.

В то же время, пластическое деформирование сопровождается нарушением цельности материала и взрывлением поверхности, вызывает увеличение рассеяния энергии. В работе [406] выявлено, что наличие защитных поверхностных плёнок титана толщиной 1..3 мкм увеличивает внутреннее трение. Как правило, увеличение характеристик прочности приводит к значительному снижению характеристик демпфирования – материалы обычно подчиняются обратнo пропорциональной зависимости между характеристиками демпфирования и прочности [407].

Поэтому, актуальным является вопрос об обеспечении наилучшего сочетания свойств материалов с покрытиями, т. е. возникает задача не ухудшить характеристику прочности лопаток с покрытиями, которые демпфируют. Исходя из этого, особенное внимания уделено изучению влияния ВПП на характеристики статической прочности и демпфирование образцов из титанового сплава.

В качестве материала основы при исследованиях использовался титановый сплав ВТ20. Покрытия наносили на стандартные образцы для испытаний на растяжение в условиях статической нагрузки (размеры рабочей части 1,5x6x16 мм) и на плоские образцы (4x15x210 мм) для исследований на консольный изгиб в условиях свободных затухающих колебаний [327]. Покрытие разной толщины получали варьированием времени напыления. Испытания на кратковременную статическую прочность образцов из титанового сплава ВТ20 проводили по стандартной методике. Для выяснения влияния покрытий на характеристики рассеяния энергии была проведена серия экспериментов на установке КД-1М (рис. 78) [408].

Колебательная система установки состояла из консольного образца. Образец (рис. 79) с рабочей частью прямоугольного поперечного надреза жёстко крепился в массивной раме, которая подвешивалась на тонких стальных струнах. Использовался резонансный метод нарушения колебаний с помощью электромагнитной системы. Система измерения (рис. 80) состояла из тензорезисторов и датчика ускорения, усилителей, цифровых вольтметров, двухканального осциллографа, частотомера, аналого-цифрового преобразователя и персонального компьютера.

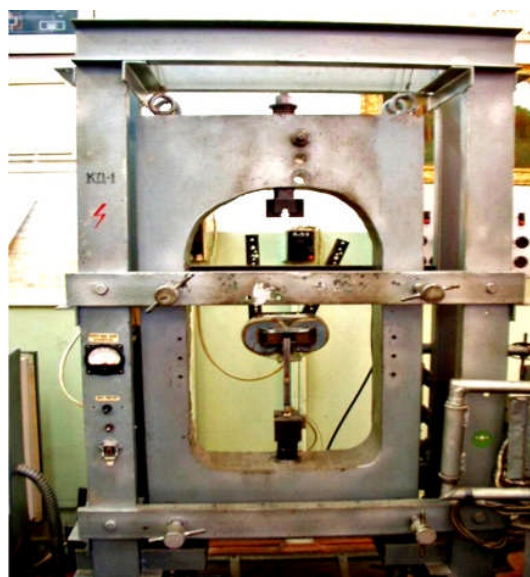


Рис. 78. Установка КД-1М для испытания на консольный изгиб в условиях свободных затухающих колебаний

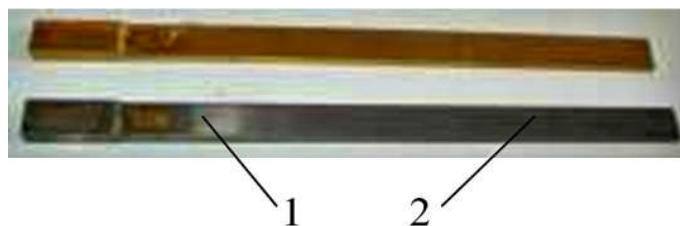


Рис. 79. Образцы для определения декремента колебаний: 1 – тензодатчик, 2 – консольный образец

Образцы испытывались при изгибных колебаниях по первой форме. Логарифмический декремент колебаний, который является мерой демпфирующей способности образцов, определяли методом свободных затухающих колебаний с помощью программного обеспечения [409]. Расчёт логарифмического декремента колебаний осуществлялся по формуле

$$\delta = \frac{1}{N} \ln \left(\frac{A_i}{A_{i+N}} \right),$$

где A_i и A_{i+N} – амплитуды колебаний i -го и $(i+N)$ -го циклов затухающих колебаний; N – количество циклов усреднения декремента.

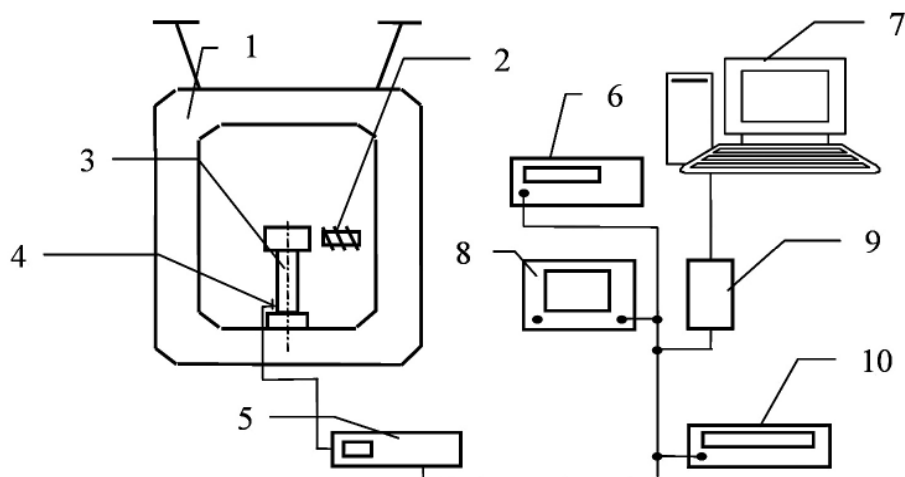


Рис. 80. Блок-схема экспериментальной установки КД-1М: 1 – рама; 2 – электромагнит; 3 – образец; 4 – тензорезистор; 5 – усилитель; 6 – вольтметр; 7 – ПЭВМ; 8 – осциллограф; 9 – АЦП; 10 – частотомер ПЭВМ

Сначала делали измерение декремента колебаний в исходном состоянии (без модификации поверхности). Потом на образцы наносили покрытие и опять делали измерение декремента. По результатам эксперимента были построены кривые деформирования образцов в исходном состоянии и образцов с покрытиями (рис. 81), а также кривые амплитудной зависимости для образцов в исходном состоянии и для тех же образцов после нанесения покрытия. Полученные результаты представлено на рис. 82 и рис. 83. На рис. 81 видно, что имеет место рост характеристик статической прочности деталей с покрытием, что, по-видимому, обусловлено высоким уровнем остаточных напряжений сжатия в покрытии, которые достигают уровня 700..3000 МПа [410], а также эффектом Роски, который заключается в сдерживании покрытиями движения дислокаций и затруднениями развития пластической деформации [411].

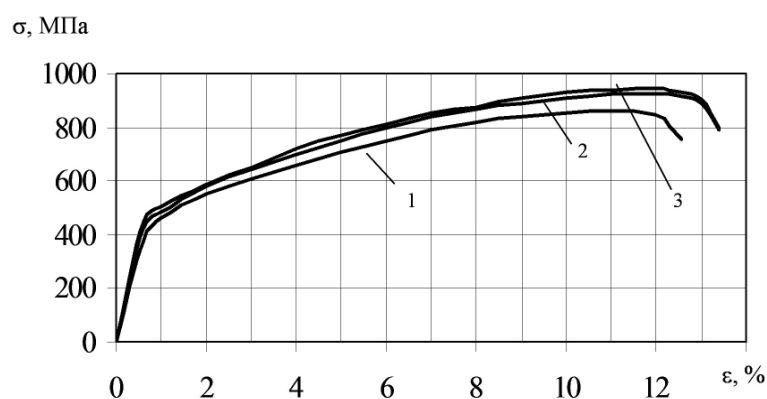


Рис. 81. Кривая деформирования образцов из титанового сплава BT20 в условиях статического одноосного растяжения в исходном состоянии (1), с покрытием TiN толщиной 6 мкм (2) и 2 мкм (3)

Затруднения развития микропластической деформации в поверхностном слое и уменьшения шероховатости поверхности образцов с покрытием (из $R_a=0,68$ для образцов в исходном состоянии к $R_a=0,3$ для образцов с покрытием), которое приводит к уменьшению вероятности концентрации напряжений, ведут к некоторому снижению характеристик демпфирования (рис. 82 и рис. 83). При этом, снижение логарифмического декремента колебаний является незначительным.

Изменение прочности образца с покрытием не зависит от толщины последнего (кривые 2 и 3 на рис. 81 практически совпадают), а логарифмический декремент колебаний уменьшается с уменьшением толщины покрытия [412].

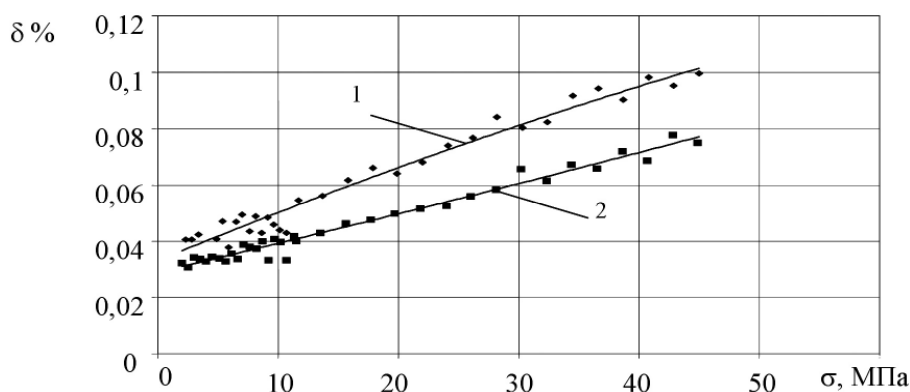


Рис. 82. Зависимость декремента колебаний δ от амплитуды максимального напряжения σ для образцов из титанового сплава VT20: 1 – без покрытия; 2 – с покрытием TiN толщиной 6 мкм

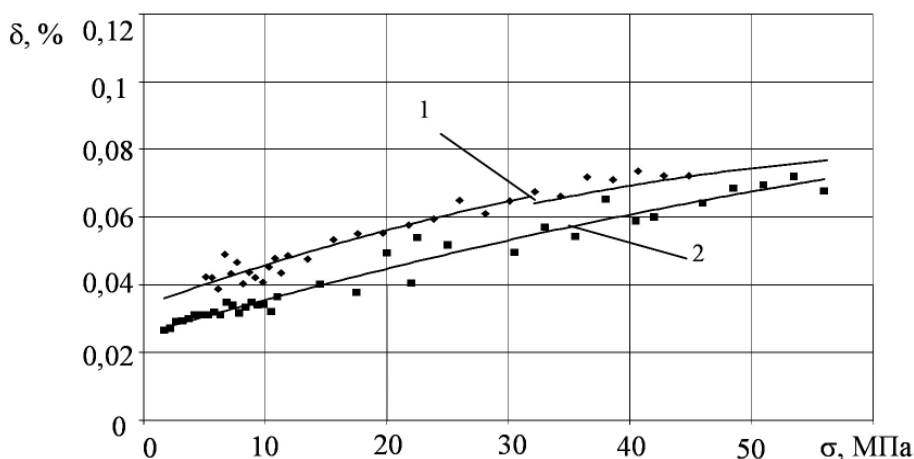


Рис. 83. Зависимость декремента колебаний δ от амплитуды максимального напряжения σ для образцов из титанового сплава VT20: 1 – без покрытия; 2 – с покрытием TiN толщиной 2 мкм

Т. о., при изменении ПС за счёт нанесения ВПП наблюдается улучшение характеристик статической прочности и незначительное снижение характеристик демпфирования. При этом, наилучшее сочетание физико-механических свойств наблюдается для покрытий толщиной до 6 мкм. Полученные результаты позволяют сделать вывод о перспективности использования ВПП на титановых сплавах, потому что они не ухудшают характеристику статической прочности и демпфирования.

Остаточные напряжения. Решение проблемы повышения прочности и надёжности лопаток компрессора с ВПП поверхностей невозможно без наличия информации о величине и знаке остаточных напряжений в покрытии, которые возникают при формировании конденсата на Ti-основе, и влияют как на прочность самого покрытия, так и на прочность конструкции в целом. Выход из строя покрытий может осуществляться отслаиванием от основы (адгезионное

отслаивание) или растрескиванием самого покрытия (когезионное растрескивание) [413]. Это может случиться ещё до начала эксплуатации детали с покрытием. Значительные остаточные напряжения растяжения могут привести к когезионному растрескиванию покрытия, а градиент напряжений в слое покрытия за счёт неравномерного распределения напряжений сжатия по толщине покрытия сопровождается появлением сил, которые приводят к нормальному отрыву при потере устойчивости (рис. 84).

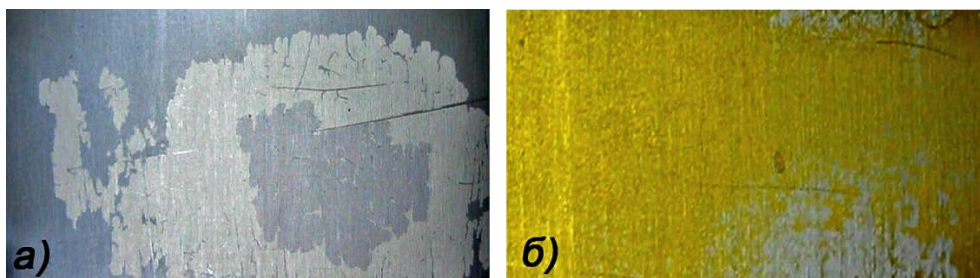


Рис. 84. Адгезионное отслоение защитных покрытий

В процессе работы детали напряжения, которые действуют в покрытии, являются суммой эксплуатационных и остаточных напряжений [414]. Понятно, что остаточные напряжения растяжения в покрытии очень опасны. Остаточные напряжения сжатия в покрытии уменьшают влияние напряжений растяжения, которые возникают от действия внешней нагрузки. В то же время, напряжения сжатия в покрытии имеют противоположный знак с напряжениями в основе. При соотношении толщины основы и покрытия напряжениям сжатия в покрытии будут отвечать напряжения растяжения в ПС основы, и это может способствовать возникновению трещины в основе под покрытием. Но для PVD - покрытий, когда толщины покрытия минимум на три порядка меньше толщины основы, напряжения в ПС основы незначительные, а наличие значительных напряжений сжатия при отсутствии отслаивания является позитивным фактором.

Остаточные напряжения сжатия в покрытии являются одной из причин увеличения циклической прочности титанового сплава ВТ1-0 [403], а также предела текучести и прочности при статической нагрузке [402] для α -Ti сплавов с ВПП нитридом титана, который имеет стехиометрический состав. Т. о., наличие информации о величине и знаке остаточных напряжений позволяет принять решение относительно целесообразности снижения этих напряжений. Т. е., возникает возможность управлять характеристиками прочности и надёжностью, как самих покрытий, так и деталей с покрытиями ИП на стадии их разработки и изготовления.

Высокий уровень остаточных напряжений в PVD-покрытиях предопределён отличием температурных коэффициентов линейного расширения материа-

лов покрытия и основы; наличием захваченных атомов газа; неполным структурным упорядочиванием, а следовательно, значительной степенью дефектности конденсата [415, 416]. Величины этих напряжений изменяются в широких пределах от негативных к позитивным значениям. Авторами [417] были измерены остаточные напряжения в покрытии нитрида бора, которые, в зависимости от соотношения в составе покрытия атомов бора и азота, достигали 1 ГПа. Остаточные напряжения сжатия, которые определены авторами [418] для покрытий (TiC)N на образце из сплава ниобия оказались 2...3 ГПа. В работе [419] остаточные напряжения сжатия в покрытии TiN, осаждённом реактивной распылённостью в условиях отсутствия кислорода, достигали 7,8 ГПа. При этом, было показано, что с ростом концентрации кислорода в газе сжимающие напряжения в плёнках TiO_xN_y падают и становятся напряжениями растяжения. Это обусловлено уменьшением параметра решётки, что вызвано замещением атома азота атомом кислорода и образованием аморфной фазы. Величина остаточных напряжений растяжения в покрытии из нитрида титана (ϵ -Ti₂N), который не имеет стехиометрического состава, на подложке из материала 20X13, измеренная авторами [416] составляла 800...1200 МПа. Резкое снижение (от двух до четырёх раз) остаточных напряжений наблюдалось при введении титанового подслоя. Исходя из сказанного, основной необходимостью проведения экспериментальных исследований является повышение достоверности методики определения остаточных напряжений в ВПП, а также поиск возможных путей их снижения.

Среди существующих способов определения остаточных напряжений наиболее простым и доступным является метод определения величины остаточных напряжений по кривизне прямоугольного образца [403]. При этом определяем средние напряжения в слое покрытия (условно принимаем, что напряжения равномерно распределены по толщине покрытия). Остаточные напряжения $\sigma_{ост}$ определяют, исходя из того, что при нанесении покрытия на основу небольшой толщины, они приводят к деформации основы. Для определения остаточных напряжений в покрытиях на пластинки размером 200 мм x 15 мм x 1 мм из материала VT20 и VT1-0 (E, МПа) наносили ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N согласно матрицы планирования эксперимента (табл. 19, 20). Нанесение покрытий осуществлялось методом конденсации из плазменной фазы в условиях ионной бомбардировки поверхности на оборудовании типа "Булат" (рис. 58). При нанесении покрытий в результате подготовительной операции ионной бомбардировки формировалась прослойка с внедренными в поверхность ионами титана. При этом режимы КИБ дают оптимальные по свойствам покрытия с ориентированными в плоскости [331] кристаллами Ti.

Перед нанесением покрытия образец закрепляли в кондукторе, который представляет собой пластину с двумя зажимами, выполненными в виде винтов (рис. 85). После нанесения покрытия зажимы были сняты.

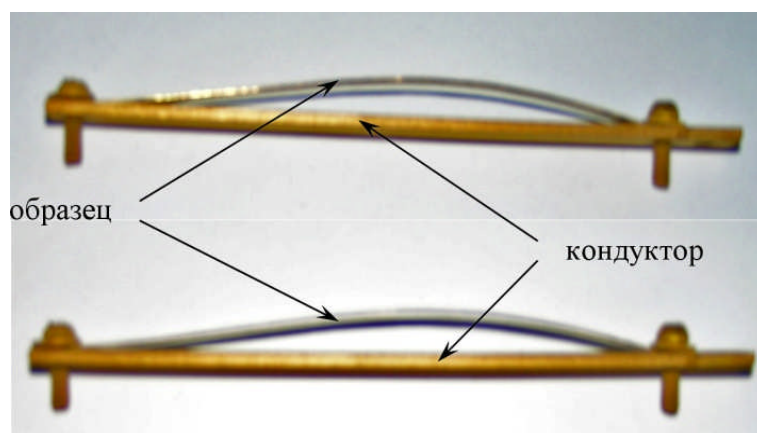


Рис.85. Кондуктор с образцом

Под действием остаточных напряжений образец деформировался в виде дуги окружности. У деформированного образца измеряли прогиб f , по величине которого определяли значение остаточных напряжений (рис. 86).

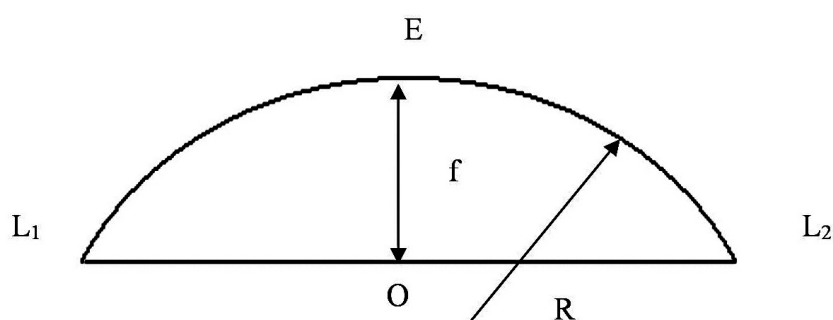


Рис. 86. Расчётная схема вычисления радиуса кривизны образца: L_1EL_2 – длина образца; L_1L_2 – хорда сегмента l ; EO – стрела сегмента, f

Исследовались также возможности снижения остаточных напряжений на стадии конструирования покрытия за счёт формирования промежуточного слоя (под покрытие наносился подслой из чистого Ti) и управления структурой покрытий.

Измеряя приобретенный таким способом прогиб образца из основного материала, остаточные напряжения можно определить по известным формулам [403, 416]. Используя уравнение упругой линии для балки, в работе [403] была получена следующая зависимость для остаточных напряжений:

$$\sigma_{\text{зал}} = \frac{4EH^3}{3a^2(1-\mu)(H+h)} \frac{f}{h}, \quad (1)$$

где E , μ – модуль упругости первого рода и коэффициент Пуассона материала основы соответственно, МПа; a – длина образца, м; f – стрела прогиба, м; H , h – толщина основы и покрытия соответственно, м.

Формула (1) для тонких покрытий $h \ll H$, может быть записана:

$$\sigma_{\text{зал}} = \frac{4EH^2}{3a^2(1-\mu)} \frac{f}{h},$$

а для линейного напряженного состояния:

$$\sigma_{\text{зал}} = \frac{4EH^2}{3a^2} \frac{f}{h}. \quad (2)$$

Использование аппарата теории изгиба тонких пластин приводит авторов [420] к следующей расчётной формуле:

$$\sigma_{\text{зал}} = \frac{EH^3}{6(1-\mu^2)(H+h)hR}, \quad (3)$$

где R – радиус кривизны, приобретённый образцом в результате деформации, которая вызвана остаточными напряжениями, м.

При $h \ll H$ и в условиях линейного напряжённого состояния зависимость (3) превращается в известную формулу Стонеля [403]:

$$\sigma_{\text{зал}} = \frac{EH^2}{6Rh}. \quad (4)$$

Величину радиуса кривизны R для (4) вычисляли через стрелу сегмента f и хорду l ($L_1L_2/ = l$). Основываясь на сведениях из планиметрии [421], можно найти степень p точки O . С одной стороны, известно, что

$$p^2 = OL_1^2 = \left(\frac{l}{2}\right)^2, \quad (5)$$

а с другой стороны:

$$p^2 = EO \cdot OD,$$

где $EO = f$, $OD \approx 2R - f$, потому что $f \ll R$.

С учётом (5) можно переписать в виде

$$p^2 = f \cdot (2R - f). \quad (6)$$

Равняя правые части (5) и (6), получим формулу для расчёта радиуса кривизны R :

$$R = \frac{\left(\frac{1}{2}\right)^2 - f^2}{2f}.$$

Т. о., прямые измерения величины прогиба f и последующее использование формул (2)-(4) позволяют определить величину остаточных напряжений в покрытии.

Результаты измерений и вычислений приведены в табл. 23. Зависимости величины остаточных напряжений в покрытиях TiN, (TiAl)N и (TiC)N от общей толщины покрытия приведены на рис. 87, 88 и 89 соответственно [403].

Таблица 23

Результаты измерений и вычислений остаточных напряжений

№	Тип покрытия	Толщина под- слоя, мкм	Толщина по- крытия, мкм	Прогиб f , мм		$\sigma_{\text{ост}}$, МПа	
				BT20	BT1-0	BT20	BT1-0
1	(TiAl) N	1,0	6,0	3,2	2,9	2195	2046
2	TiN	0,8	8,0	3,2	2,5	1497	1170
3	(TiC) N	1,3	4,0	3,9	2,8	4257	3056
4	TiN	1,4	7,0	2,6	2,5	1393	1340
5	(TiAl) N	0,9	3,0	3,0	2,4	4660	3728
6	(TiAl) N	1,1	5,0	2,8	3,0	2361	2530
7	(TiC) N	0,6	9,0	6,8	8,0	2824	3221
8	TiN	1,2	9,5	2,0	3,0	786	1178
9	(TiAl) N	0,7	5,5	3,1	3,6	2342	2720
10	TiN	1,4	3,5	2,5	4,0	3210	2813
11	(TiC) N	0,9	7,5	5,2	4,4	2600	2100
12	TiN	0,8	4,5	3,5	1,8	3330	2572
13	(TiC) N	1,3	8,5	3,7	4,7	1628	2068
14	(TiAl) N	0,6	6,5	4,5	3,3	2600	1907
15	(TiC) N	1,1	2,5	2,8	2,5	5502	4912
16	TiN	0,9	6,25	3,8	2,8	2385	1757

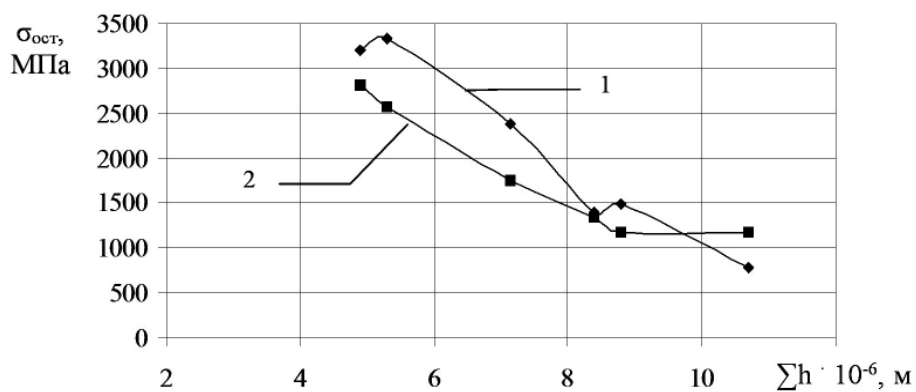


Рис. 87. Зависимость величины остаточных напряжений сжатия от общей толщины покрытия TiN и подслоя Ti: 1 – VT20; 2 – VT1-0

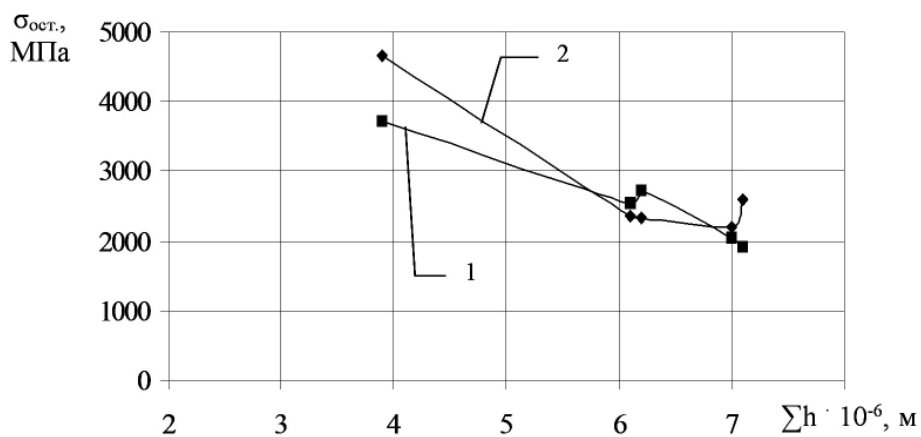


Рис. 88. Зависимость величины остаточных напряжений сжатия от общей толщины покрытия (TiAl)N и подслоя Ti: 1 – VT1-0; 2 – VT20

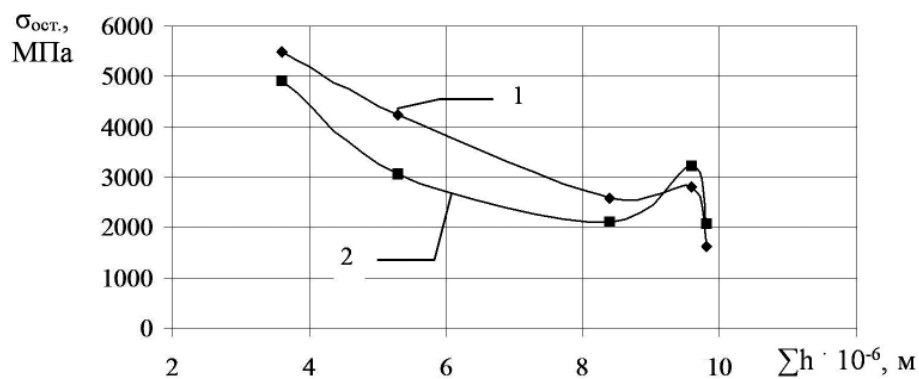


Рис. 89. Зависимость величины остаточных напряжений сжатия от общей толщины покрытия (TiC)N и подслоя Ti: 1 – VT20; 2 – VT1-0

Анализ полученных результатов показывает:

- на кривой зависимости прогиба от толщины покрытия можно выделить участок, который отвечает равномерному росту прогиба (AB). В дальнейшем (участок BD) рост прогиба уменьшается, что отвечает пологому участку кривой $f(h)$. Образование пологого участка кривой $f(h)$ и снижения связано, вероятно, с релаксацией напряжения в покрытии;

- с ростом толщины покрытия величина сжимающих остаточных напряжений начинает снижаться. Это может быть обусловлено тем, что с отдалением от поверхности распределения основы и покрытия (с ростом толщины) напряжения в покрытии уменьшаются и средние напряжения во всём слое покрытия тоже уменьшаются.

Т. о., при нанесении ВПП TiN, (TiAl)N, (TiC)N в них возникают значительные напряжения сжатия (5000 ... 10000 МПа). Это может быть объяснено различием температурных коэффициентов линейного расширения материалов покрытия и основы, а также значительной степенью дефектности конденсата. При отсутствии самого отслаивания эти напряжения могут влиять на характеристики прочности как самого покрытия, так и детали с покрытием в целом.

Микроструктурные исследования ВПП

Изучали наличие и распределение легирующих элементов покрытий поверхности (участок 800x600 мкм) с использованием методов растровой электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа. Исследования проводились на электронном микроскопе- микроанализаторе “CamScan-4DV”, системе рентгеновского энергодисперсного анализа “Link-860” (Англия), системе микроанализа “Oxford Energy 300” и рентгенофлюоресцентном анализаторе фирмы “Филлипс”. На основе проведенных исследований установлено равномерное распределение и наличие Ti, N, Al и C, а также упрочняющих фаз на основе соединений TiN, AlN, TiC, (TiAl)N и (TiC)N по поверхности покрытий. Это говорит о создании “защитного экрана” и локализациях взаимодействия титанового сплава с окружающей средой, которая значительно влияет на снижение его прочности (рис. 90).

Определение химического состава поверхности образцов с ВПП проводилось на основе методики количественного микрорентгеноспектрального анализа “ZAF-4/FLS” с помощью дисперсного энергетического спектрометра “LZ-5” с обработкой полученных результатов, включая количественный анализ с учётом коррекции в микрокомпьютере системы “Link-860” (табл. 24). Исследования проводились на участке покрытия 800x600 мкм. При этом за основной критерий оценки полученного покрытия использовались качественные и количественные значения в ПС легирующих элементов.

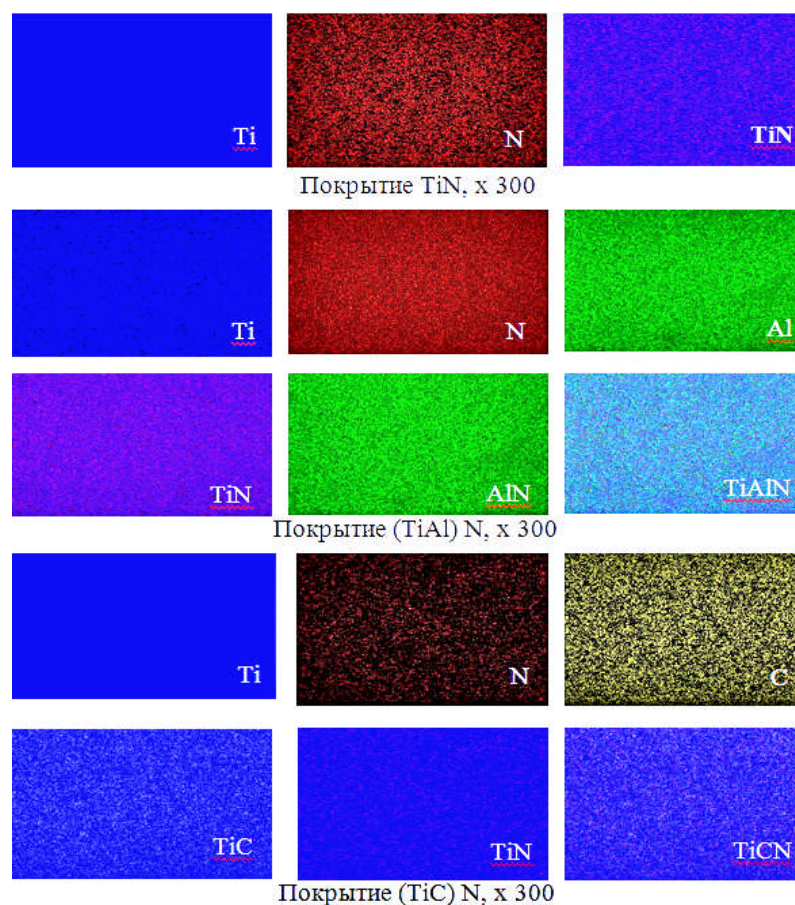


Рис. 90. Распределение химических элементов по поверхности PVD-покрытий

Анализ химического состава покрытия позволяет сделать выводы, что в покрытии (TiAl)N, содержащее Al, находится в пределах, достаточных для образования соединения тугоплавкого материала TiAl, который может влиять на термомеханические характеристики покрытия.

Таблица 24

Химический состав ВПП

№	Тип покрытия	Содержимое химических элементов, %			
		N	C	Al	Ti
1	TiN	14...22	–	-	78...86
2	(TiAl)N	16...20	–	6...8	72...78
3	(TiC)N	14...16	12...15	–	69...74

При образовании покрытия (TiC)N углерод имеет большую активность и быстрее вступает во взаимодействие с титаном, при этом образуются соединения на основе карбида, которые имеют низкие значения пластичности. Рентгеноструктурные исследования ВПП TiN, (TiC)N и (TiAl)N, которые нанесены на

подложку из титанового сплава ВТ20, проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН в фильтруемом медном Cu-K_α излучении с последующим расчётом и расшифровкой дифрактограмм.

На всех образцах с покрытиями наблюдались сильные линии отображения металлического $\alpha\text{-Ti}$, которые вероятно относятся к титану подложки. Кроме того, во всех образцах наблюдались более слабые линии отображения, которые отвечают отображением нитрида титана. Наблюдается текстурирование нитридных покрытий по плоскости куба. К сожалению, большинство линий отображения TiN накладываются на линии отображения Ti , не накладывается на линии Ti только одна первая линия отображения TiN – линия (002). Для характеристики нанесённых покрытий, их относительной толщины и состава, следили за интенсивностью и положением этой линии отображения. На всех рентгенограммах наблюдается также слабая линия отображения под углом $\nu=19,7^\circ$, которая отвечает самой сильной линии гексагонального полунитрида титана Ti_2N . Также, при ионной бомбардировке и нанесении покрытий, образуются твёрдые растворы внедрения азота в титане. Результаты исследований представлены в табл. 25.

Система покрытий TiN . Периоды решёток нитрида титана были рассчитаны по положению линии (002), которую записывали на дифрактометре со скоростью $\frac{1}{2}$ град./мин. Наблюдается значительное изменение периодов решётки TiN , которая может быть связана с разным содержанием азота в нитриде титана, или с наличием в нём небольшого количества кислорода. Область гомогенности азота в TiN от 14,9...22,6 по массе.

Таблица 25

Результаты рентгеноструктурных исследований сплава ВТ20 с ВПП

№	Тип покрытия	Период решётки а, нм	Упрочняющие фазы
1	(TiAl)N	0,422	TiN, твёрдый раствор замещения Ti Al и твёрдый раствор внедрения N в Ti
2	TiN	0,425	TiN, твёрдый раствор внедрения N в Ti
3	(TiC)N	0,432 / 0,424	стехиометрический TiC / TiN, твёрдый раствор внедрения N в Ti
4	TiN	0,425	TiN, твёрдый раствор внедрения N в Ti
5	(TiAl)N	0,422	TiN, твёрдый раствор замещения Ti Al и твёрдый раствор внедрения N в Ti
6	(TiAl) N	0,422	TiN, твёрдый раствор замещения Ti Al и твёрдый раствор внедрения N в Ti
7	((TiC)N	0,432	стехиометрический TiC
8	TiN	0,425	TiN, твёрдый раствор внедрения N в Ti
9	(TiAl)N	0,422	TiN, твёрдый раствор замещения Ti Al и твёрдый раствор внедрения N в Ti
10	TiN	0,425	TiN, твёрдый раствор внедрения N в Ti

11	(TiC)N	0,427	стехиометрический TiC, TiCN
12	TiN	0,423	TiN, твёрдый раствор внедрения N в Ti
13	(TiC)N	0,432	стехиометрический TiC
14	(TiAl)N	0,422	TiN, твёрдый раствор замещения Ti Al и твёрдый раствор внедрения N в Ti
15	(TiC)N	0,427	стехиометрический TiC, TiCN
16	TiN	0,424	TiN, твёрдый раствор внедрения N в Ti

Система покрытий (TiAl)N. Линии отображения нитрида алюминия не оказываются. Линии отображения фазы нитрида титана ещё более расширены. За положением линии отображения (002) нитрида титана были определённые периоды решётки. Наблюдается, что периоды решётки в этих соединениях практически не изменяются. Их уменьшенное значение может указывать на образование твёрдого раствора замещения на основе нитрида титана, в котором часть атомов титана замещена алюминием (атомный радиус: Ti=1,45 Å; Al=1,43 Å). В состав покрытия входит оксид титана или, возможно, интерметаллид TiAl. В покрытии (TiAl)N растворения Al проходит по металлической подрешётке, Al замещает Ti.

Система покрытий (TiC)N. Линии отображения от нитрида титана (карбонитрида) размыты. Периоды решётки, определялись так, как и в предыдущем случае, по положению линии отображения (002). Периоды решётки покрытий отвечают значению периода решётки для стехиометрического карбида титана и карбонитрида (или карбида титана в области гомогенности). Кроме того, наблюдаются 2 линии отображения, которые могут отвечать двум фазам с периодами решётки $a=0,4322$ нм и $a=0,4244$ нм, то есть отвечать карбиду титана и нитриду титана. На пределе в области гомогенности наблюдаются вакантные места в подрешётке азота. Углерод имеет большую активность, чем азот, потому наблюдается большее количество фаз на основе карбидов. Часть атомов азота замещается углеродом, потому идёт сдвиг линий в сторону малых углов, который отвечает увеличению расстояния и уменьшению периода решётки. Решётки в TiN и (TiC)N кубические объёмноцентрированные типа NaCl, зависимость содержимого α -Ti в покрытии от режима нанесения нелинейная. В покрытии (TiC)N идёт растворение углерода не в металлической подрешётке азота.

Подытоживая следует сказать, что в результате микроструктурных и рентгеноструктурных исследований выявлено:

- образование “защитного экрана”, что локализует поверхностные дефекты и ограничивает влияние окружающей среды на титановый сплав;
- уменьшение величины периода решётки;

- образование в поверхностном слое упрочняющих фаз и твёрдых растворов замещения и внедрения.

Это в свою очередь приводит к возможности предвидения показателей характеристик прочности. Т. о., предполагается, что наилучшие показатели относительно термомеханических характеристик будет иметь покрытие (TiAl)N за счёт наличия теплостойких фаз.

2.1.7. Прочность и пластичность Ti-сплавов с ВПП

В практике проектирования силовых установок при выборе защитных покрытий рабочих поверхностей конструктивных материалов используют данные их характеристик прочности [422]. Для чего необходимы данные о поведении материалов с покрытиями, знания количественных характеристик, которые определяют зависимость деформаций от внешней нагрузки, а также напряжение, которое вызывает разрушение. Разрушение и деформация материалов с покрытиями определяются разными процессами, которые используются при нагрузке в зависимости от свойств материала, режима и интенсивности нагрузки, длительности её приложения. В качестве основной характеристики материала с покрытием, как правило выступает предел текучести, но для гарантий и предотвращения возможных деформаций вводятся соответствующие коэффициенты запаса прочности. Нормальная эксплуатация большинства конструктивных элементов проходит в условиях, невозможности их разрушение в результате одноразового действия нагрузки [423]. Но случаи разрушения, которые наблюдаются на практике, предопределены нештатным увеличением нагрузки, наличием дефектов структуры и окружающей среды, что требует дополнительных экспериментальных исследований на прочность. Поэтому испытания материалов с покрытиями на кратковременную статическую прочность и пластичность имеют важное значение и являются одним из основных способов определения их механических характеристик в условиях реализации предельных возможностей [346]. Этот способ установления важных характеристик прочности конструктивных материалов с покрытиями, традиционно остаётся наиболее распространённым, доступным и информативным.

Известно, что поверхностные слои материалов играют важную роль в процессе пластической деформации [293, 402]. Влияние поверхностных плёнок на механические свойства металлов ещё в 1934 году начал изучать Роско [411, 424]. Дальнейшие исследования показали [425], что осаждённые на поверхность материала плёнки влияют на изменение кривой деформации основы. Гораздо меньше работ, которые посвящены изучению влияния поверхностных покрытий (плёнок) на характеристики прочности поликристаллических образ-

цов [426, 427], а данные, которые уже существуют, не многочисленны и противоречивы. Большое разнообразие материалов покрытий, методов и технологий их нанесения на поверхности и, как следствие, разнообразие механических свойств композиции “основа-покрытие” свидетельствует о том, что исследование влияния тонких плёнок покрытий исполнительных поверхностей на изменение свойств основы представляет научный и практический интерес.

Рассмотрена методика проведения экспериментальных исследований и определения закономерностей влияния технологических параметров осаждения ВПП на характеристики сопротивления кратковременной статической нагрузке. Полученные математические модели технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП по критериями кратковременной статической прочности и пластичности.

Методика экспериментальных испытаний материалов на кратковременную статическую прочность и пластичность.

Исследования проводились на стандартной универсальной электрогидравлической машине 3201УЕ-20 производства Армавирского завода испытательных машин (рис. 91), которая предназначена для статических и повторно-статических испытаний образцов металлов и элементов конструкций в режиме заданных скоростей деформации или нагрузки при дополнении осевой или изгибающей нагрузки с большим коэффициентом асимметрии цикла.

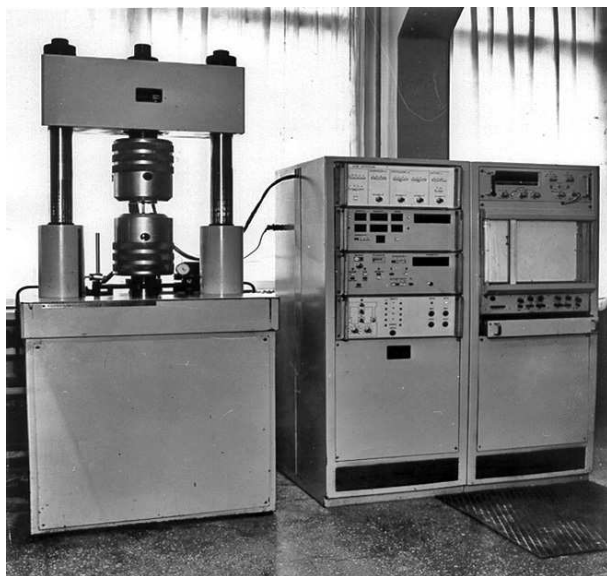


Рис. 91. Машина универсальная испытательная 3201 УЕ-20

Испытательная машина позволяет делать пропорциональную нагрузку по “треугольному” режиму или с выдержками времени (трапецеидальный режим).

Кроме того, испытательная машина позволяет проводить также ступенчатое нагружение с выдержками времени на каждой ступени. Циклическая (малоцикловая) нагрузка может осуществляться при сохранении от цикла к циклу в течение исследования заданных значений усилий (мягкий режим нагрузки) или при сохранении от цикла к циклу в течение испытаний заданных значений или деформаций перемещений активного захвата (жесткий режим нагрузки).

Испытательная машина помехоустойчивая, поскольку управление и измерение текущей информации организовано с использованием цифровой кодировки. Для измерения усилий в образце используется динамометр, который установлен последовательно с образцом. Измерение деформаций образца осуществляется с помощью специального тензометра, который состоит из соединенных между собой тензометричных балок и установленный на рабочую часть образца. Технические данные испытательной машины приведены в табл. 26.

Таблица 26

Основные технические данные установки 3201 УЕ-20

№	Основные параметры	Величина
1	Режимы нагрузки: статический - повторно-статический	
2	Наибольшая предельная нагрузка, статическая и повторно-статическая, кН.	± 200
3	Наибольшая амплитуда перемещения при максимальной частоте при повторно-статических экзаменах, цикл/мин	± 5
4	Диапазон регуляции скорости деформации и малых перемещений, мм/с.	$10^{-5} \dots 8,0$
5	Наибольшая частота при повторно-статических экзаменах, цикл/мин	20
6	Пределы допустимой погрешности измерения нагрузки, % от измеряемой нагрузки: статический- повторно-статический	$\pm 1 / \pm 2$
7	Пределы допустимой погрешности измерения перемещений и деформации при статических и повторно-статических испытаниях, % от действительных перемещений и деформаций	± 3
8	Пределы погрешности поддержки, которая допускается, заданной скорости изменения параметра при статических и повторно-статических испытаниях, % от заданной величины.	± 5
9	Пределы погрешности поддержки, которая допускается, заданной величины параметра при статических испытаниях, % от заданной величины.	± 1
10	Рабочий ход активного захвата, мм	300

Исследовались плоские образцы из титанового сплава ВТ20, на поверхность которых нанесены ВПП TiN, (TiC) N и (TiAl) N (рис. 92).

Образцы устанавливались в испытательной машине с помощью гидравлических цанговых захватов, которые исключают изгиб и скручивание образца. В связи с ограниченными размерами заготовки для испытания использовались так называемые "короткие" образцы, для которых длина рабочей части образца, в соответствии с ГОСТ 1497-84, составляла: $\lambda_0 = 5,65\sqrt{F_0}$ (рис. 93) [428].

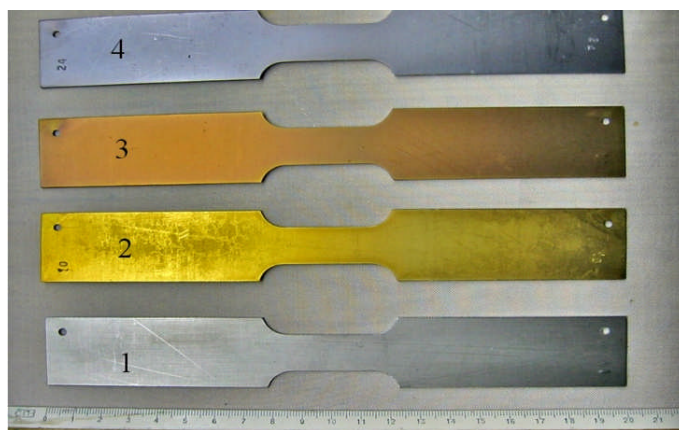


Рис. 92. Общий вид образцов с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N: 1 – титановый сплав ВТ20 без покрытия; 2 – покрытие TiN; 3 – покрытие (TiAl)N; 4 – покрытие (TiC)N

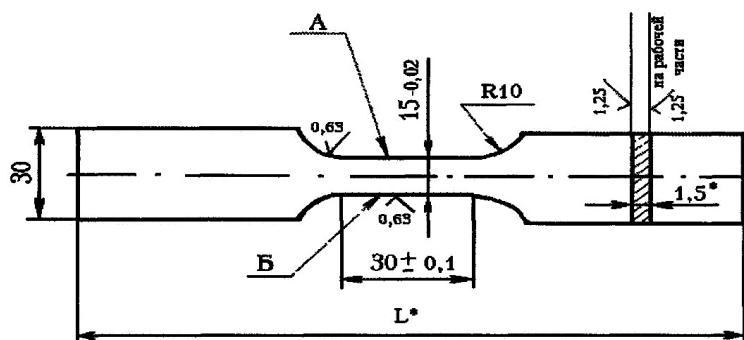


Рис. 93. Чертёж образца для испытания на кратковременную статическую прочность и пластичность согласно ГОСТ 1497-84 (* - размер для справок, $L=150...210$ мм)

В процессе испытания проводились измерения текущих значений усилий и деформаций с помощью цифрового вольтметра типа Щ-1513, а также – записывать диаграммы деформации в координатах “усилие- деформация” на двухкоординатном самописце Н-305 (рис. 94).

Кратковременные статические испытания проводились в жёстком режиме со скоростью перемещения активного захвата ≈ 5 мм/мин, что приблизительно отвечает скорости нагрузки $30 \text{ МПа} \cdot \text{с}^{-1}$ (в соответствии с ГОСТ 1497-84) с записью диаграммы растяжения в координатах “усилие-деформация”. Испытания проводили до полного разрушению образца. По полученной диаграмме определялась максимальная нагрузка P_{max} . Для нахождения условного предела текучести на диаграмме растяжения в координатах “усилие-деформация” по оси деформации откладывались значения деформации образца – 0,2% и проводилась

прямая, параллельно упругому участку диаграммы растяжения, к пересечению с диаграммой деформации. Далее из полученной точки пересечения проводилась прямая, перпендикулярно оси усилий, к пересечению с этой осью. Получена таким образом точка на оси усилия определяет нагрузку $P_{0,2}$, что отвечает условному пределу текучести материала при заданном допуске на величину остаточного удлинения 0,2 %.

С помощью полученных данных рассчитывалась предел прочности σ_B , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ (7) и относительное удлинение δ (8). Относительное удлинение δ определялось, как отношение прироста рабочей длины образца к начальной её длине:

$$\sigma_B = \frac{P_{\max}}{F_0}, \quad \sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}, \quad (7)$$

$$\delta = \frac{l_p - l_0}{l_0} \cdot 100\%, \quad (8)$$

где l_0 и F_0 – начальная длина и площадь поперечного сечения образца; l_p – конечная длина образца.

Относительное сужение ψ определялось путём вычисления площади сечения до и после разрушения образца по известной зависимости:

$$\psi = \frac{F_0 - F_p}{F_0} \cdot 100\%, \quad (9)$$

где F_p – площадь поперечного сечения в месте разрыва.

Т. о., статическая конструкционная прочность лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов характеризуется сочетанием критериев

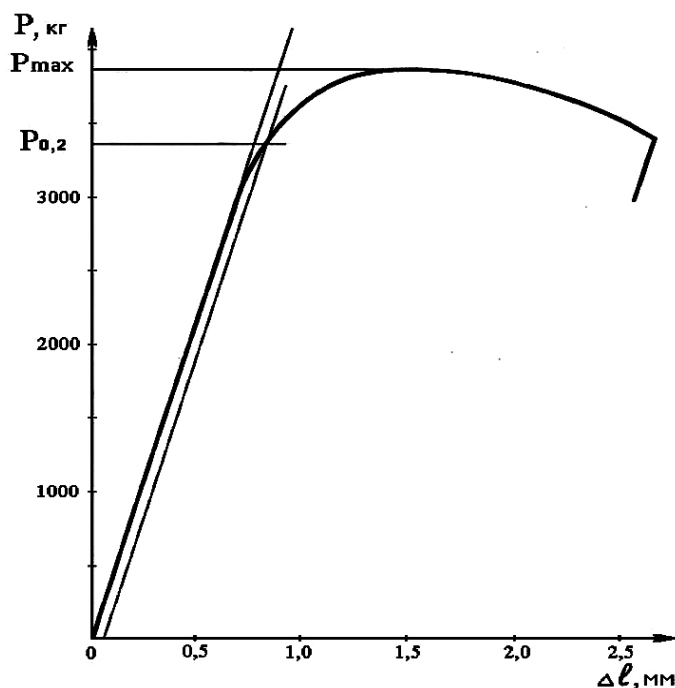


Рис. 94. Схема определения нагрузки, отвечающая условному пределу текучести, по диаграмме деформации материала

прочности и пластичности. Такими критериями являются предел прочности, предел текучести, относительное удлинение и относительное сужение.

Результаты экспериментальных испытаний.

В результате проведённых экспериментальных исследований образцов из титанового сплава ВТ20 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N для определения значений критериев статической прочности и пластичности, получены диаграммы растяжения (рис. 95, 96 и 97).

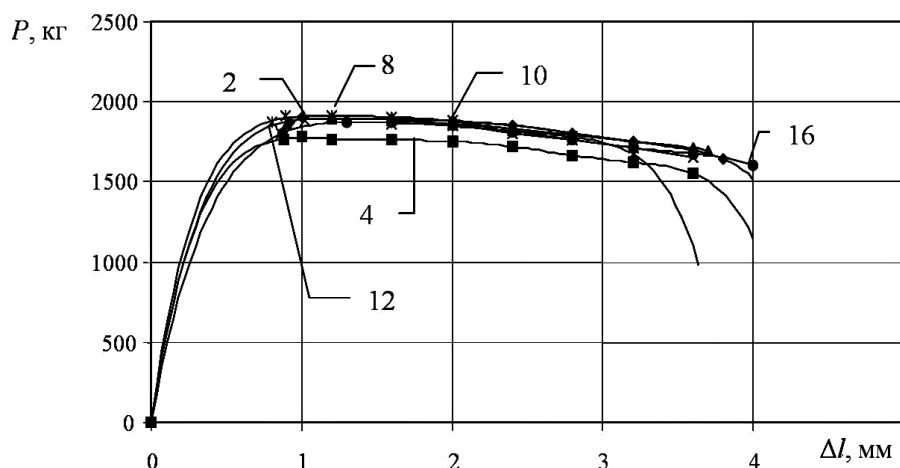


Рис. 95. Диаграмма растяжения образцов из титанового сплава ВТ20 с покрытием TiN (номера кривых согласно матрице планирования эксперимента – табл. 20)

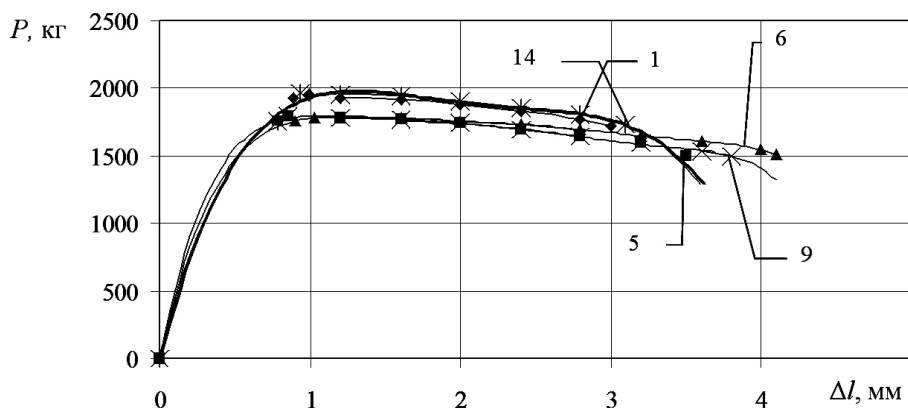


Рис. 96. Диаграмма растяжения образцов из титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiAl)N (номера кривых согласно матрице планирования эксперимента – табл. 20)

Значение нагрузок P_{\max} и $P_{0,2}$, определённые по диаграмме, и Δl , F_0 и F_p представлено в табл. 27. Значение критериев статической прочности и пластич-

ности, которые определены согласно формулам (7)-(9), представлены в табл. 28 [428].

Анализ диаграмм растяжения титанового сплава с ВПП рабочей поверхности показывает отсутствие на них площадок текучести. Поэтому в этом случае можно говорить об условном пределе текучести $\sigma_{0,2}$.

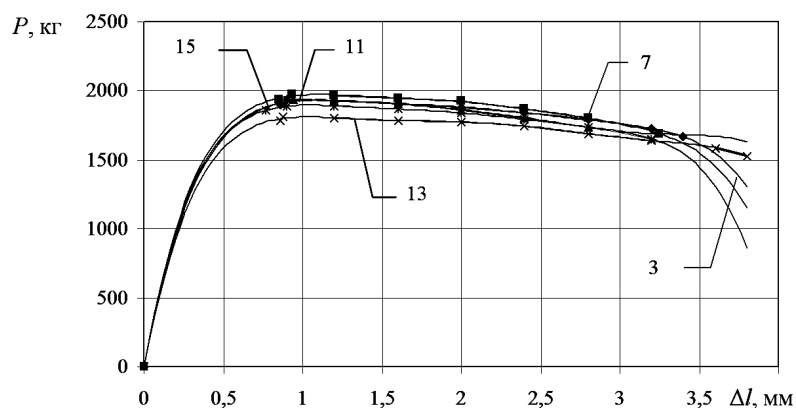


Рис. 97. Диаграмма растяжения образцов из титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiC)N (номера кривых согласно матрице планирования эксперимента – табл. 20)

На участке текучести проходит интенсивная пластическая деформация, которая предопределена перемещениям дефектов кристаллической решётки титанового сплава (дислокаций) и зарождениям новых дислокаций, которые усиливают сдвиг в зёрнах металла. Проходя через новые дислокации воспринимают сильное торможение, что обусловлено разнообразными причинами.

Кроме того, дислокации тормозятся наличием в покрытиях фазы TiN и твёрдых растворов внедрение N в Ti и замещение Ti-Al (атомы внедрения значительно сильнее притягиваются дислокациями, чем атомы замещения), которые преодолеть возможно только под действием значительных нагрузок. Так как в процессе осаждения покрытий проходит диффузионное насыщение легирующими элементами поверхности титана, что, возможно, приводит к возникновению атмосфер Коттрелл, которые во время деформирования не успевают за дислокациями и удерживают их. Также, в твёрдом растворе, деформированные области решётки вокруг атомов растворённого элемента, которые находятся в плоскости скольжения, затрудняют продвижения дислокаций. При нагрузках, которые отвечают уровню условного предела текучести, большое количество дислокаций прорывается через преграды. Лавинообразный процесс перемещения дислокаций протекает при постоянной нагрузке до тех пор, пока накопление сдвигов не приведёт к большим препятствиям.

Результаты экспериментальных исследований

№	Тип покрытия	P_{\max} , кг	$P_{0,2}$, кг	Δl , мм	F_0 , мм ²	F_p , мм ²
0	Без покрытия	1867,93	1748,55	3,75	15,943	12,844
1	(TiAl) N	1851,5	1815,9	3,45	15,943	13,215
2	TiN	1839,5	1814,95	3,75	15,997	13,323
3	(TiC) N	1873	1861,65	3,6	16,05	13,054
4	TiN	1822,5	1780,1	3,45	15,997	13,748
5	(TiAl) N	1762,5	1737,55	3,85	15,997	12,679
6	(TiAl) N	1777	1748,45	3,8	15,943	12,894
7	(TiC) N	1897	1865,2	3,48	16,05	13,428
8	TiN	1886	1847,1	3,8	15,943	12,894
9	(TiAl) N	1754,5	1733,2	3,6	15,943	13,268
10	TiN	1866,5	1792,35	3,95	15,993	12,84
11	(TiC) N	1869,5	1848,35	3,1	16,05	13,59
12	TiN	1854,5	1815,65	3,15	15,997	13,536
13	(TiC) N	1890,5	1848,15	3,55	16,05	13,32
14	(TiAl) N	1896,5	1771,8	3,25	15,997	13,375
15	(TiC) N	1881	1849,25	3,35	16,05	13,105
16	TiN	1854	1801,2	3,7	16,05	13,054

Таблица 28

Расчётные значения критериев статической прочности и пластичности

№	Тип покрытия	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
0	Без покрытия	1163,5	1089,5	12,5	19,13
1	(TiAl)N	1153,5	1131,2	11,5	17,1
2	TiN	1146,0	1130,7	12,4	16,4
3	(TiC)N	1166,9	1159,8	11,9	18,6
4	TiN	1197,5	1108,7	11,5	13,7
5	(TiAl)N	1098,1	1092,5	12	20,4
6	(TiAl)N	1107,1	1089,1	12,6	19,1
7	(TiC)N	1181,9	1162,1	11,1	16,3
8	TiN	1175,0	1150,5	12,6	19,1
9	(TiAl)N	1092,9	1079,8	11,9	16,8
10	TiN	1162,8	1118,4	13,1	19,4
11	(TiC)N	1164,7	1151,5	10,3	15,3
12	TiN	1155,4	1131,2	10,3	15,1
13	(TiC)N	1177,9	1151,1	11,8	17
14	(TiAl)N	1181,6	1103,9	10,8	15,6
15	(TiC)N	1171,9	1152,1	11,9	18,3
16	TiN	1155,1	1122,2	12,3	18

В результате перемещения дислокаций затрудняется дальнейшее развитие деформаций, необходимо нагрузку довести до максимального значения P_{\max} .

При этом возникает резкая неравномерность пластической деформации. На образце образуется местное сужение – шейка. Дальнейшее увеличение деформации сопровождается уменьшением нагрузки. Шейка уменьшается до тех пор, пока не наступит разрушение образца $P_p < P_{max}$. Деформация остального образца в момент возникновения шейки прекращается и остаётся равномерной по длине.

Т. о., в результате проведённых экспериментальных исследований установлено повышение характеристик статической прочности титанового сплава BT20 с ВПП TiN, (TiC)N и (TiAl) N, то есть, проявляется эффект Роско, который заключается в том, что защитные поверхностные слои повышают прочность кристаллов. В зависимости от технологических параметров процесса осаждения покрытий наблюдается как повышение так и снижения свойств, по сравнению с титановым сплавом BT20 без покрытия. Это предопределено, в основном, изменением структуры поверхностного слоя, которая, в конечном итоге, осуществляет значительное влияние на характеристики статической прочности и пластичности.

Построение экспериментальных математических моделей. По результатам эксперимента (согласно алгоритму и методике [544, 592] (табл. 19, 20) проведён статистический анализ и построены регрессионные модели зависимостей критериев оптимизации, которые характеризуют статическую прочность и пластичность титанового сплава с ВПП от конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов (табл. 20) [429, 430]. Расчёт моделей осуществлялся с помощью ППП ПРИАМ. Как начальные данные использовались матрица планирования (табл. 20) и результаты экспериментальных исследований (табл. 28).

После обработки результатов эксперимента получены математические модели, описывающие зависимость предела прочности σ_b , условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, относительного удлинения δ и относительного сужения ψ от конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов:

$$Y_1 = 1154,8 - 36,661x_2^3 - 22,9185x_5^2 - 31,4417x_3^3 - 10,9226x_1^2 - 17,7263x_4^3 - 14,6065x_1^2x_2^3;$$

$$Y_2 = 1119,93 - 61,8855x_2^4x_3^3x_5^3 - 35,8434x_1^2x_3^3x_4;$$

$$Y_\delta = 11,8552 + 0,59367x_3 - 0,413x_1x_5^2 - 0,502729x_3x_4^2 - 0,586957x_5 - 0,384668x_1 + 1,13098x_2^3x_3 + 0,542075x_4^2 - 0,420439x_1x_4^2;$$

$$Y_\psi = 17,3438 + 2,25994x_2^3x_3 + 1,35827x_4^3 + 1,66604x_1x_3^2 - 1,72968x_3x_4^2 + 1,32511x_2^3x_5 + 1,69418x_3x_5^3 + 0,72398x_5^2 + 0,599102x_2^2,$$

где Y_1 , Y_2 , Y_δ и Y_ψ – математические модели в кодируемых значениях для σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ и ψ соответственно.

Формулы перехода от кодируемых значений к натуральным:

$$x_1 = 1(X_1 - 1); \quad (10)$$

$$x_1^2 = 1,6(X_1^2 - 0,625); \quad (11)$$

$$x_2^2 = 1,60639(X_2^2 - 0,000330781X_2 - 0,377154);$$

$$x_2^3 = 3,08876(X_2^3 - 0,00135689X_2^2 - 0,675275X_2 + 0,000387002); \quad (12)$$

$$x_2^4 = 6,76881(X_2^4 - 0,00319984X_2^3 - 0,957068X_2^2 + 0,00172471X_2 + 0,106279);$$

$$x_3 = 0,00272109(X_3 - 712,5); \quad (13)$$

$$x_3^2 = 1,6401(X_3^2 - 0,058157X_3 - 0,366097); \quad (14)$$

$$x_3^3 = 3,13503(X_3^3 - 0,0241896X_3^2 - 0,644398X_3 - 0,0124354);$$

$$x_4 = 8,97817(X_4 - 0,368619);$$

$$x_4^2 = 1,83884(X_4^2 - 0,0877399X_4 - 0,368613); \quad (15)$$

$$x_4^3 = 3,31359(X_4^3 - 0,124617X_4^2 - 0,600399X_4 + 0,0135935);$$

$$x_5 = 0,0079028(X_5 - 786,463); \quad (16)$$

$$x_5^2 = 1,61702(X_5^2 - 0,0366532X_5 - 0,36933); \quad (17)$$

$$x_5^3 = 3,11914(X_5^3 - 0,0100424X_5^2 - 0,659528X_5 - 0,00982813), \quad (18)$$

где X_1 , X_2 , X_3 , X_4 и X_5 – конструктивные, технологические и эксплуатационные факторы.

Полученные зависимости проверены на адекватность, воспроизводимость и информативность результатов по критериям математической статистики (табл. 19, 20). Результаты статистического анализа представлены в табл. 29. Результаты повторных исследований, проведённых в одинаковых условиях, проверялись на статистическую воспроизводимость по G - критерию Кохрена. Для всех регрессионных зависимостей $G_{\text{розн}} < G_{\text{табл}}$ при $\alpha = 0,05$. Таким образом, мера рассеяния результатов по строкам матрицы планирования одинакова, а результаты воспроизводимы.

Статистические характеристики моделей

Параметры статистического анализа	Значение параметров для моделей			
	Y_1	Y_2	Y_8	Y_{ψ}
Остаточная дисперсия	311,13	519,253	0,08991	0,273543
Дисперсия воспроизводимости	133,582	1399,93	0,04813	0,131559
Расчетное значение F-критерия	2,32914	2,69604	1,86821	2,07923
Уровень значимости F-критерия для адекватности для степеней свободы	0,05 $V_1 = 6$ $V_2 = 9$	0,05 $V_1 = 2$ $V_2 = 13$	0,05 $V_1 = 8$ $V_2 = 7$	0,05 $V_1 = 8$ $V_2 = 23$
Значение F-критерия для адекватности	2,53767	3,80556	2,6572	2,6572
Стандартная ошибка оценки.	17,6871	23,9957	0,327098	0,554523
Стандартная ошибка оценки, скорректированная с учетом степеней свободы.	21,6622	24,8379	0,447897	0,759312
Часть рассеивания, объясняемое моделью	0,701966	0,297536	0,917237	0,951927
Отведено регрессоров	7	3	9	9
Коэффициент множественной корреляции	0,837834	0,545469	0,957725	0,975667
Коэффициент множественной корреляции, с учётом степеней свободы	0,743605	0,497353	0,919141	0,953867
F отношения для R	3,53298	2,75314	9,69739	17,3264
Уровень значимости F-критерия для информативности для степеней свободы	0,05 $V_1 = 6$ $V_2 = 25$	0,1 $V_1 = 2$ $V_2 = 29$	0,05 $V_1 = 8$ $V_2 = 23$	0,05 $V_1 = 8$ $V_2 = 23$
Значение F- критерия информативности	2,49041	2,495483	2,37481	2,37481
Критерии информативности (Бокса и Веца)	0	0	1	1

Проверка гипотезы на адекватность полученных моделей результатов эксперимента проводилась с использованием F-критерия Фишера. Для получения моделей при принятом уровне значимости $\alpha = 0,05$ $F_{\text{розн}} < F_{\text{табл}}$, потому модель адекватно отображает результат эксперимента.

Оценка качества полученных математических моделей проводилась путём определения коэффициента множественной корреляции. Коэффициент множественной корреляции R показывает величину статистической связи по уравнению множественной регрессии Y_i и начальными экспериментальными результатами. В полученных математических моделях коэффициенты множественной корреляции статистически значимы, то есть $F_{\text{розн}} > F_{\text{табл}}$, при принятом уровне значимости, следовательно, модели информативны и несут полезную информацию о процессе, который моделируется.

Для определённых факторов проведено графическое исследование их влияния на критерии оптимизации, которые характеризуют статическую прочность и пластичность титанового сплава с ВПП. Оно выполнялось путём построения семейства графиков частных уравнений регрессии (пример – влияние толщины покрытия с учётом времени ионного травления, рис. 98-101). Визуальный анализ графиков позволяет провести детальный анализ влияния факто-

ров на значение функции отклика и определить то значение факторов, которое в течение всего времени влияния осуществляет наибольший или наименьший эффект.

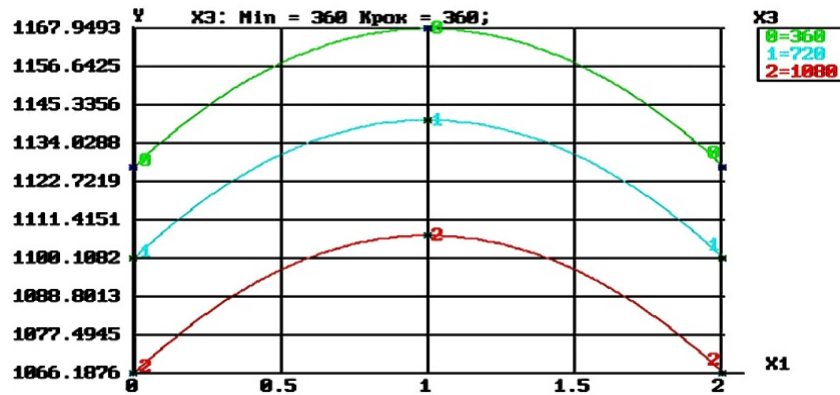


Рис. 98. График частных уравнений регрессии $Y_1 = f(X_1, X_3)$

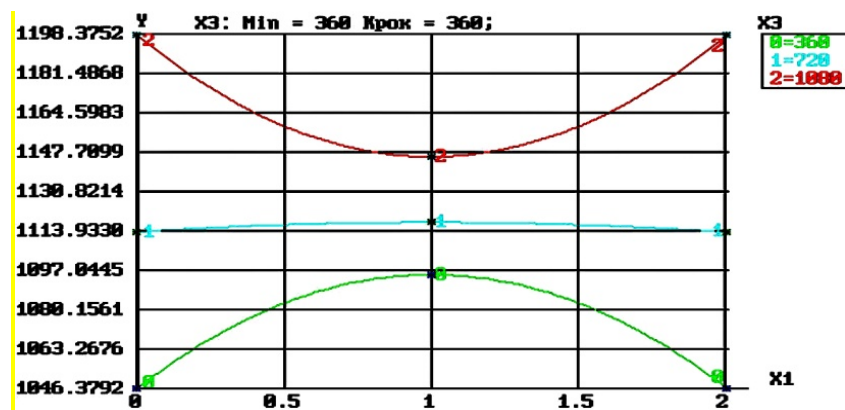


Рис. 99. График частных уравнений регрессии $Y_2 = f(X_1, X_3)$

На основе полученных результатов можно получить наглядное представление о геометрическом образе функции отклика построением соответствующей геометрической поверхности, которые представлены на рис. 102-105.

Результаты статистического анализа позволяют сделать вывод, что регрессионные зависимости адекватные и информативные, результаты воссозданные, коэффициенты b_0 и b_i статистически значимы. Таким образом, регрессионные зависимости адекватно описывают процесс и их можно использовать для анализа и оптимизации технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП.

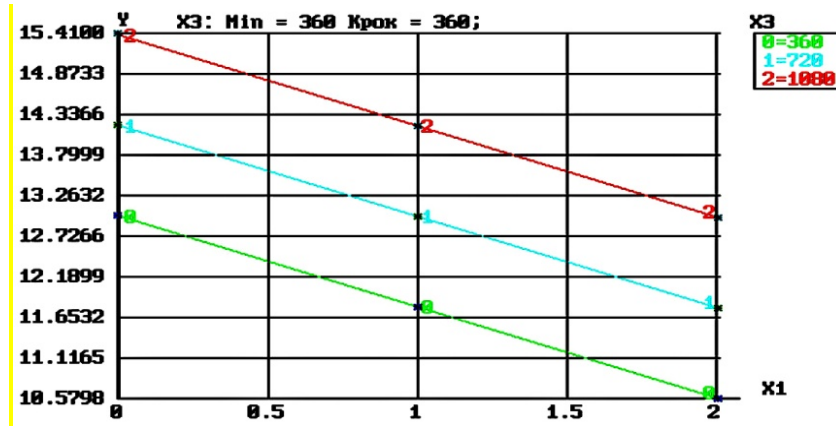


Рис. 100. График частных уравнений регрессии $Y_{\delta} = f(X_1, X_3)$

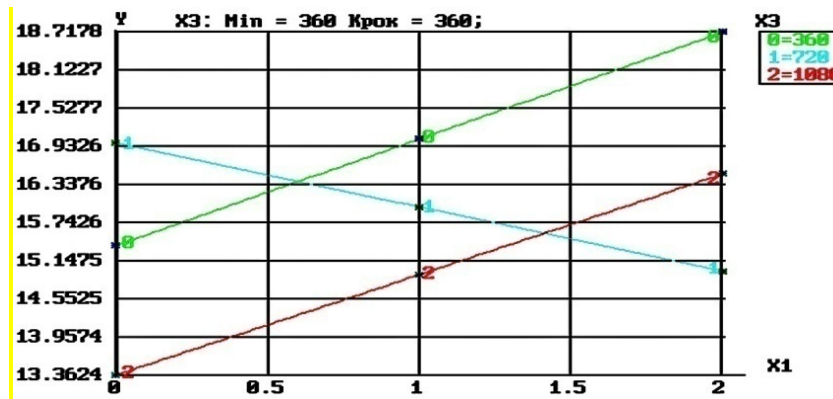


Рис. 101. График частных уравнений регрессии $Y_{\psi} = f(X_1, X_3)$

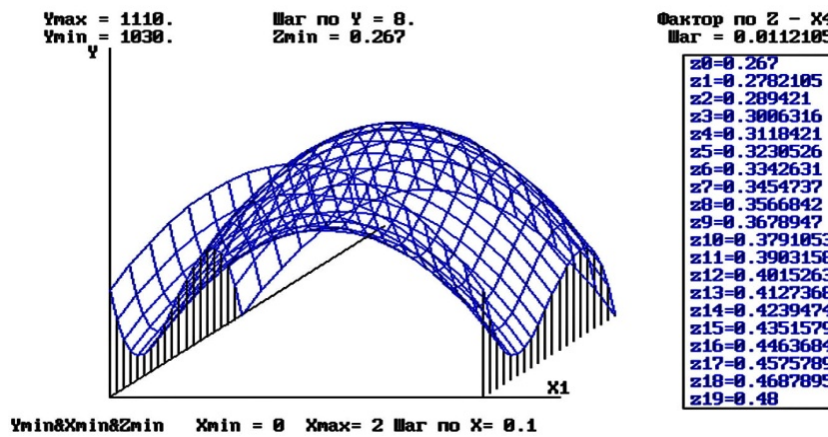


Рис. 102. График исследования поверхности отклика $Y_1 = f(X_1, X_4)$ в трехмерном пространстве

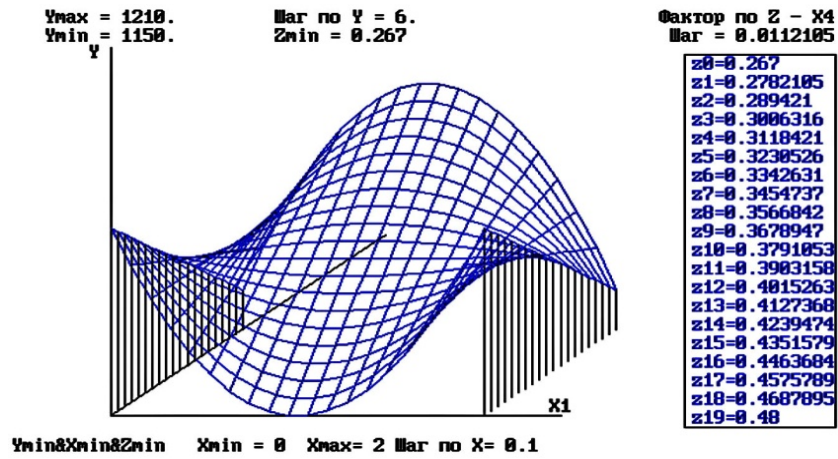


Рис. 103. График исследования поверхности отклика $Y_2 = f(X_1, X_4)$ в трехмерном пространстве

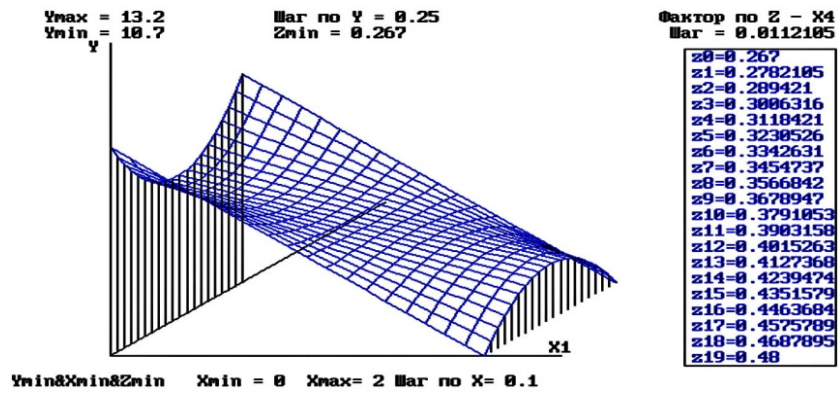


Рис. 104. График исследования поверхности отклика $Y_8 = f(X_1, X_4)$ в трехмерном пространстве

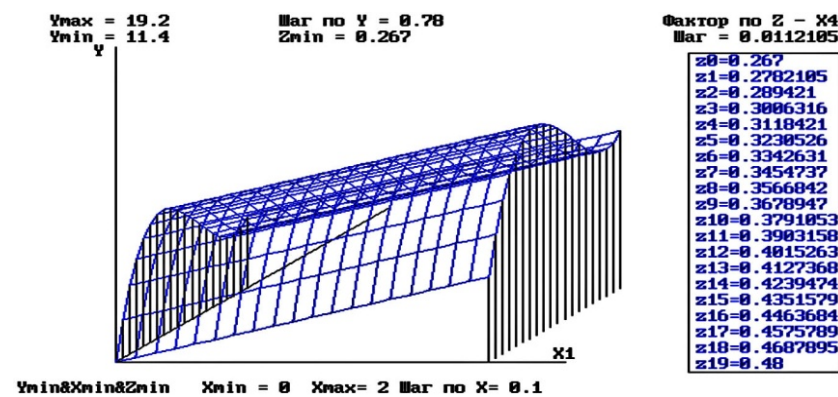


Рис. 105. График исследования поверхности отклика $Y_{\psi} = f(X_1, X_4)$ в трёхмерном пространстве

Фрактографический анализ ВПП и особенности их разрушения.

С целью выявления закономерностей разрушения был проведен фрактографический анализ поверхности раздела “металл-покрытие”. Фрактография – исследование поверхности разрушения, которая получила сейчас значительное распространение в экспериментальной практике.

Разрушенные поверхности образцов с покрытиями TiN, (TiC) N и (TiAl) N исследовались с помощью методов электронной микроскопии на электронном микроскопе – микроанализаторе "Camscan-4DV" на участке 800 x 600 мкм (рис. 106-109).

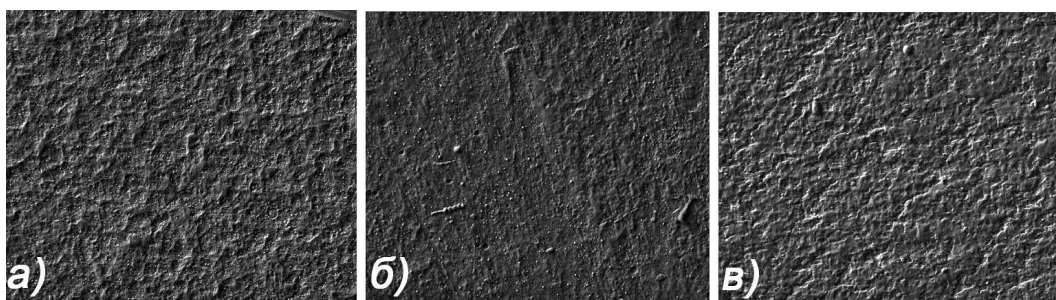


Рис. 106. Топограмма поверхности образцов с покрытиями к испытанию: а – покрытие TiN, x300; б – покрытие (TiC) N, x300; в – покрытие (TiAl) N, x300

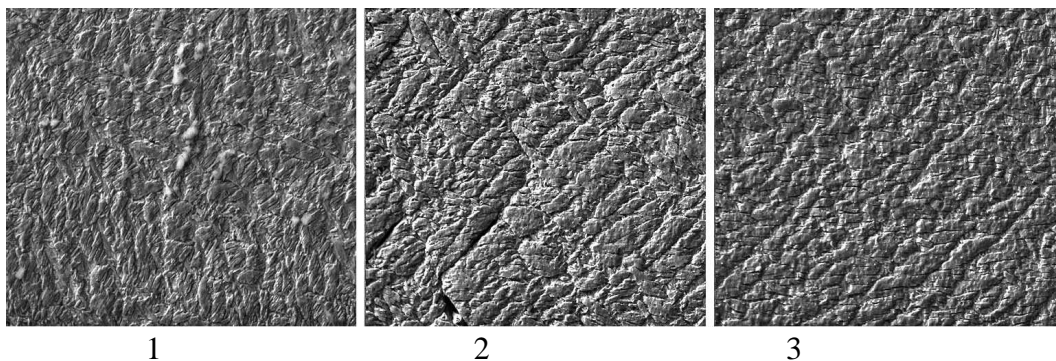


Рис. 107. Топограмма поверхности образцов с покрытиями после испытания: 1 – покрытие TiN, x300; 2 – покрытие (TiC) N, x300; 3 – покрытие (TiAl) N, x300

В результате фрактографического анализа установлено, что разрушение титанового сплава с покрытиями TiN, (TiC)N и (TiAl)N имеет, в основном, характер излома по наклоненной плоскости под углом 45° (рис. 110). При деформации отсутствует стадия лёгкого скольжения, деформация зёрен начинается сразу по нескольким системам скольжения и сопровождается изгибами и поворотами плоскостей скольжения.

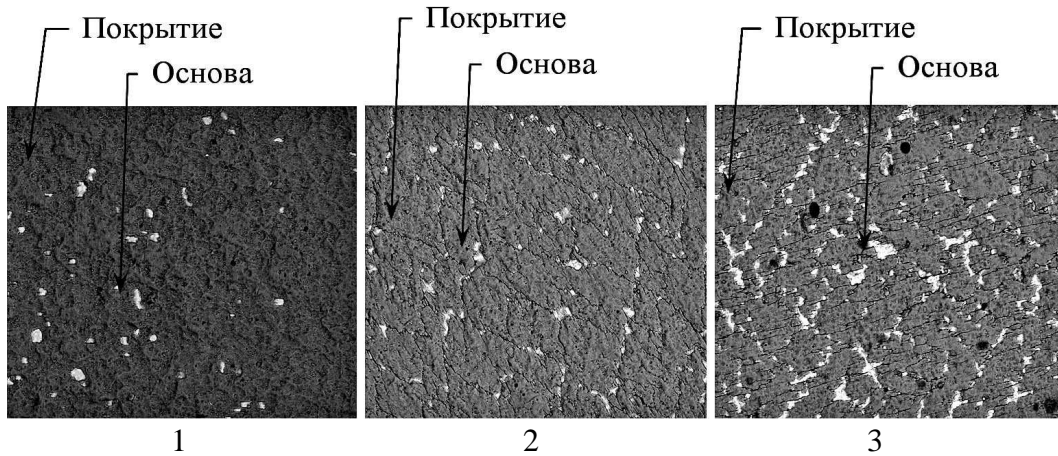


Рис. 108. Фазовый контраст начала разрушения образца с покрытиями: 1 – покрытие TiN, х300; 2 – покрытие (TiC) N, х300; 3 – покрытие (TiAl) N, х300

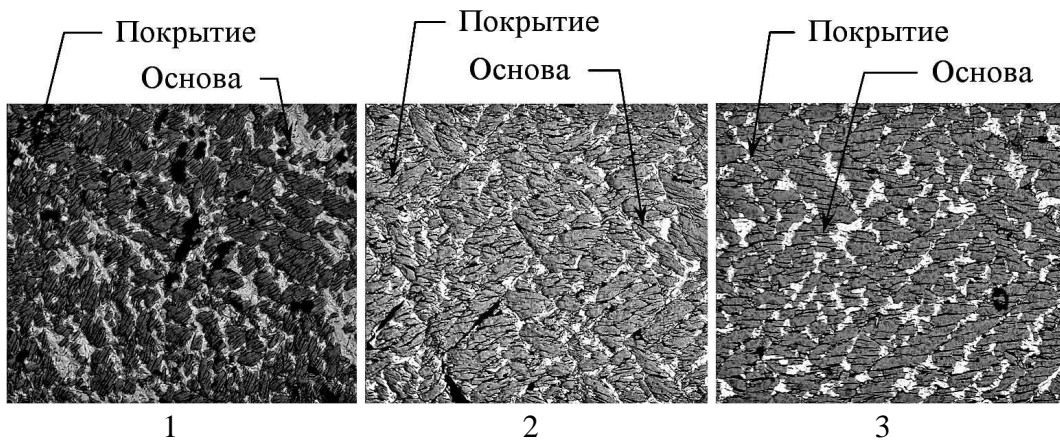


Рис. 109. Фазовый контраст поверхности образцов с покрытиями после испытания: 1 – покрытие TiN, х300; 2 – покрытие (TiC) N, х300; 3 – покрытие (TiAl) N, х300



Рис. 110. Характер разрушения образцов с покрытиями

Пока деформация имела $\sim 1\%$, зёрна деформировались неоднородно из-за их разной ориентации по отношению к нагрузке, которая возрастает. С ростом деформации отличие между зёрнами уменьшается и изменяется микроструктура: зёрна постепенного вытягиваются в направлении пластического движения. В середине зёрен повышается плотность дефектов.

При значительных деформациях образуется волокнистая структура. При значительной деформации наблюдаем кристаллографическую ориентацию зёрен, так называемую текстуру деформации. Действие касательного напряжения в пластической области наглядно проявляется в виде наклоненных к оси образца линий Чернова-Людерса, которые являются скоплением линий сдвига (рис. 111).

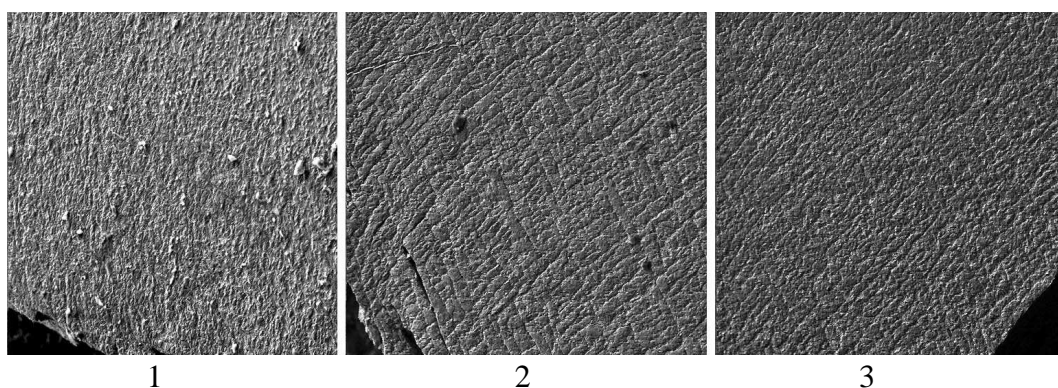


Рис. 111. Топограмма поверхности образцов с покрытиями после испытания: 1 – покрытие TiN, $\times 100$; 2 – покрытие (TiC) N, $\times 100$; 3 – покрытие (TiAl) N, $\times 100$

Известно [431], что образование трещин в покрытии (фрагментация) будет происходить до тех пор, пока расстояние между трещинами не достигнет критического значения. Фрактографические исследования показывают, что после фрагментации защитного слоя до размеров, близких к критическим, при дальнейшей деформации не наблюдается ни когезионное растрескивание покрытия, ни его адгезионное отслаивание.

Установлено [302], что в настоящее время отсутствуют стандартные методики определения адгезии тонких плёночных покрытий толщиной до 10 мкм. Наиболее напряжённым, критическим местом является переходная зона между покрытием и основой. Существующие качественные и количественные методы измерения прочности сцепления тонких покрытий слишком приближены. На практике чаще используют качественные методы испытания, которые допускают непосредственное определение сцепления по результатам фрактографических исследований. Методы количественного определения адгезии покрытия

базируются на определении силы, которая нужна для отрыва покрытия, и пригодна для определения адгезии покрытия толщиной больше 100 мкм.

В случае толщины ВПП до 10 мкм, определение прочности сцепления покрытия с основой проводится с помощью качественного метода. Установлено, что к условному пределу текучести, в покрытии не наблюдается наличие трещин. Разрушение проходит в подповерхностном слое и ниже в пластичной зоне (при появлении шейки), дефекты основы разрушают покрытие. Это подтверждается наличием в поверхностном слое линий Чернова-Людерса. Отслаивание покрытия не наблюдается, что говорит о высокой адгезионной прочности сцепления многофункциональных градиентных ВПП с основой. При этом адгезия тонких покрытий определяется не только механическими, но и в большей степени химическими и диффузионными силами, поэтому они выдерживают значительную деформацию без отслаивания.

Анализ напряженно-деформированного состояния покрытий.

Использовался метод конечных элементов, являющийся численным методом решения разнообразных инженерных задач, в т.ч. в прогнозировании работоспособности конструктивных элементов при действии эксплуатационных факторов [432]. Для конкретного расчёта использовался программный продукт NASTRAN, который имеет общую расчётную базу на основе метода конечных элементов и является одной из программ конечно-элементного анализа. Эти программы обусловлены использованием их для расчёта сложных задач механики деформированного твёрдого тела, теплопроводности, теории колебаний и других специфических расчётов, таких как расчёт элементов конструкции на прочность, оптимизация конструкции за предельным напряжением. При этом есть возможность моделировать практически все типы материалов, включая композитные.

Поскольку лопатки компрессора силовых установок летательных аппаратов работают в тяжёлых температурных режимах, сложных статических и динамических условиях нагрузки и имеют сложные геометрические формы, то для расчёта напряжённо-деформированного состояния использовался программный комплекс “MSC NASTRAN for WINDOWS” [433, 434]. Для расчёта напряжённо-деформированного состояния необходимо учесть особенности геометрии лопатки, свойства конструктивного материала, вид расчёта (статический, тепловой, и др.) и условия силового и температурного нагрузки, действующие на неё. Расчёт в работе проводили с использованием реальных экспериментальных образцов.

Важным этапом в конечно-элементном анализе является построение расчётной модели и её конечно-элементной сетки. Дискретизация исследуемой области на конечные элементы является сложной и ответственной процедурой, от

которой существенно зависит качество полученного решения. Программный комплекс NASTRAN позволяет без использования вспомогательных CAD-программ строить геометрию и конечно-элементную сетку в своей среде, или импортировать из других программ, таких как AutoCAD, ACIS, Parasolid, др. Генерация конечно-элементной сетки по твёрдотельной модели проводится автоматически.

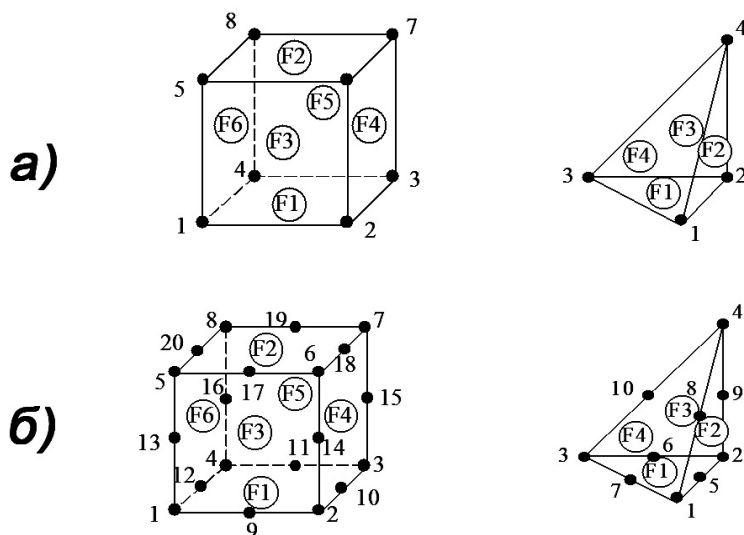


Рис. 112. Трёхмерные конечные элементы и шаблоны нумерации узлов и поверхностей: а – I-го (линейные) порядка аппроксимации; б – II-го порядка

Построена объёмная геометрическая модель образца превращается в конечно-элементную сетку в виде пространственных конечных элементов, которые соединены между собой в узлах. Конечные элементы в NASTRAN могут иметь первый или второй порядок аппроксимации. Для решения задания использовали гексагональные и тетраэдральные типы конечных элементов первого порядка аппроксимации без промежуточных узлов (рис. 112, а) и конечные элементы второго порядка с промежуточными узлами (рис. 112, б).

При создании конечно-элементной сетки образцов учитывалось, что наиболее густая сетка нужна там, где градиент температур, деформаций или напряжения является вероятно больше. Менее густая сетка используется в зонах с более или менее постоянными деформациями или напряжением, а также в областях, которые не нуждаются в детальном анализе. Линейные элементы 1-го порядка приближения требуют более густой сетки, чем квадратичные с его аппроксимацией.

На рис. 113 представлена схема исследования напряжённо- деформированного состояния с помощью метода конечно- элементного анализа с использованием программного пакета NASTRAN.



Рис. 113. Схема проведения исследования напряжённо-деформированного состояния с помощью метода конечно-элементного анализа

Обработку результатов производили в следующей последовательности:

- идентифицировали нагрузку путём визуализации перемещений;
- определяли величину эквивалентных напряжений в любой точке образца и получали картину распределения напряжений по его поверхности.

$$\sigma_{экв} = \left\{ \frac{1}{2} \left[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6 \cdot (\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{xz}^2) \right] \right\}^{\frac{1}{2}},$$

где $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \sigma_{xy}, \sigma_{yz}, \sigma_{xz}$ – эквивалентное напряжение, Па.

Расчёт напряжённо-деформированного состояния рассмотрен на примере образцов как без покрытия, так с покрытием TiN (п. 8, табл. 20). В качестве начальных данных использовали физико-механические свойства титанового сплава VT20 и покрытия TiN [435, 436]:

- плотность материала, $\rho = 5430 \text{ кг/м}^3$;
- коэффициент линейного удлинения, $\alpha_l = 9,8 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$;
- коэффициент теплопроводности, $\lambda = 29 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$;
- удельная теплоёмкость, $c = 599 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{К)}$;

- модуль Юнга, $E = 4 \cdot 10^{11}$ Па;
- модуль сдвига, $G = 1,5 \cdot 10^{11}$ Па;
- коэффициент Пуассона, $\mu = 0,25$.

Условия нагрузки и закрепления образца с покрытием TiN отвечали экспериментальным условиям (п. 1.9.1).

Модель деформированного состояния $\frac{1}{4}$ образца без покрытия разбита на конечные элементы с полями перемещений в направлении действия силы, которая приложена к верхней части образца. Модель состоит из 1254 элементов и имеет 1374 узла. На рис. 114 изображены поля эквивалентного напряжения в этой модели в условиях статической нагрузки.

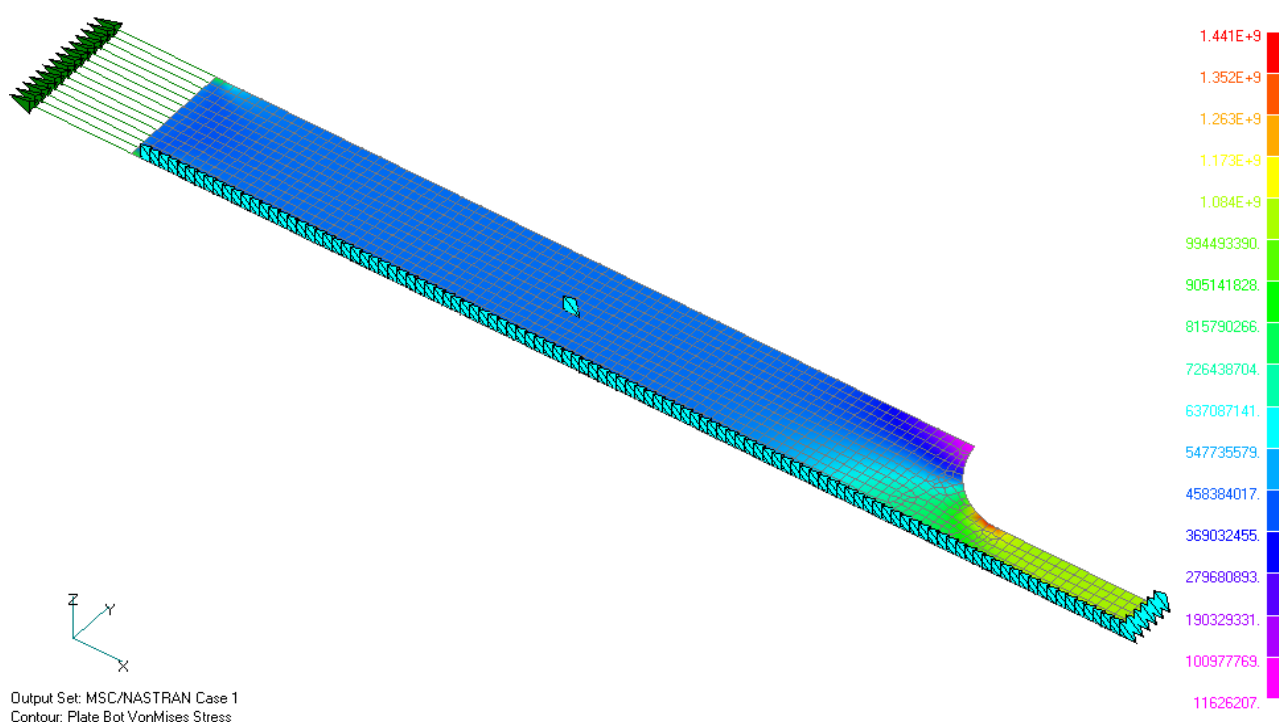


Рис.114. Поля эквивалентного напряжения в модели $\frac{1}{4}$ образца без покрытия при статической нагрузке, Па

В результате анализа полученной модели и значений напряжения по длине образца (рис. 115) наблюдаем, что максимальное эквивалентное напряжение действует в середине рабочего участка образца, где, вероятно, пройдет его разрушение и имеют значение $1,085 \cdot 10^9$ Па. Повышение напряжения в верхней части образца объясняется влиянием действия силы растяжения в местах его крепления.

Установлено, что напряженно-деформированное состояние образца без покрытия характеризуется восприятием основой (титановый сплав VT20) зна-

чительных нагрузок и создания растущего напряжения, которое повышается к середине рабочего участка образца.

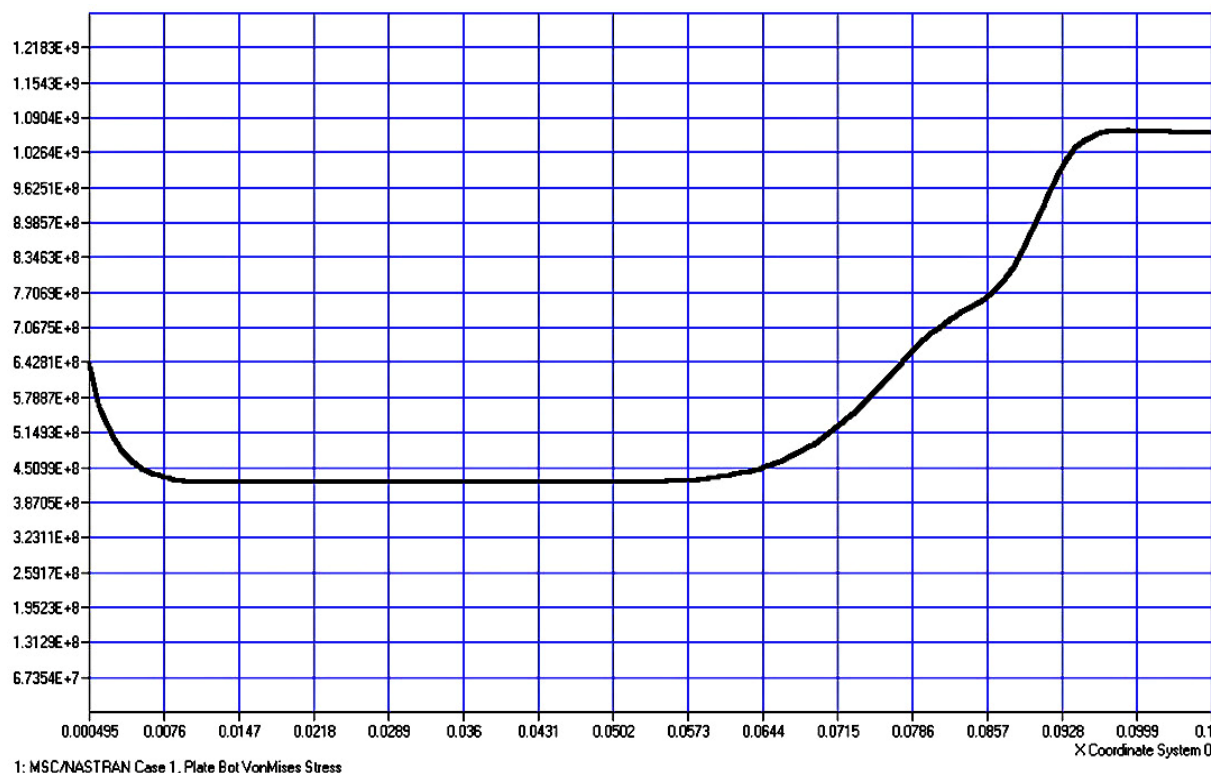


Рис. 115. Зависимость изменения напряжения по длине $\frac{1}{4}$ образца без покрытия при статической нагрузке

Для сравнения напряженно-деформированного состояния образцов с покрытиями и без, как пример, на рис. 116–118 изображены поля эквивалентного напряжения в модели рабочей части образца с ВПП TiN в направлении действия силы, которая прикладывается к верхней части образца.

Модель рабочего участка образца с покрытием состоит из 4-х узловых объёмных элементов и имеет такие же, как у рассмотренной выше модели, геометрические параметры, условия закрепления и нагрузки.

В результате анализа полученных изображений наблюдаем, что в середине рабочей части образца находится максимальное эквивалентное напряжение, которое воспринимается покрытием TiN толщиной 8 мкм. При этом основа разгружена и значительных нагрузок не воспринимает по всей длине.

На рис. 119 и 120 представлен характер изменения эквивалентного напряжения в покрытии TiN и основе по всей длине рабочей части образца.

Наблюдается рост эквивалентного напряжения в покрытии до $1,076 \cdot 10^9$ Па. При кратковременной статической нагрузке основа значительного напряжения не воспринимает, а величина их максимальных значений почти в три

раза меньшая, в сравнении с образцом без покрытия, и представляет $3,0041 \cdot 10^8$ Па.

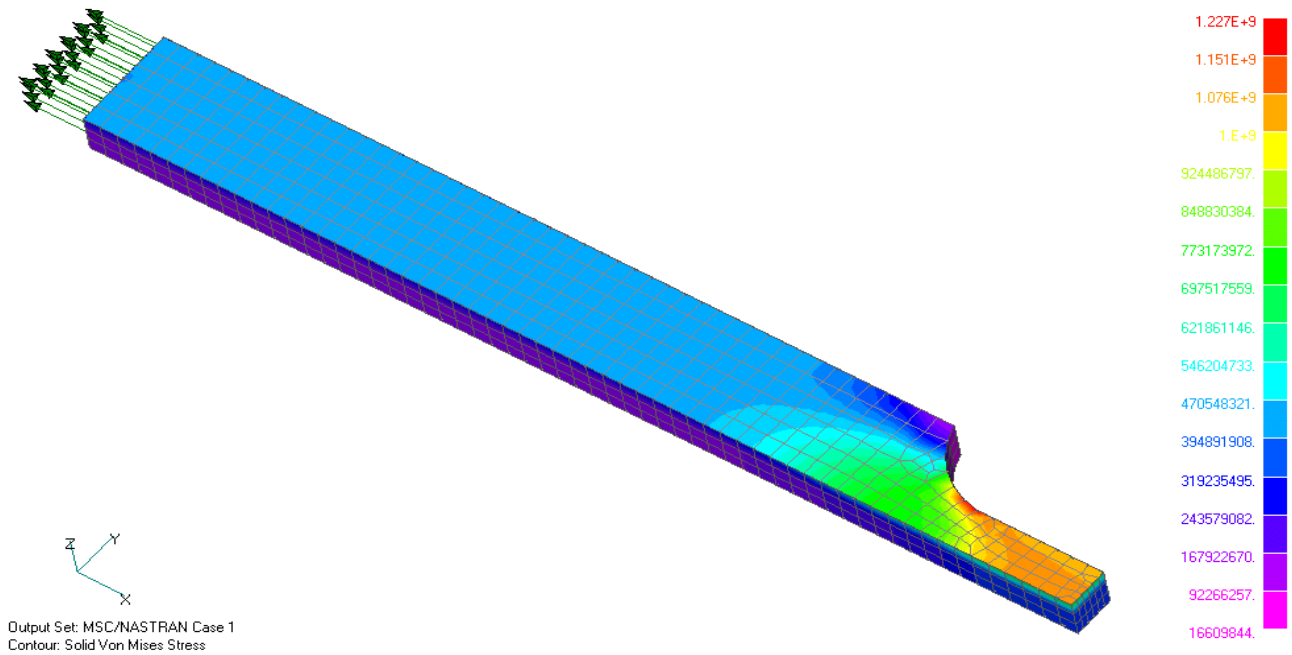


Рис. 116. Поля эквивалентного напряжения в модели $\frac{1}{4}$ образца с покрытием TiN при статической нагрузке, Па

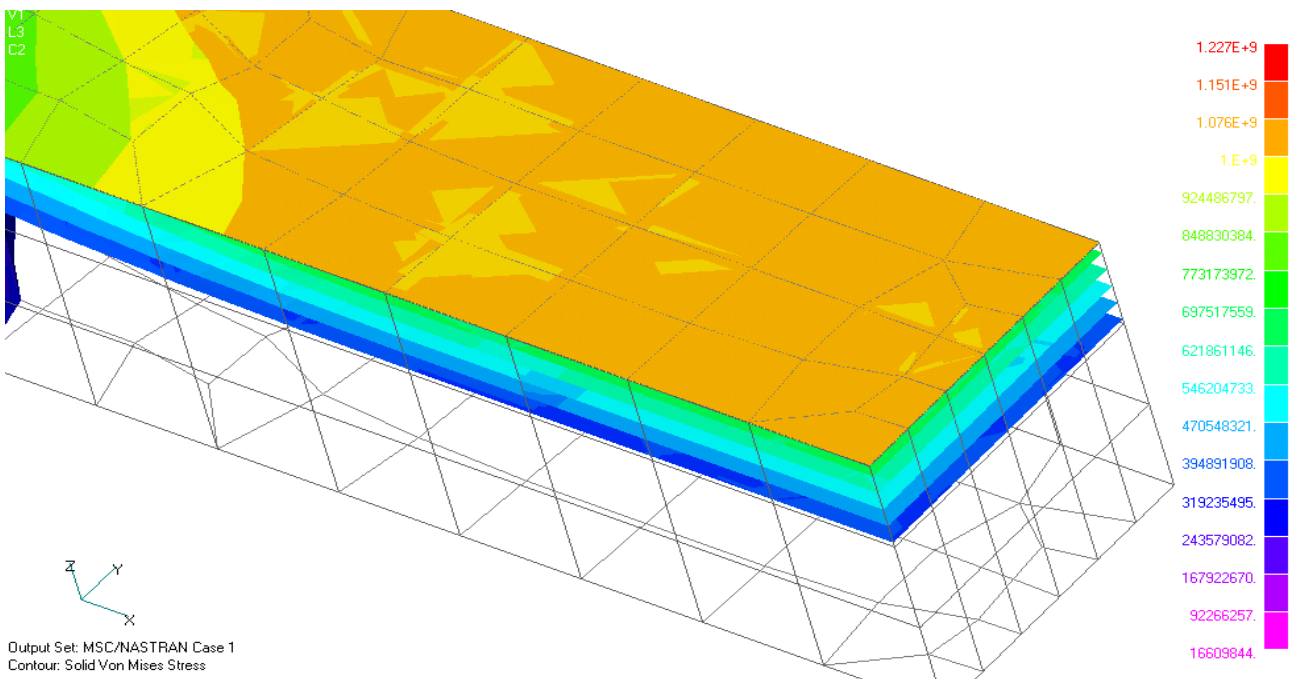


Рис. 117. Изоповерхность модели рабочей части образца с покрытием TiN при статической нагрузке, Па

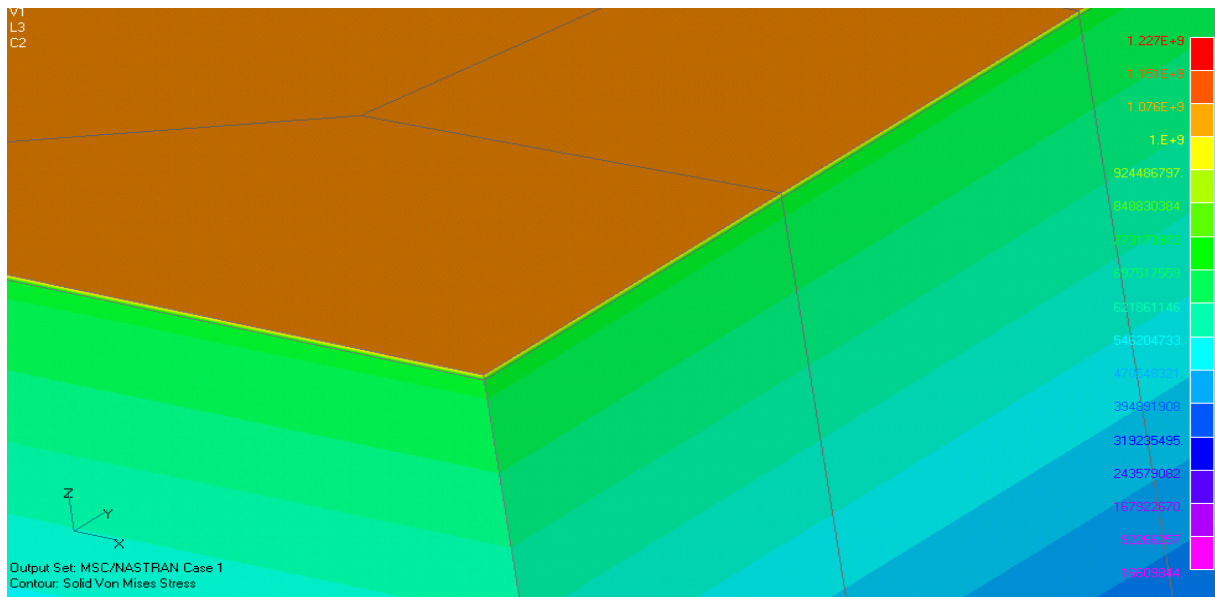


Рис. 118. Поля эквивалентного напряжения в модели рабочей части образца с покрытием TiN при статической нагрузке, Па

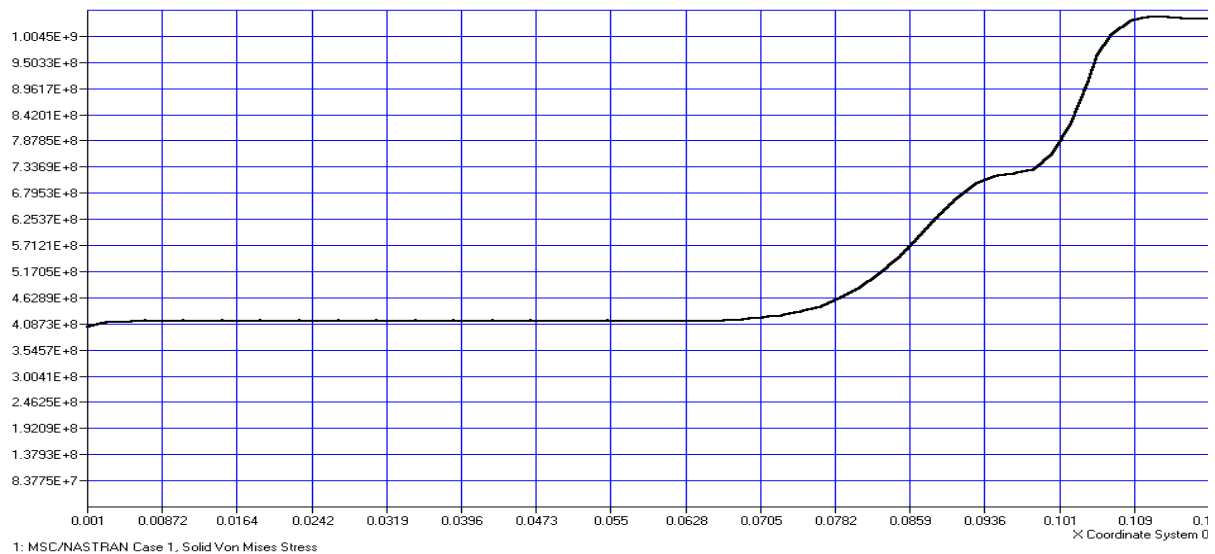


Рис. 119. Зависимость изменения напряжения в покрытии TiN по длине $\frac{1}{4}$ образца при статической нагрузке

Таким образом, на основе проведённой сравнительной оценки напряжённо-деформированного состояния титановых образцов без ВПП и с покрытиями методом конечно-элементного анализа установлено, что значительную часть напряжения воспринимает покрытие при сохранении несущей способности основы. Этим подтверждается повышение характеристик статической прочности и пластичности титанового сплава с многофункциональными градиентными ВПП. Совпадение экспериментальных и расчётных данных позволит прогнози-

ровать напряжённно-деформированное состояние конструктивных элементов с ВПП в условиях статической нагрузки.

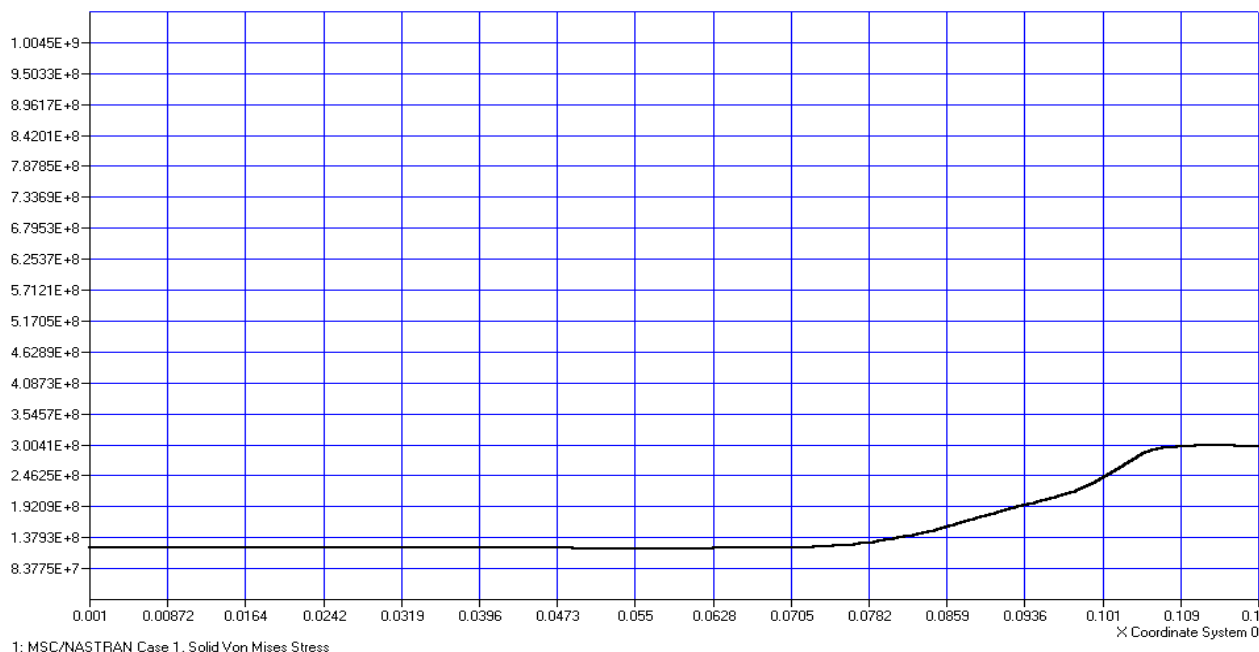


Рис. 120. Зависимость изменения напряжения в основе ВТ20 по длине $\frac{1}{4}$ образца с покрытием при статической нагрузке

2.1.8. Влияние ВПП на малоцикловую усталость Ti-сплавов

Процесс разрушения деталей, как известно, начинается с локальных разрушений ПС материала. Специфическое влияние поверхности тела заключается не только в наличии шероховатости и концентрации напряжений, но и в пластическом деформировании поверхности детали, которое в условиях однородного напряжённого состояния начинается раньше, чем в его сердцевине, вследствие особенностей механических и физических свойств ПС. Проведённые экспериментальные исследования [437] показали, что, например, в условиях однородного напряжённого состояния ПС в низкоуглеродистой стали имеет предел текучести на 25 % ниже, чем основной металл, а по некоторым другим данным условный предел текучести самых тонких образцов составляет всего 20 % величины для толстых образцов. При этом на поверхности проходит пластическое течение в то время, когда сердцевина находится в упругом состоянии.

В связи с этим для повышения прочностных свойств поверхности изделий на практике широко используется закалка токами высокой частоты, поверхностное пластическое деформирование, азотирование, цементация, различные покрытия металлическими и неметаллическими материалами, с помощью кото-

рых в поверхностном слое создают остаточные напряжения сжатия глубиной 30...200 мкм [438].

Известно [411], что различные покрытия на кристаллических поверхностях, например, оксидные или металлические плёнки, легированные слои или слои, полученные в результате химической реакции, повышают прочность многих кристаллов (эффект Роско). Плёнки из металлических и неметаллических материалов помимо создания остаточных напряжений сжатия снижают также концентрацию напряжений от поверхностных дефектов (залечивают дефекты) и блокируют выход дислокаций на поверхность. В данном подразделе рассмотрено влияние плёночных ВПП TiN, толщиной 5...8 мкм, на сопротивление кратковременному статическому и циклическому нагружению титанового сплава BT20. Ранее проведённые исследования [402] показали, например, что вакуум-плазменная обработка образцов из стали X18H10T с нанесённым покрытием TiN толщиной 10,5 мкм приводит к повышению условного предела текучести на 31 %.

Испытанию подвергали образцы с размерами рабочей части 30x15x1 мм, вырезанных поперёк проката из листа титанового сплава BT20, в исходном состоянии и нанесённым способом ВПП TiN [439]. Кратковременные статические и циклические испытания проводили на стандартной электрогидравлической машине 3201УЭ-20.

Циклические испытания проводили при осевом растяжении с контролем уровня максимальных и минимальных напряжений (“мягкий” режим нагружения) при коэффициенте асимметрии цикла $R=0$. При “мягком” режиме циклического нагружения в условиях циклического упругопластического деформирования в материале накапливаются, в основном, два вида повреждения: квазистатическое, связанное с процессами ползучести, и разрушение происходит в результате исчерпания исходной пластичности материала (квазистатическое разрушение) и усталостное, связанное с пластическим деформированием в локальных зонах и разрушение происходит в результате зарождения и развития до критического размера трещины усталости (усталостное разрушение).

Перед испытаниями на рабочую часть образца устанавливали тензомер для измерения продольной деформации. В процессе циклического нагружения на двухкоординатном графопостроителе записывали диаграммы циклического деформирования рабочей части образца. Испытания проводили при комнатной температуре с частотой циклического нагружения $f \approx 0,3$ Гц до полного разрушения образца (разделения на две части). По результатам испытаний строили кривые усталости.

Результаты кратковременных статических испытаний лабораторных образцов в исходном состоянии и с покрытием TiN представлены в табл. 30. В

скобках показано процентное влияние покрытия TiN на соответствующие характеристики.

В целом можно отметить, что наличие покрытия TiN повышает характеристики кратковременной статической прочности при одновременном снижении характеристик пластичности, т.е. покрытие как бы “охрупчивает” материал. Диапазон напряжений участка деформационного упрочнения для образцов с покрытием составляет всего 8,9 МПа в то время как для исходного материала этот диапазон составляет 134,7 МПа.

Таблица 30

Результаты кратковременных статических испытаний
лабораторных образцов в исходном состоянии и с покрытием TiN

Материал	σ_y , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	Δ , %	ψ , %
BT20 (исх.)	1096,3	961,6	11,49	18,63
BT20 (TiN)	1172,6 (+6,5%)	1163,7 (+17,37%)	9,33 (-18,8%)	13,9 (-25,39%)

Результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов из титанового сплава в исходном состоянии и с покрытием TiN представлены на рис. 121 и показывают, что кривые усталости в области долговечностей приблизительно до $5-7 \cdot 10^3$ циклов имеет характерный перелом, который обусловлен переходом от квазистатического разрушения к усталостному. В силу упрочнения материала и снижения исходной пластичности материала (охрупчивания) в результате нанесения покрытия TiN, точка перелома кривых усталости смещается в область меньших долговечностей. В исследованном диапазоне долговечностей значения циклических напряжений для кривой малоциклового усталости титанового сплава в исходном состоянии без покрытия поверхности находятся в пределах участка деформационного упрочнения (рис. 122) в отличие от аналогичной кривой для этого же материала, но с покрытием, материал которого находится при напряжениях ниже условного предела текучести.

Характер кривой предельных значений остаточной деформации сплава BT20, как в исходном состоянии, так и при наличии покрытия TiN, при усталостном разрушении, свидетельствует о том, что по мере снижения максимальных напряжений цикла величина остаточной деформации асимптотически приближается к нулю. По мере повышения уровня максимальных напряжений величина остаточной деформации также повышается, и стремится к предельным значениям исходной пластичности δ , определённой при кратковременных статических испытаниях для соответствующих типов образцов (без покрытия поверхности и с покрытием). При этом как по уровню приведённых напряжений, так и по величине реализованной исходной пластичности для исходного мате-

риала без покрытия и с покрытием можно достаточно чётко выделить зоны квазистатического и усталостного разрушения (рис. 123-124).

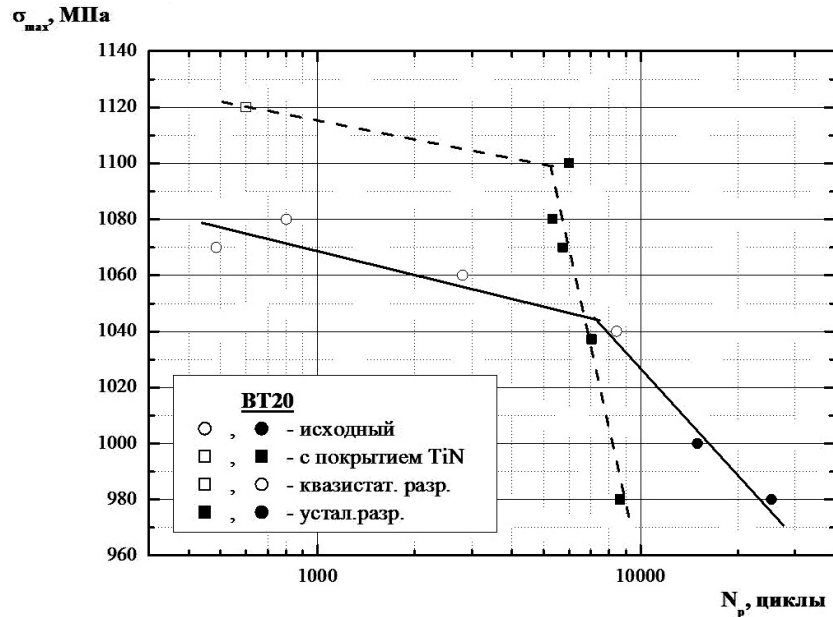


Рис. 121. Кривые малоциклового усталости сплава VT20 в исходном состоянии и с покрытием TiN в координатах “величина максимальных напряжений в цикле – число циклов до разрушения”

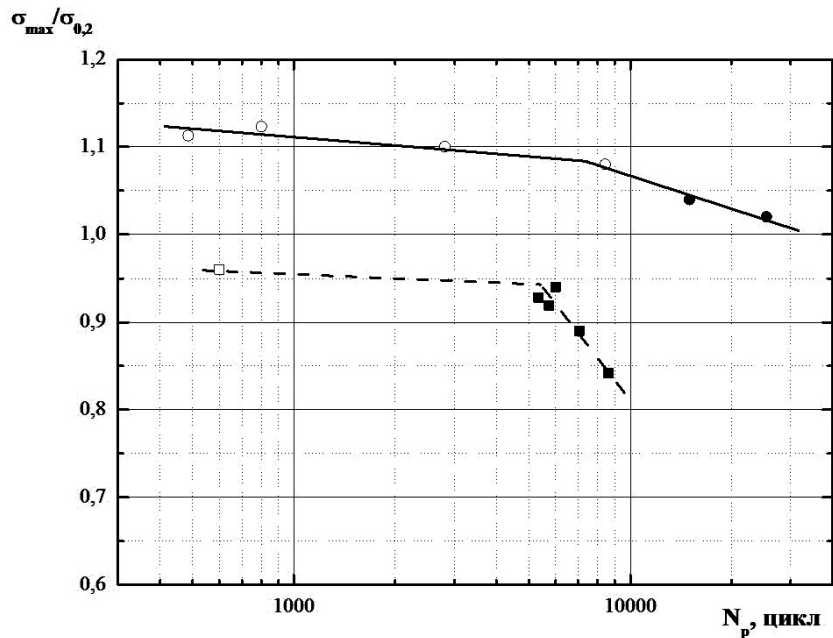


Рис. 122. Кривые малоциклового усталости в приведённых координатах (отношение максимальных напряжений в цикле к условному пределу текучести – число циклов до разрушения) сплава VT20 в исходном состоянии и с покрытием TiN (обозначения см. на рис. 121)

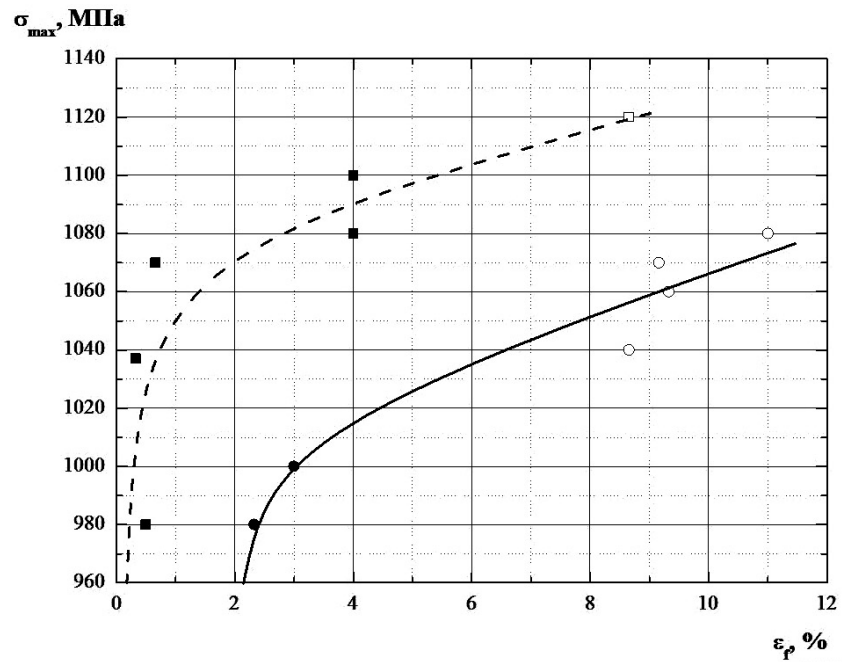


Рис. 123. Зависимость остаточной деформации от уровня максимальных напряжений (обозначения см. на рис. 121)

Квазистатическому разрушению соответствуют значения реализованной пластичности, близкие к единице при значениях приведённых напряжений, соответствующих, или больше, условному пределу текучести материала.

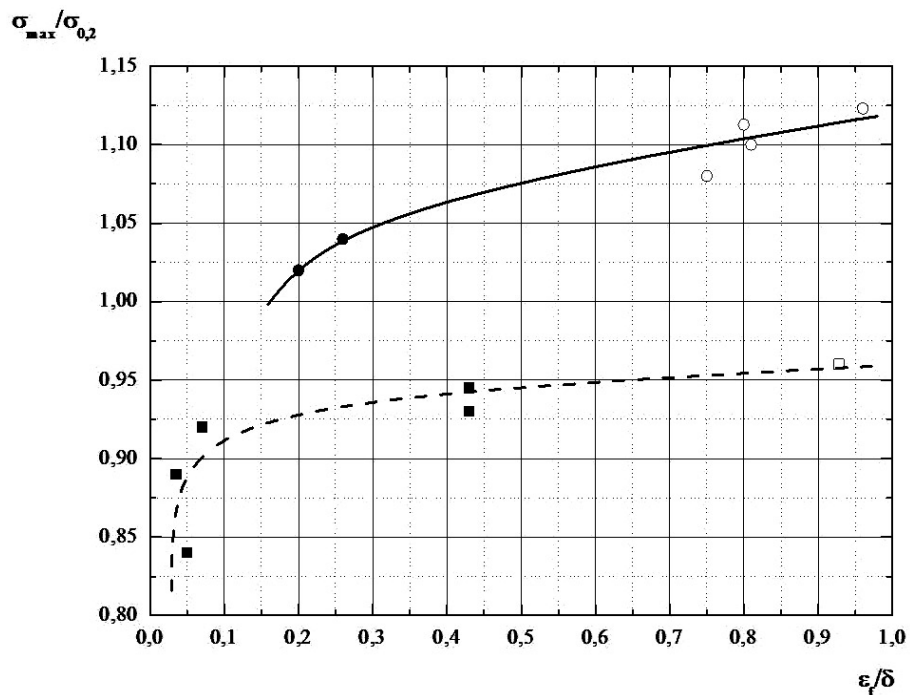


Рис. 124. Зависимость приведенной остаточной деформации от величины приведенных напряжений (обозначения см. на рис. 121)

Результаты испытаний, представленные на рис. 125 свидетельствуют о том, что в условиях малоциклового нагружения по “мягкому” режиму в материале одновременно протекают процессы накопления как статических, так и усталостных повреждений.

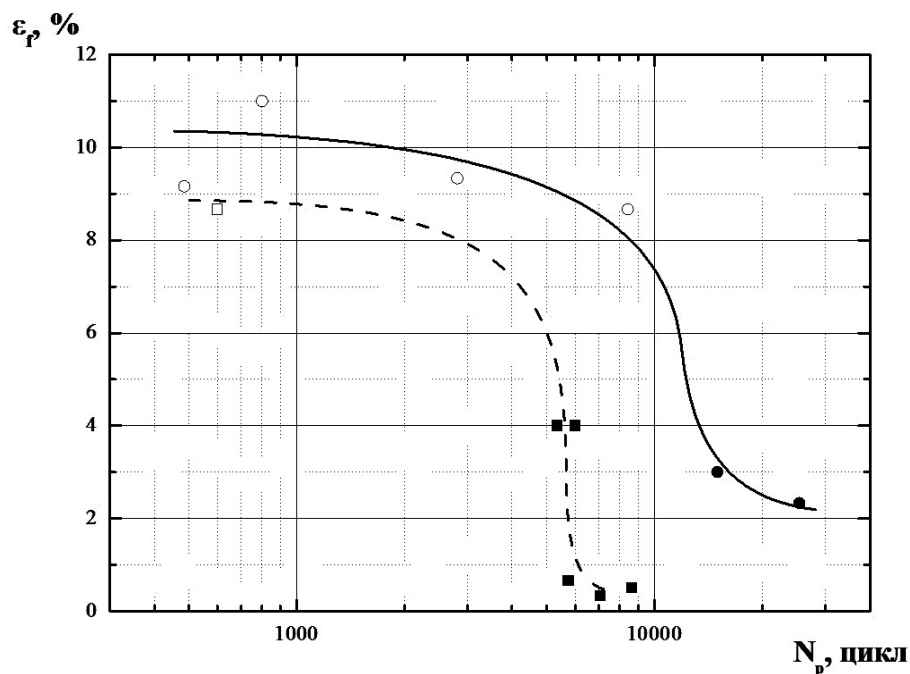


Рис. 125. Зависимость остаточной деформации от числа циклов до разрушения (обозначения см. на рис. 121)

Накопление статических повреждений связано с процессами ползучести материала, и окончательное разрушение происходит при реализации пластичности материала близкой к исходной δ . Накопление усталостного повреждения происходит в локальных зонах на фоне пластического деформирования всего объема материала и разрушение происходит при достижении усталостной трещины критического размера, но при этом накопленная пластическая деформация не достигает своего критического значения δ (рис. 126) [440].

Т. о., нанесение на поверхность титановых сплавов методом ВПП TiN повышает характеристики статической прочности (предел прочности и условный предел текучести) исходного материала на 6,5 % и 17,37 %, соответственно, снижая тем самым относительное удлинение на 18,8 % и относительное сужение на 25,39 %. Указанное обстоятельство указывает на то, что технология нанесения вакуум-плазменного покрытия “охрупчивает” исследованный материал, уменьшая тем самым протяжённость поверхности участка деформационного упрочнения. В условиях малоциклового “мягкого” нагружения покрытие поверхности материалом TiN в области квазистатического разрушения повышает

ограниченный предел выносливости на 4,7 %. При этом чувствительность к изменению циклической долговечности к изменению напряжений в указанном диапазоне не изменяется.

В области усталостного разрушения вследствие “охрупчивания” материала зона перехода от квазистатического к усталостному разрушению смещается в область меньших долговечностей. При этом, резко повышается чувствительность циклической долговечности к изменению напряжений (повышается склонность к хрупкому разрушению).

Нанесение ВПП TiN на поверхность исследованного титанового сплава VT20, работающего в условиях малоциклового нагружения с высоким уровнем упруго-пластического деформирования до $5 \cdot 10^3$ циклов, позволяет существенно повысить его циклическую долговечность.

Это обстоятельство делает оптимистическим прогноз о возможности разработки методов ремонта повреждённых поверхностей деталей из титановых сплавов путём нанесения покрытий с целью повышения их ресурса и возможно “залечивания” дефектов. Однако, для исследованного материала в области усталостного разрушения (в области долговечности свыше $5 \cdot 10^3$ циклов) нанесение ВПП оказывает вредное влияние “охрупчивая” материал, снижая число циклов до разрушения и повышая чувствительность циклической долговечности к изменению напряжений.

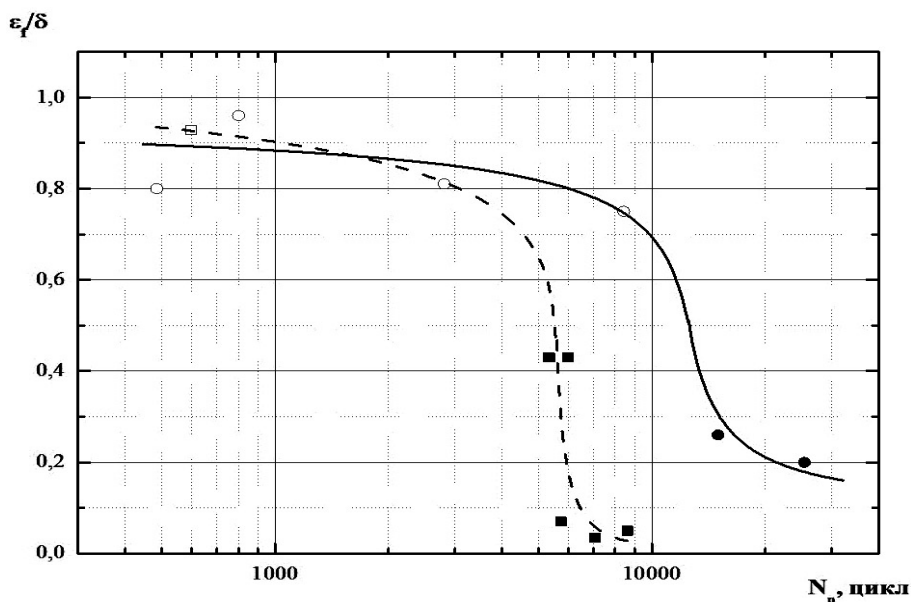


Рис. 126. Кривые малоциклового усталости в приведённых координатах (отношение остаточной деформации к исходной пластичности материала – число циклов до разрушения) сплава VT20 в исходном состоянии и с покрытием TiN (обозначения, см. рис. 121)

2.1.9. Испытания изотермической и термоциклической ползучести

В результате проведённых сравнительных экспериментальных исследований поверхностей образцов из титанового сплава VT20 как без покрытия, так и с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N получены кривые ползучести и установлено влияние конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов на изотермическую и термоциклическую ползучесть. Испытания проводились согласно матрице планирования эксперимента табл. 20 [441] и представлены на рис. 127-130 (кривые изотермической ползучести) и рис. 131-134 (термоциклической).

В результате экспериментальных исследований было установлено, что величина деформации при разрушении не имеет ярко выраженного изменения при температуре исследования до 500 °С. Очевидно, этот факт можно объяснить тем, что эта температура близка к температуре нанесения покрытия.

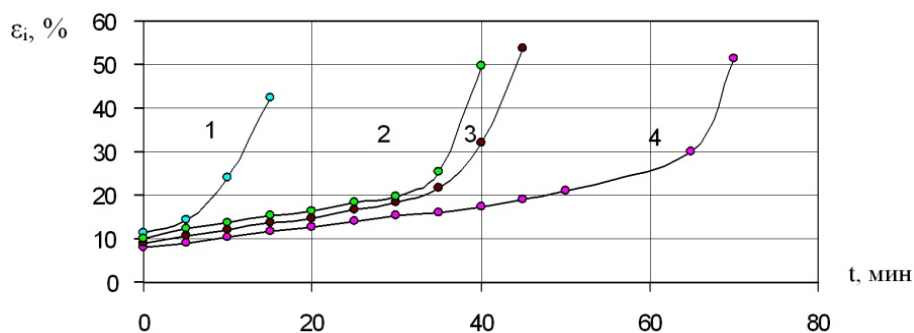


Рис. 127. Кривые изотермической ползучести титанового сплава VT20: 1 – без покрытия ($T = 590$ °С); 2 – покрытие (TiC)N ($T = 624,3$ °С); 3 – покрытие (TiAl)N ($T = 608,8$ °С); 4 – покрытие (TiAl)N ($T = 593$ °С)

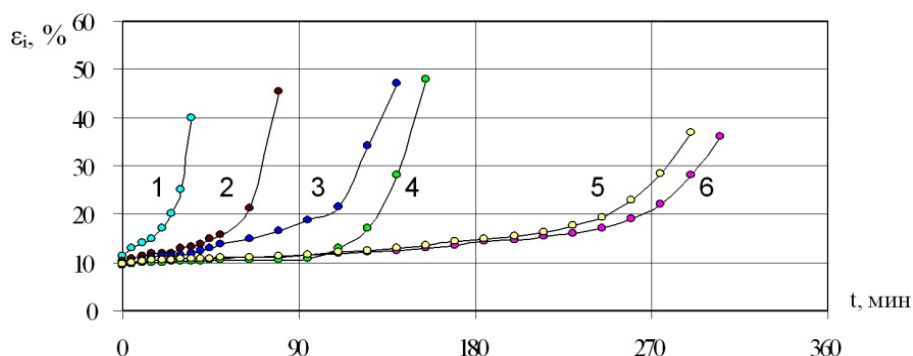


Рис. 128. Кривые изотермической ползучести титанового сплава VT20: 1 – без покрытия ($T = 560$ °С); 2 – покрытие (TiC)N ($T = 577,5$ °С); 3, 4 – покрытие (TiAl)N ($T = 562$ °С; $T = 515$ °С); 5, 6 – покрытие TiN ($T = 546,2$ °С; $T = 530,6$ °С)

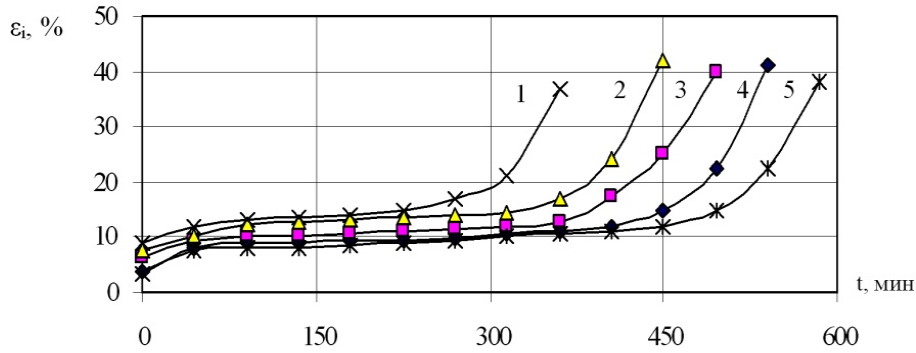


Рис. 129. Кривые изотермической ползучести сплава VT20: 1 – без покрытия ($T = 490 \text{ }^\circ\text{C}$); 2, 3 – покрытие (TiC)N ($T = 483,8 \text{ }^\circ\text{C}$; $T = 468 \text{ }^\circ\text{C}$); 4, 5 – покрытие TiN ($T = 499,3 \text{ }^\circ\text{C}$; $T = 507 \text{ }^\circ\text{C}$)

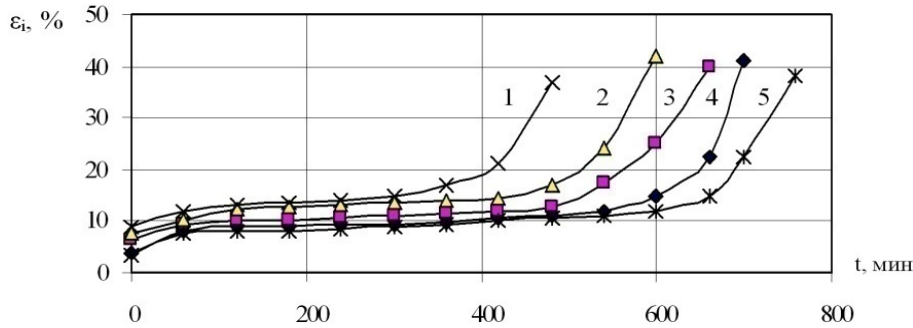


Рис. 130. Кривые изотермической ползучести титанового сплава VT20: 1 – без покрытия ($T = 430 \text{ }^\circ\text{C}$); 2 – покрытие (TiAl)N ($T = 421,5 \text{ }^\circ\text{C}$); 3, 4 – покрытие TiN ($T = 452,5 \text{ }^\circ\text{C}$; $T = 436,9 \text{ }^\circ\text{C}$); 5 – покрытие (TiC)N ($T = 405,6 \text{ }^\circ\text{C}$)

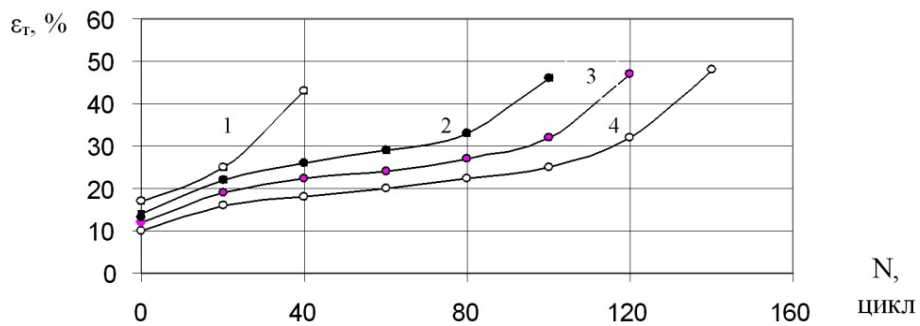


Рис. 131. Кривые термоциклической ползучести титанового сплава VT20: 1 – без покрытия при $T=610 \leftrightarrow 390 \text{ }^\circ\text{C}$; 2 – покрытие (TiC)N при $T=624,3 \leftrightarrow 420 \text{ }^\circ\text{C}$; 3 – покрытие (TiAl)N при $T=608 \leftrightarrow 400 \text{ }^\circ\text{C}$; 4 – покрытие (TiAl)N при $T=593 \leftrightarrow 390 \text{ }^\circ\text{C}$

Главное отличие результатов термоциклических испытаний от изотермических связано с двумя причинами: 1) изменение во времени полей температур и напряжений приводит к резкой интенсификации диффузионных процессов между отдельными слоями покрытий и между покрытием и основой; 2) изменение напряжений в слоях покрытия по абсолютной величине и по знаку является основной причиной возникновения трещин.

При всех режимах испытания кривые изотермической ползучести образцов аналогичны кривым ползучести при термоциклических условиях и имеют три стадии. Изменение температуры в цикле приводит к изменению кривых ползучести. Если при исследовании образцов при высших температурах кривые ползучести имеют длительный по времени третий участок, то на кривых ползучести образцов, испытанных при меньших температурах, преобладает участок постоянной ползучести. Это можно объяснить тем, что циклы изменения деформаций в течение большего времени исследования носят, практически, стабильный характер. При этом участок неустановившейся ползучести с мгновенными скоростями повторяется циклически. Накопленная за цикл деформация ползучести имеет постоянное для любого цикла значение и, следовательно, становится прямой линией, т. е., процесс нестационарной ползучести становится постоянным. Лишь в нескольких первых циклах и на заключительном этапе испытаний перед разрушением такой стабильности не наблюдается. Это потому, что высокие температуры оказывают более негативное влияние на титановый сплав, и приспособленность материала к данным режимам исследования осуществляется хуже, а, следовательно, истощение пластичных свойств материала наступит раньше.

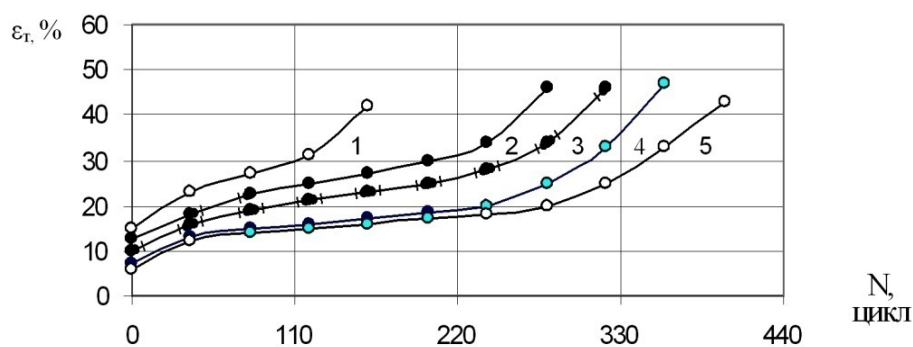


Рис. 132. Кривые термоциклической ползучести сплава VT20: 1 – без покрытия при $T=560 \leftrightarrow 340$ °С; 2 – покрытие (TiC)N при $T=577,5 \leftrightarrow 370$ °С; 3, 4 – покрытие (TiAl)N при $T=562 \leftrightarrow 350$ °С и при $T=515 \leftrightarrow 376$ °С; 5 – покрытие TiN при $T=546,2 \leftrightarrow 345$ °С

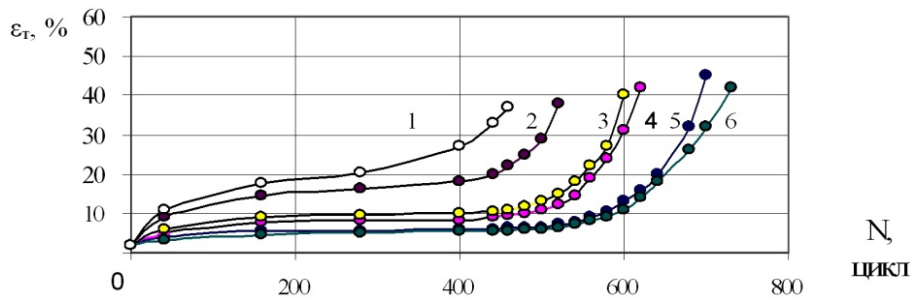


Рис. 133. Кривые термоциклической ползучести титанового сплава VT20: 1 – без покрытия при $T=490 \leftrightarrow 270$ °C; 2 – покрытие TiN при $T=530,6 \leftrightarrow 310$ °C; 3, 4 – покрытие (TiC)N при $T = 483,7 \leftrightarrow 252$ °C и при $T= 468 \leftrightarrow 230$ °C; 5, 6 – покрытие TiN при $T = 507 \leftrightarrow 276,5$ °C и при $T= 499,3 \leftrightarrow 268,2$ °C

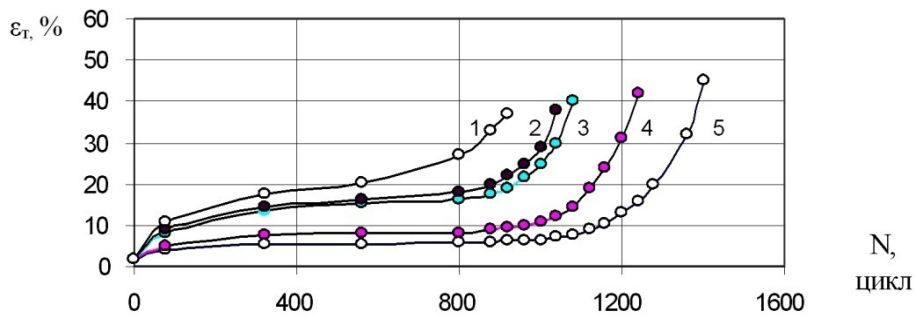


Рис. 134. Кривые термоциклической ползучести титанового сплава VT20: 1 – без покрытия при $T = 430 \leftrightarrow 210$ °C; 2 – покрытие (TiAl)N при $T = 421,5 \leftrightarrow 195,2$ °C; 3, 4 – покрытие TiN при $T = 452,5 \leftrightarrow 221$ °C и при $T = 436,9 \leftrightarrow 200$ °C; 5 – покрытие (TiC)N при $T = 405,6 \leftrightarrow 185$ °C

На основе полученных кривых изотермической и термоциклической ползучести установлено, что: 1) вид кривых ползучести зависит от химического состава покрытий TiN, (TiAl)N и (TiC)N, температуры и условий её влияния на композицию "основа-покрытие"; 2) кривые изотермической и термоциклической ползучести титанового сплава VT20 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N имеют чётко выраженные три участка ползучести, в зависимости от типа покрытия и температуры длительность их разная. Это предопределено наличием в покрытиях упрочняющих фаз TiN, TiC и TiCN, твёрдых растворов внедрения N в Ti и замещения Ti Al; уменьшением периода кристаллической решётки; равномерностью распределения компонентов покрытия TiN, TiC, TiAl по поверхности и степенью их тугоплавкости. С этим связано осложнение движения дислокаций, которые на своем пути сталкиваются с необходимостью преодолевать при своем движении большие преграды, которые вызваны наличием защитных покрытий, а также, устранение влияния окружающей среды на основу; 3) время до

разрушения при термоциклическом режиме испытаний меньше, чем при изотермическом; 4) величина скорости ползучести имеет корреляционную связь с твёрдостью ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N и зависит от их толщины.

В табл. 31 представлено значение скорости изотермической и термоциклической ползучести титанового сплава BT20 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N. Расчёт значений скорости изотермической и термоциклической ползучести проводился по формуле (20).

В процессе ползучести титанового сплава BT20 с вак ВПП наблюдается два конкурирующих процесса: 1) упрочнение в следствие пластической деформации и снятия упрочнения под воздействием повышенной температуры; 2) невзирая на разный состав и тип ВПП, сопротивление изотермической и термоциклической ползучести титанового сплава BT20 повысилось в 2...4 раза. Наилучшие свойства имеет титановый сплав BT20 с покрытием (TiAl)N.

Таблица 31

Скорость изотермической и термоциклической ползучести

№ п/п	Тип покрытия	Изотермическая ползучесть	Термоциклическая ползучесть		
		Скорость изотермической ползучести ϵ_i, c^{-1}	Скорость термоциклической ползучести ϵ_r, c^{-1}	Количество циклов	
				Стадия постоянной ползучести	До разрушения
1	(TiAl)N	10,278	7,619	90	125
2	TiN	1,135	0,658	340	460
3	(TiC)N	17	32,635	70	95
4	TiN	4,177	1,481	240	310
5	(TiAl)N	0,808	0,235	275	360
6	(TiAl)N	57,333	37,866	60	85
7	(TiC)N	5,814	5,025	110	195
8	TiN	0,721	0,398	375	561
9	(TiAl)N	10,095	1,562	220	290
10	TiN	1,923	0,33	300	425
11	(TiC)N	84,26	62,33	50	70
12	TiN	7,956	5,694	160	270
13	(TiC)N	1,882	2,85	170	285
14	(TiAl)N	43,225	10	80	135
15	(TiC)N	0,702	2,41	195	258
16	TiN	1,675	1,531	280	375

Построение математических моделей по результатам эксперимента.

По результатам эксперимента (согласно алгоритму и методике, которая представлена в [544, 592]) проведён статистический анализ и построены регресси-

онные модели зависимостей критериев оптимизации, которые характеризуют скорость изотермической и термоциклической ползучести титанового сплава BT20 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N от конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов (табл. 20) [442]. Расчёт моделей осуществлялся с помощью “ППП ПРИАМ”. В качестве начальных данных использовались матрица планирования (табл. 20) и результаты экспериментальных исследований (табл. 27).

После обработки результатов эксперимента получены математические модели, которые описывают зависимость скорости изотермической ε_i и термоциклической ε_T ползучести от конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов [443].

$$Y_3 = 17,268 + 31,4002x_5 + 26,5492x_5^2 + 16,1456x_5^3 + 6,50998x_1^2x_2 + \\ + 9,09667x_3^2x_5^2;$$

$$Y_4 = 0,965043 + 2,63335x_5 + 0,648337x_1^2 + 0,984421x_1^2x_3 + 0,51574x_1 + \\ + 1,45479x_1x_3^2 - 1,10335x_1^2x_2^3 + 1,20786x_3x_4^2 + 1,34931x_3^3x_5^3,$$

где Y_3 , Y_4 – математические модели в кодируемых значениях для скорости изотермической ε_i и термоциклической ε_T ползучести соответственно.

Формулы перехода от кодируемых значений к натуральным представлены в [544, 592] (10, 11, 12, 13, 14, 15, 16–18) кроме:

$$x_2 = 0,249805 \cdot (X_2 - 5,99688),$$

где X_2 – конструктивный фактор (толщина покрытия).

Полученные зависимости проверены на адекватность, воспроизводимость и информативность результатов по критериям математической статистики. Результаты статистического анализа представлены в табл. 32.

Результаты повторных исследований, которые проведены в одинаковых условиях, проверялись на статистическую воспроизводимость по G-критерию Кохрена. Для всех регрессионных зависимостей $G_{\text{розн}} < G_{\text{табл}}$ при $\alpha = 0,05$. Поэтому степень рассеивания результатов по строкам матрицы планирования одинаковая, а результаты воссозданы.

Проверка гипотезы на адекватность полученных моделей результатов эксперимента проводилась с использованием F-критерия Фишера. Для полученных моделей при принятом уровне значимости $\alpha = 0,05$ $F_{\text{розн}} < F_{\text{табл}}$, потому модель адекватно отображает результат эксперимента.

Оценка качества полученных математических моделей проводилась путём определения коэффициента множественной корреляции. Коэффициент множе-

ственной корреляции R показывает величину статистической связи по уравнению множественной регрессии Y_i и начальными экспериментальными результатами. В полученных математических моделях коэффициенты множественной корреляции статистически значимы, то есть $F_{\text{розра}} > F_{\text{табл}}$, при принятом уровне значимости, следовательно, модели информативны и несут полезную информацию о процессе, который моделируется.

Таблица 32

Статистические характеристики моделей

Параметры статистического анализа	Значение параметров для моделей	
	Y_3	Y_4
Остаточная дисперсия	12,0036	0,0863401
Дисперсия воспроизводимости.	4,15663	0,0831212
Расчётное значение F-критерия	2,88781	1,03873
Уровень значимости F –критерия адекватности степеней свободы	0,05 $V1 = 5$ $V2 = 10$	0,05 $V1 = 8$ $V2 = 7$
Табличное значение F-критерия для адекватности	3,32	2,6572
Стандартная ошибка оценки	3,67608	0,331431
Стандартная ошибка оценки, скорректированная с учетом степеней свободы	4,49274	0,453831
Часть рассеивания, которое объясняется моделью	0,986399	0,983741
Введено регрессоров	6	9
Коэффициент множественной корреляции	0,993176	0,991837
Коэффициент множественной корреляции, скорректированный с учетом степеней свободы	0,990683	0,984639
F отношения для R	145,051	52,9404
Уровень значимости F-критерия для информативности для степеней свободы	0,05 $V1 = 5$ $V2 = 26$	0,05 $V1 = 8$ $V2 = 23$
Табличное значение F-критерия для информативности	2,58679	2,37481
Критерии Бокса и Веца для информативности	6	3

Для определённых факторов проведено графическое исследование их влияния на критерии оптимизации, которые характеризуют скорость изотермической ползучести титанового сплава с ВПП. Оно выполнялось путём построения семейства графиков частных уравнений регрессии (как пример, для изотермической ползучести рис. 135 и 136; для термоциклической ползучести рис. 137 и 138). Визуальный анализ графиков позволяет провести детальный анализ влияния факторов на значение функции отклика и определить то значение факторов, которое в течение всего времени влияния осуществляет наибольший или наименьший эффект.

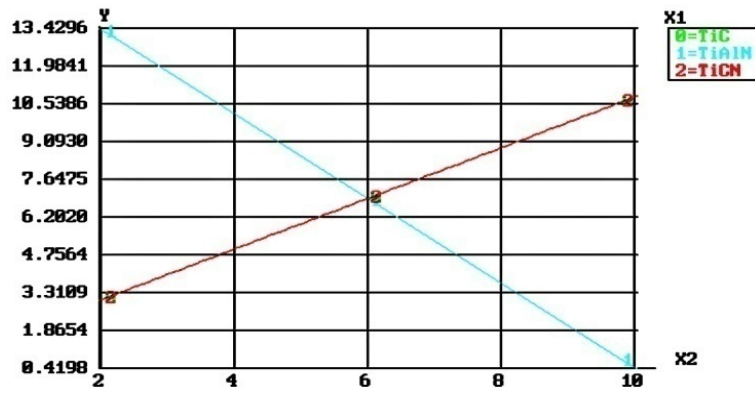


Рис. 135. Графика частных уравнений регрессии $Y_3 = f(X_2, X_1)$

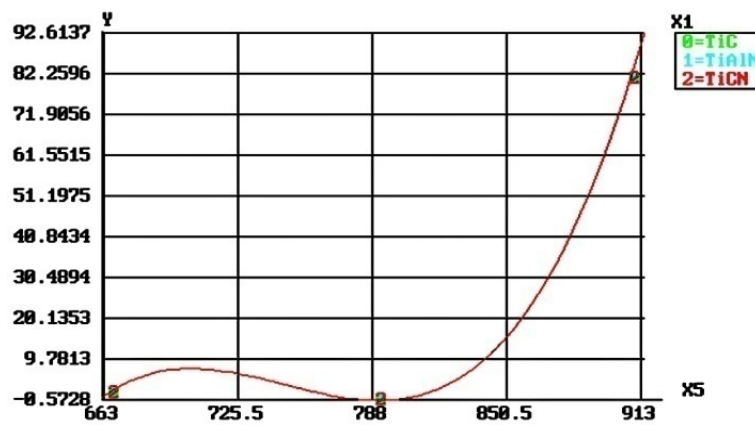


Рис. 136. Графика частных уравнений регрессии $Y_4 = f(X_5, X_1)$

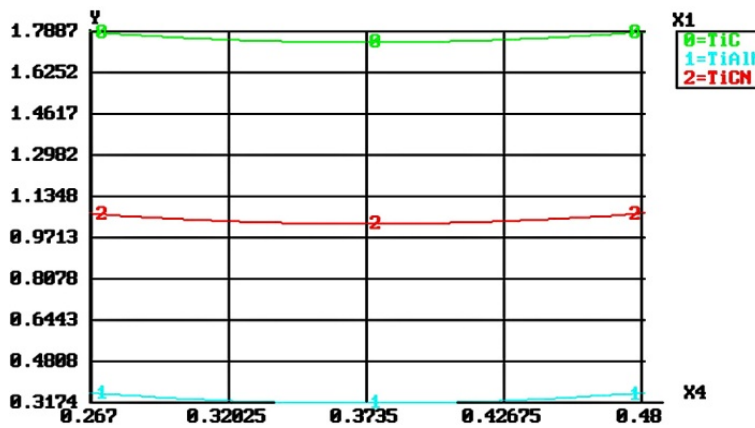


Рис. 137. Графика частных уравнений регрессии $Y_3 = f(X_4, X_1)$

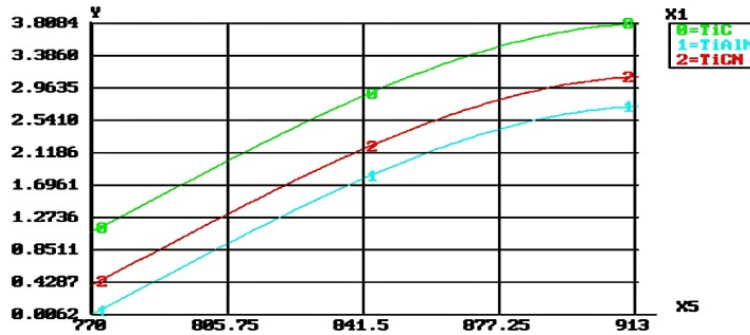


Рис. 138. Графика частных уравнений регрессии $Y_4 = f(X_5, X_1)$

На основе полученных результатов можно получить наглядное представление о геометрическом образе функции отзыва построением соответствующей геометрической поверхности, которые представлены на рис. 139-142.

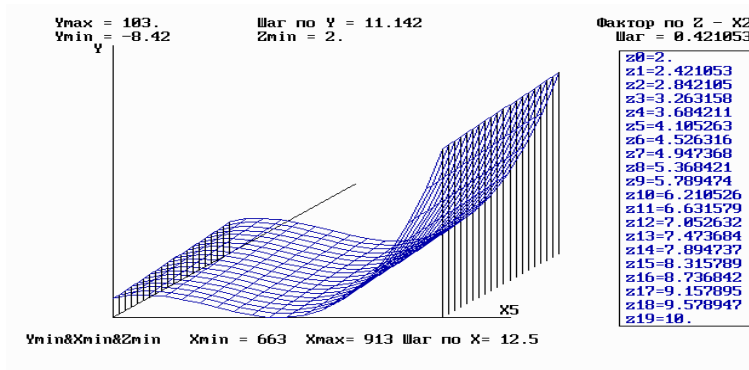


Рис. 139. График исследования поверхности отклика $Y_3 = f(X_5, X_2)$ в трёхмерном пространстве

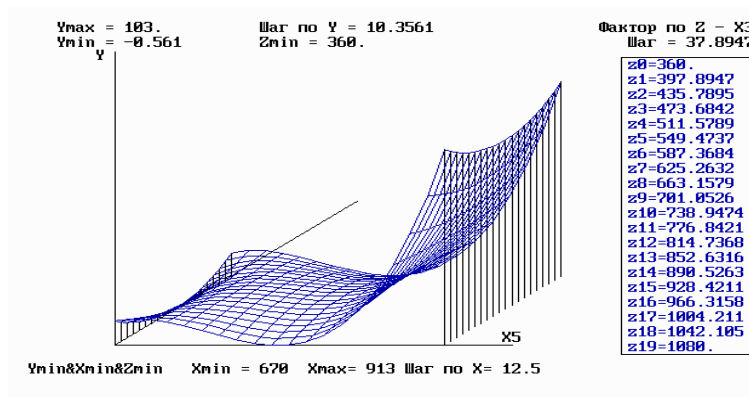


Рис. 140. График исследования поверхности отклика $Y_4 = f(X_5, X_3)$ в трёхмерном пространстве

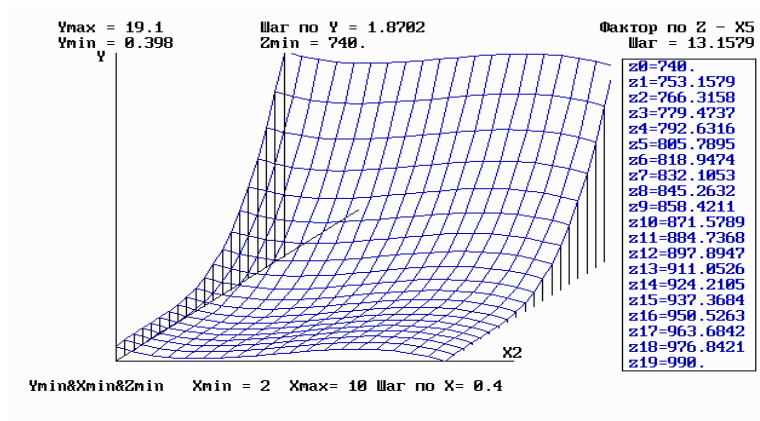


Рис. 141. График поверхности отклика $Y_3 = f(X_2, X_5)$ в трехмерном пространстве

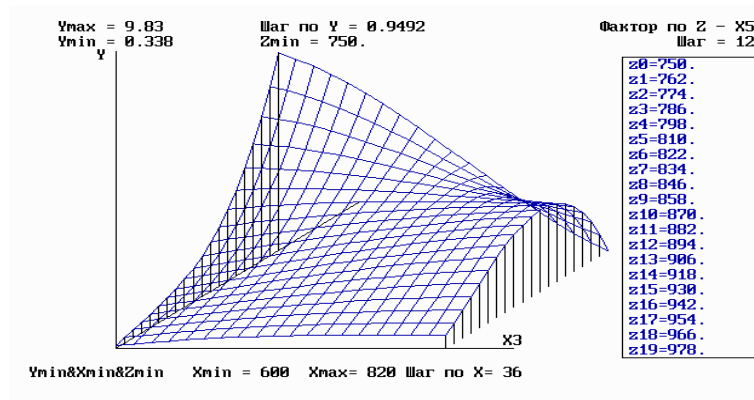


Рис. 142. График поверхности отклика $Y_4 = f(X_3, X_5)$ в трёхмерном пространстве

Результаты статистического анализа позволяют сделать вывод, что регрессионные зависимости адекватны и информативны, результаты воспроизводимы, коэффициенты b_0 и b_i статистически значимы. Все это говорит о том, что регрессионные зависимости адекватно описывают процесс и их можно использовать для анализа и оптимизации технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП.

Фрактографический анализ

Рассмотрен фрактографический анализ ВПП поверхностей титановых сплавов и особенности их разрушения. Для более детального изучения кинетики и механизма разрушения, влияния окружающей среды и нагрузки на сопротивление титанового сплава VT20 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N изотермической и термоциклической ползучести проводились фрактографические исследования. При этом использовался электронный микроскоп-микроанализатор "Camscan-4DV". Определение распределения легирующих элементов по по-

верхности и глубине покрытий проводился на основе методики количественного микрорентгеноспектрального анализа ZAF-4/FLS с помощью дисперсионного энергетического спектрометра LZ-5 и обработкой полученных результатов в миникомпьютере системы “Link-860”.

Установлено, что механизм кинетики процесса разрушения сводится к постепенному росту микротрещин до критического размера в результате разрыва атомных связей в вершине трещины при напряжениях, которые превышают условный предел текучести композиции “основа-покрытие”. Наблюдается зарождение и рост одинаковых по виду трещин. Затем наблюдается более ускоренное раскрытие отдельных трещин, длина и глубина их увеличивается. Исследования показывают, что на поверхности без покрытия трещины образуются на разного рода дефектах: включениях, царапинах, неоднородности и тому подобное. Наличие покрытий локализует поверхностные дефекты, что снижает интенсивность роста трещин (рис. 143).

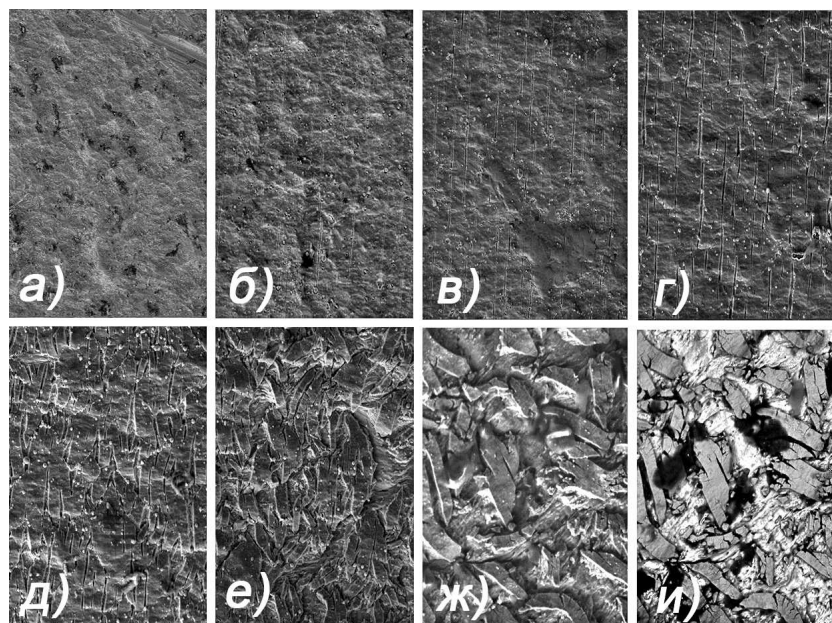


Рис. 143. Кинетика разрушения покрытия TiN: а – участок установившейся ползучести; б – переход от установившейся к ускоренной ползучести; в, г, д, е – участок ускоренной ползучести; ж – топограмма разрушенной поверхности покрытия; и – фазовый контраст разрушенной поверхности покрытия. Увеличение: $\times 370$ (а-е); $\times 500$ (ж, и)

Установлено наличие участков поверхности основы, которые в результате нарушения сплошности покрытия взаимодействуют с окружающей средой и оказывают влияние на повышение пластичности за счёт раскрытия дефектов. Начало интенсивного местного окисления основы в области дефекта покрытия

приводит к сокращению поперечного сечения и росту действующего напряжения. Следствием этого является увеличение скорости ползучести, что в свою очередь приводит к развитию начального дефекта и к прогрессирующему процессу разрушения при неадитивности действию эксплуатационных факторов (рис. 144).

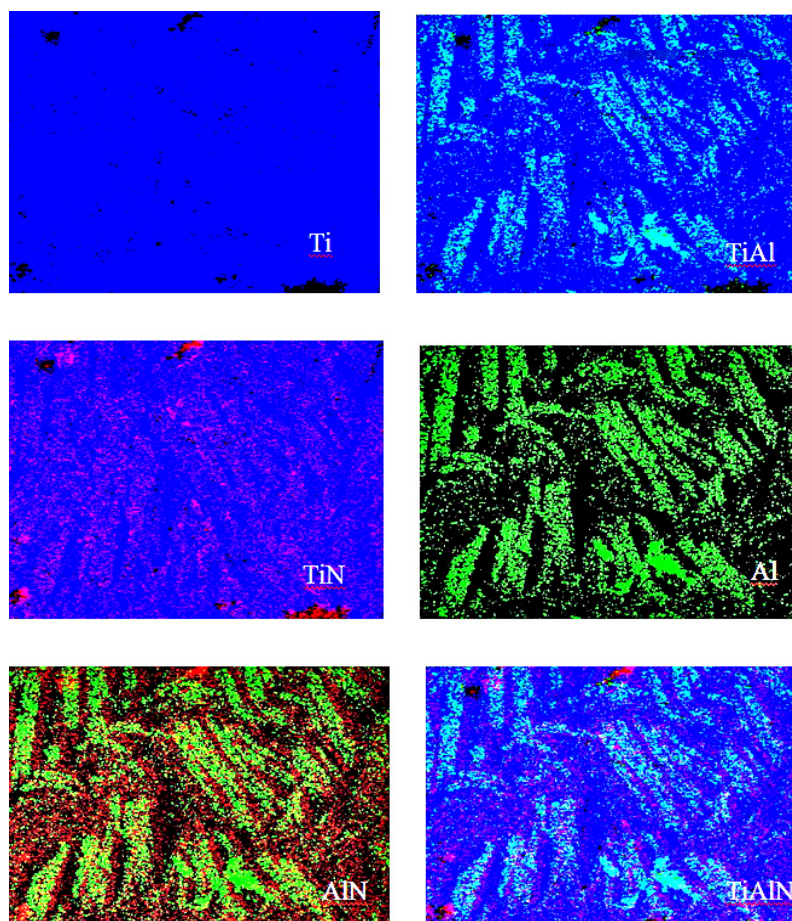


Рис. 144. Распределение химических элементов по разрушенной поверхности покрытия (TiAl)N, x 300

Так, например, чётко видно диффузия азота (рис. 144, красный цвет) в материал основы. Также на основе фрактографического анализа разрушенных участков покрытий TiN, (TiAl)N и (TiC)N установлено, что покрытия имеют высокую адгезионную и когезионную прочность, которая объясняется химическим взаимодействием материалов покрытий и основы титанового сплава в процессе ионного травления и их осаждения. На топограммах поверхностей образцов не наблюдается отслаивания покрытий под воздействием механической нагрузки и температуры (рис. 145-147).

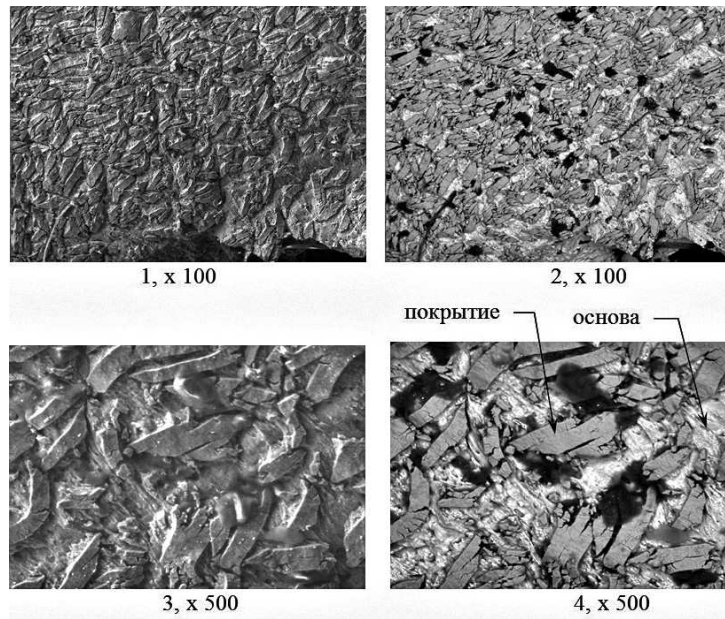


Рис. 145. Топограмма поверхности образца с покрытием TiN: 1, 3 – общий вид разрушенной поверхности покрытия; 2, 4 – фазовый контраст разрушенной поверхности покрытия

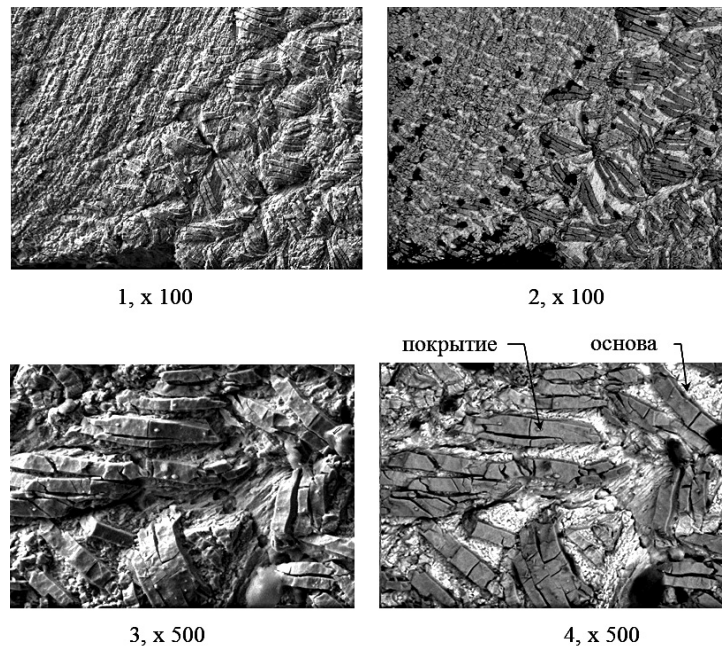


Рис. 146. Топограмма поверхности образца с покрытием (TiAl)N: 1, 3 – общий вид разрушенной поверхности покрытия; 2, 4 – фазовый контраст разрушенной поверхности покрытия

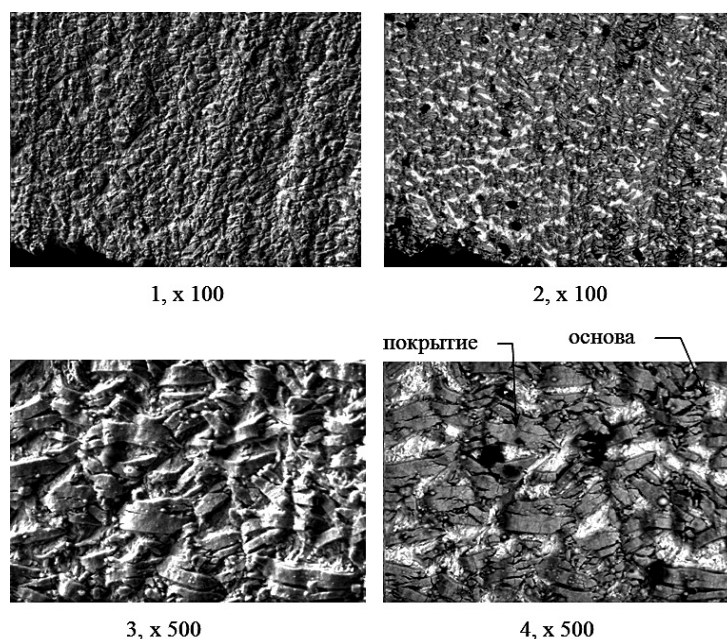


Рис. 147. Топограмма поверхности образца с покрытием (TiC)N: 1, 3 – общий вид разрушенной поверхности покрытия; 2, 4 – фазовый контраст разрушенной поверхности покрытия

Дефекты основы приводят к разрушению покрытия. Кроме того, выявлено, что деформация образца осуществляется за счёт процессов сдвига. Подтверждением этого являются характерные линии Чернова-Людерса.

Анализ напряжённо-деформированного состояния

Анализ напряжённо-деформированного состояния покрытий при ползучести рассмотрен с использованием метода конечно-элементного анализа. Проведена оценка напряжённо-деформированного состояния на примере образца как без покрытия, так с ВПП TiN (табл. 20, поз. 8) от одновременного влияния нагрузки и температуры (437 °С), в условиях термоциклической ползучести. Для более точного определения эквивалентных напряжений проведение расчётов проводилось на 1/8 части образца [433, 434]. Сравнительная оценка напряжённо-деформированного состояния 1/8 образца из титанового сплава BT20 и с покрытием TiN осуществлялась с использованием программного пакета NASTRAN по схеме (рис. 113).

Модель напряжённо-деформированного состояния 1/8 образца из титанового сплава BT20 без покрытия разбивалась на конечные элементы с полями перемещений в направлении действия силы, при одновременном влиянии температуры, которая прилагалась к верхней части образца. Модель состоит из 1820 узлов и имеет 2390 элементов. На рис. 148 представлены поля эквивалентных напряжений в этой модели в условиях термоциклической нагрузки.

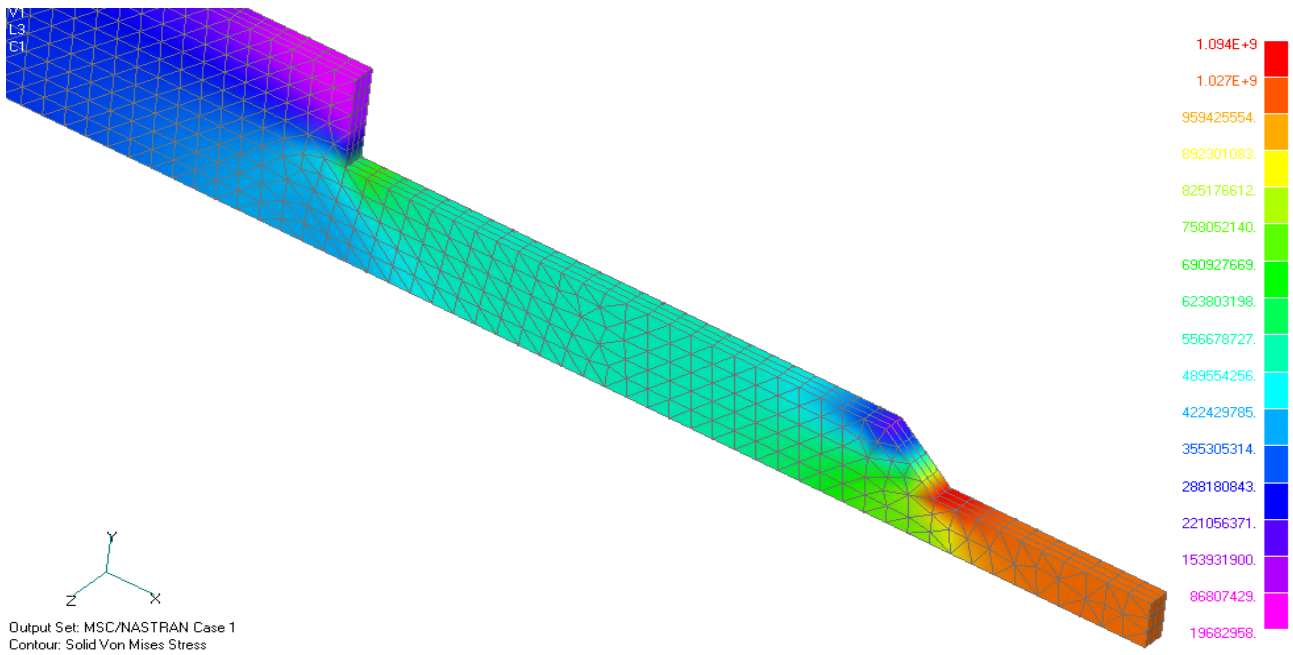


Рис. 148. Поля эквивалентных напряжений в модели 1/8 образца без покрытия в условиях термоциклической нагрузки, Па

В результате анализа полученной модели и значения напряжений по длине 1/8 образца видно (рис. 149), что максимальные эквивалентные напряжения (Па) действуют в середине рабочего участка образца по всей площади поперечного пересечения.

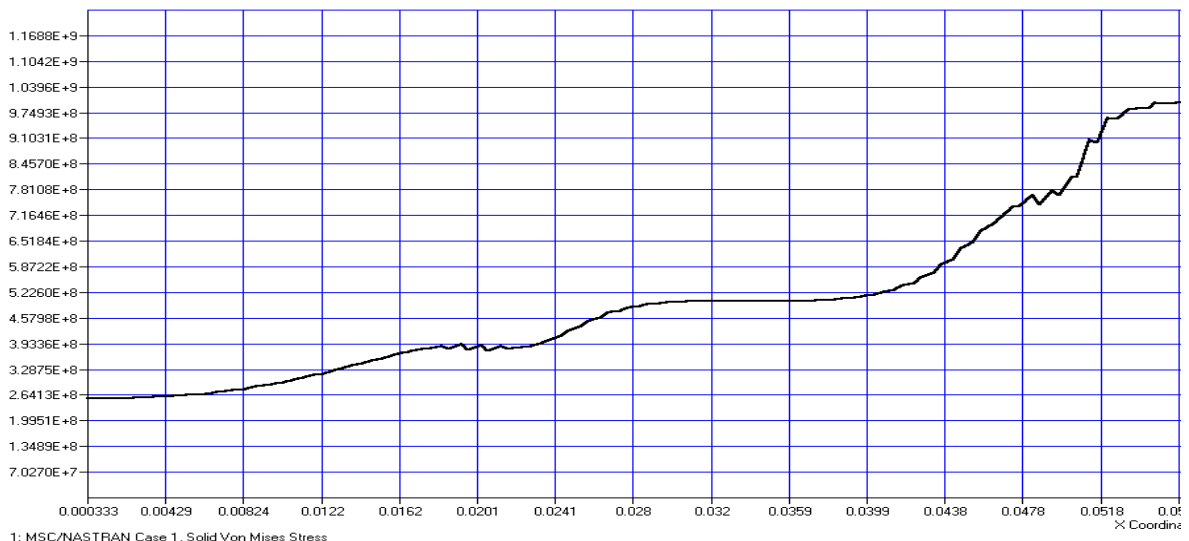


Рис. 149. Изменение эквивалентных напряжений по 1/8 длине образца без покрытия в условиях термоциклической нагрузки

Это предопределено значительным влиянием термических напряжений, т. к. эта часть образца подлежит значительному влиянию температуры. Скачкообразный характер кривой объясняется увеличением напряжения в местах возможного возникновения трещин. Разрушение образца без покрытия начнётся при напряжении $7,16 \cdot 10^8$ Па.

Модель напряжённо-деформированного состояния 1/8 образца из титанового сплава VT20 с ВПП TiN разбита на конечные элементы с полями перемещений в направлении действия силы, которая прилагалась к верхней части образца, и при одновременном влиянии температуры. Модель состоит из 2521 узлов и имеет 3314 элементов.

В начале оценки установлено распределение температуры по площади образца в течение времени нагревания (рис. 150, пример распределения температуры по времени – на 4 сек. нагревания) и охлаждения (рис. 151, пример распределения температуры на 4 сек. охлаждения) при термоциклической ползучести.

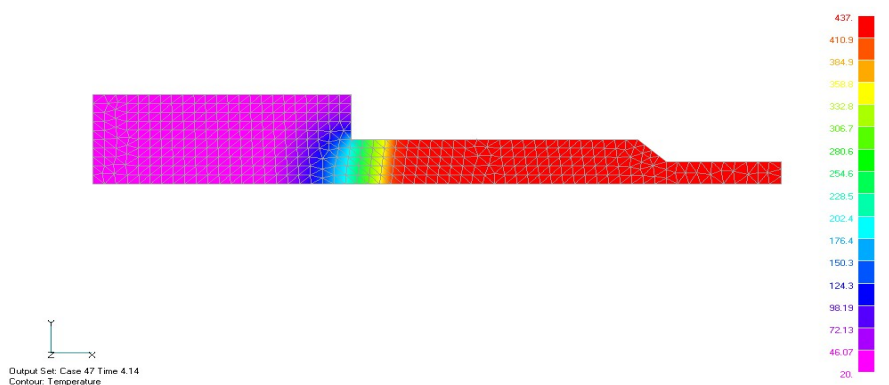


Рис. 150. Распределение температуры по площади 1/8 образца с покрытием TiN после 4 с нагревания, °С

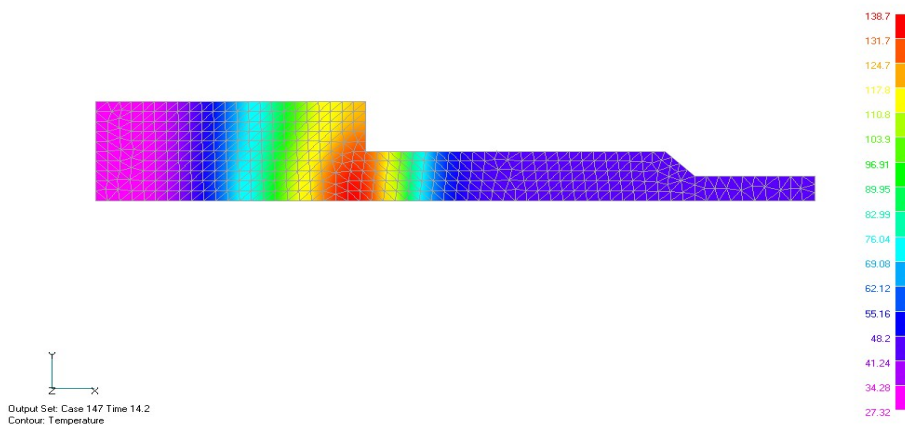


Рис. 151. Распределение температуры по площади 1/8 образца с покрытием TiN после 4 с охлаждения, °С

При анализе модели 1/8 образца с покрытием TiN рассчитаны поля эквивалентных напряжений при одновременном влиянии нагрузки и температуры (рис. 152 и 153) в условиях термоциклической ползучести.

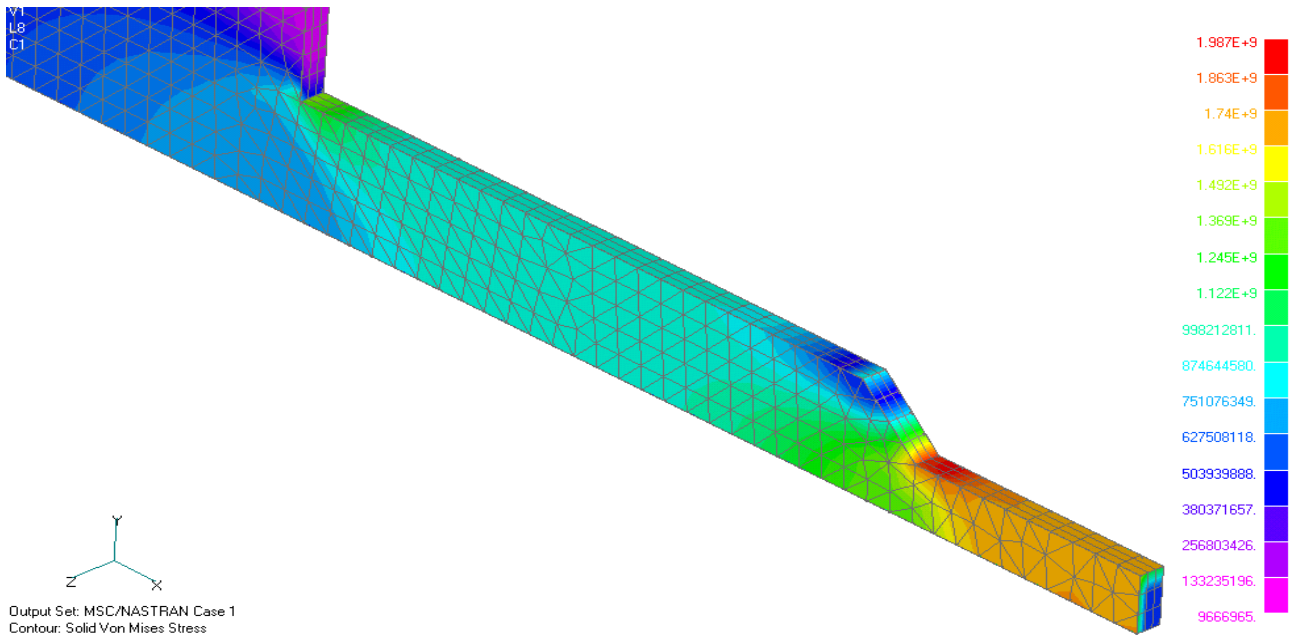


Рис. 152. Поля эквивалентных напряжений в модели 1/8 образца с покрытием TiN при одновременном влиянии нагрузки и температуры, Па

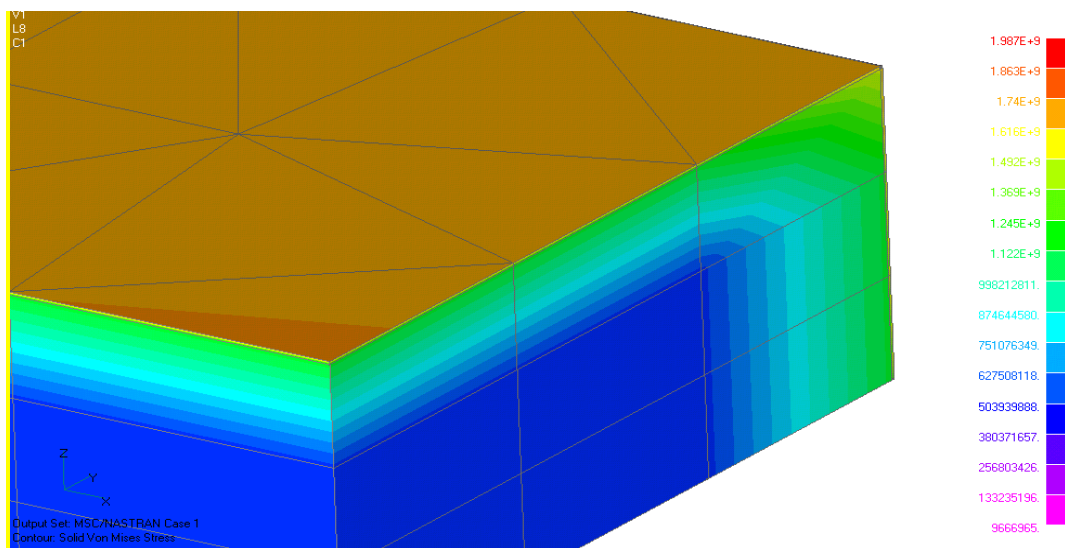


Рис. 153. Поля эквивалентных напряжений в модели рабочей части 1/8 образца с покрытием TiN в условиях термоциклической ползучести, Па

В результате анализа полученной модели и значений напряжений по длине и поперечному сечению 1/8 образца установлено, что покрытие TiN воспринимает значительные, по сравнению с основой, эквивалентные напряжения от од-

новременного действия нагрузки и температуры. Наблюдаем, что в средней части образца (по сечению) значения их увеличиваются от $5,039 \cdot 10^8$ Па в основе, до $1,74 \cdot 10^9$ Па в покрытии. Высокие значения эквивалентных напряжений в покрытии, по-видимому, можно объяснить разным значением коэффициента линейного расширения титанового сплава ВТ20 и ВПП TiN.

На рис. 154 и рис. 155 представлен характер изменения эквивалентных напряжений в основе и в покрытии TiN по всей длине 1/8 части образца.

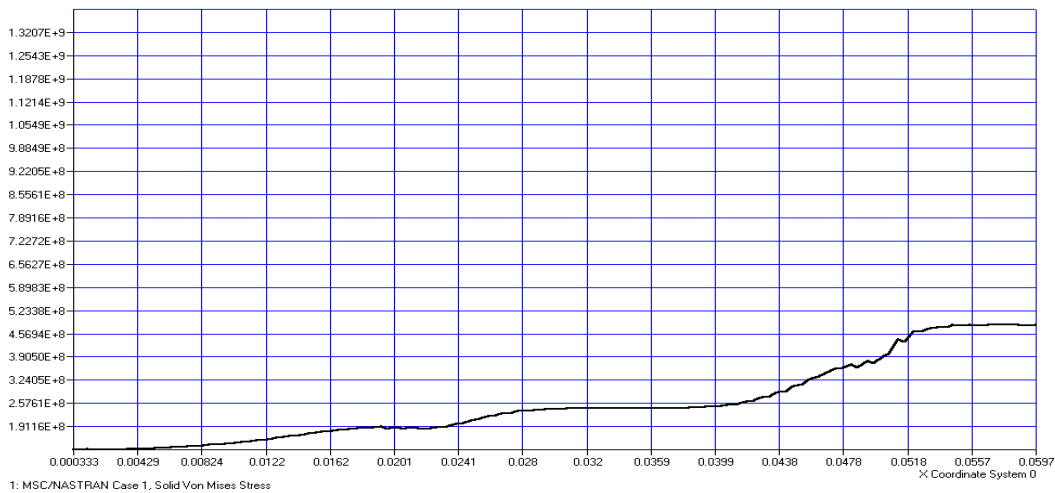


Рис. 154. Изменение напряжений в основе Ti-сплава ВТ20 по длине 1/8 образца при одновременном влиянии нагрузки и температуры

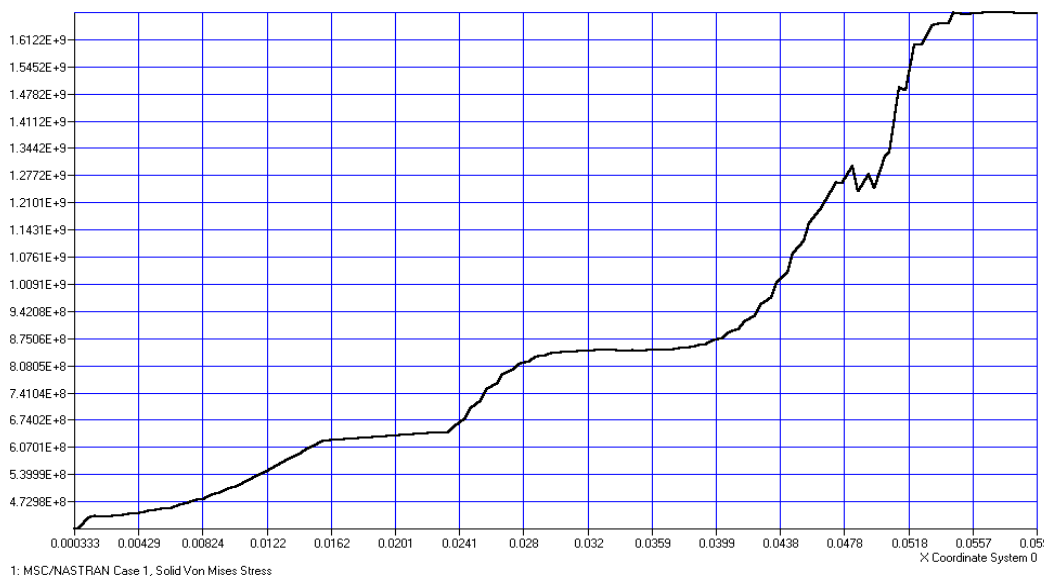


Рис. 155. Изменение напряжений в покрытии TiN по длине 1/8 образца при одновременном влиянии нагрузки и температуры

Выявлено, что в месте возникновения трещины увеличивается величина эквивалентных напряжений в покрытии, и при значении больше $1,09 \cdot 10^9$ Па

проходит разрушение образца с покрытием TiN в условиях термоциклической нагрузки. То есть, образец с покрытием может выдержать в 1,5 раза большие эквивалентные напряжения чем без покрытия.

Т. о., на основе проведенного анализа напряженно-деформированного состояния образца из Ti-сплава с покрытием TiN в условиях термоциклической нагрузки (одновременного действия нагрузки и температуры) установлено, что значительная часть эквивалентных напряжений воспринимается покрытием при сохранении несущей способности основы. Этим подтверждается повышение сопротивления композиции “основа-покрытие” как изотермической, так и термоциклической ползучести. Кроме того, с помощью метода конечно-элементного анализа можно предусмотреть работу конструктивных элементов с ВПП, а именно, время и место возникновения трещины при изменении нагрузки и температуры.

Т. о., в результате исследований усовершенствована методика экспериментальных исследований материалов с покрытиями на изотермическую и термоциклическую ползучесть, которая заключается в использовании в качестве нагревателя и охладителя лучевой энергии в замкнутой безынерционной системе и увеличении влияния скорости нагрева и охлаждения. Это позволяет избегать влияния электромагнитопластического эффекта и моделировать условия резких циклических термоударов в условиях ползучести.

Разработана и реализована автоматизированная система контроля изотермической и термоциклической ползучести материалов с покрытиями, которая позволяет выполнять до 10 измерений контрольных параметров за секунду с точностью $\pm 0,1$ %.

В результате экспериментальных исследований установлена закономерность влияния технологических и конструктивных параметров осаждения покрытий на скорость изотермической и термоциклической ползучести. Показано, что благодаря использованию ВПП повышается сопротивление изотермической и термоциклической ползучести титанового сплава в 2...4 раза, в зависимости от технологических режимов их нанесения. Наилучшие характеристики имеют титановые сплавы с покрытием (TiAl)N.

Разработаны математические модели технологического процесса нанесения ВПП по критериям изотермической и термоциклической ползучести, которые и способствуют разработке принципа управления свойствами поверхностного слоя.

Показано, что механизм процесса разрушения сводится к постепенному росту микротрещин в результате разрыва атомных связей в вершине трещины при напряжениях, которые превышают условный предел текучести композиции “основа-покрытие”. Установлено наличие участков основы, которые в резуль-

тате нарушения цельности покрытия взаимодействуют с окружающей средой и влияют на повышение пластичности за счет раскрытия дефектов. Это увеличивает скорость ползучести, что в свою очередь приводит к прогрессирующему процессу разрушения при одновременном действии эксплуатационных факторов.

На основании анализа напряжённо-деформированного состояния создана возможность прогнозирования процесса ползучести в условиях изотермического и термоциклического влияния температуры, что позволяет в широких пределах управлять режимами технологического процесса.

Установлено, что дополнением общей методологической информационной базы является определение закономерностей влияния ВПП на многоцикловую усталость титановых сплавов в условиях повышенных температур.

2.1.10. Испытания термомеханической и высокочастотной усталости Ti-сплавов

Эксплуатационные условия работы поверхностей лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов характеризуются нестационарными режимами, которые могут приводить к разрушению защитного покрытия. Взаимодействие высоких температур, агрессивной среды, механической нагрузки и резких теплосмен существенно влияет на нестабильность свойств покрытий поверхностей. Невзирая на опасность нестационарного теплового влияния как разупрочняющего фактора это обстоятельство для титановых сплавов с ВПП не изучено. Это объясняется, с одной стороны, сложностью теоретического описания процессов деформирования с учётом факторов, которые действуют на поверхности изделий из титановых сплавов, с другой стороны – несовершенством современных испытательных средств, с третьей – сложностью самого объекта исследования.

Повреждение конструктивного материала при постоянном и циклическом температурном влиянии – сложный механический и физико-химический процесс. Известно, что титановые сплавы в процессе нагревания получают необратимые структурные превращения: резко растёт зерно и изменяется форма выделения фаз. В связи со структурными превращениями снижаются механические свойства, особенно характеристики пластичности [444]. Установлено [445], что при повышенных температурах сопротивление деформации титановых сплавов снижается почти в 3 раза. Кроме того, повышение рабочих температур титановых сплавов ограничивается окислением на большую глубину, в результате чего проходит потеря пластичности и увеличение поверхностной твёрдости [446]. По этим причинам титановые сплавы не могут относиться к жаропрочным ма-

териалам, что сдерживает их широкое применение, особенно в авиационной и космической технике, при длительном действии повышенных температур. В результате, актуальным является решение проблемы относительно повышения термомеханических свойств титановых сплавов в эксплуатационном интервале температур 350...640 °С за счёт нанесения многофункциональных градиентных ВПП. Поскольку наряду с хорошими адгезионными свойствами они должны владеть высоким сопротивлением изотермической и термоциклической ползучести, жаро- и термостойкостью, т. к. как именно они воспринимают все основные нагрузки по уровню термических и механических напряжений, температуры, химического и эрозийного влияния.

К тому же общее рассмотрение таких характеристик, как изотермическая и термоциклическая ползучесть, жаро- и термостойкость, позволяет создать метод оценки работоспособности ВПП в условиях, приближённых к эксплуатационным. Этот метод базируется на сравнительном анализе кривых изотермической и термоциклической ползучести титанового сплава с ВПП, которые несут в себе информацию о кинетике деформирования и накопления повреждений под воздействием эксплуатационных факторов. Для получения достоверных кривых ползучести и получения из них необходимой информации был проведён ряд мероприятий, которые включают дальнейшее совершенствование методики проведения исследований и модернизации экспериментальной установки. Кроме того, проведён анализ методов нагрева, определена закономерность влияния технологических параметров осаждения ВПП поверхностей титановых сплавов на характеристики изотермической и термоциклической ползучести. Получены математические модели технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП по критериям изотермической и термоциклической ползучести. Проведено фрактографическое исследование и установлена кинетика и механизм разрушения композиции "основа-покрытие" под действием постоянного и циклического температурного влияния.

Методы нагрева при термомеханических испытаниях.

В лабораторной практике термомеханических испытаний, к которым принадлежат и исследования на ползучесть материалов, наиболее распространены три метода нагрева: прямым пропусканием тока (резистивное нагревание), током высокой частоты и печное радиационное нагревание. Все эти методы рассматриваются как альтернативные [447].

Внедрение разных методов нагревания в практику исследования термомеханических свойств материала без всестороннего учёта их специфики даёт несравнимые, а временами противоречивые результаты. "Электрические" методы нагрева (резистивный и нагрев током СВЧ) особенно привлекательны для проведения испытаний на термоусталость при резких теплосменах. Та же програм-

ма исследований использует для изотермических испытаний обычную нагревательную печь, а для термоциклических – нагревание током высокой частоты [448].

Широкое распространение методы нагрева током высокой частоты получили в лабораторных исследованиях лопаток и материалов газовых турбин [449, 450]. Этот метод применяют ведущие научно-исследовательские центры: фирма Rolls - Royce [451], MTS Systems Corporation [452], Gas Turbine Div. General Electric Co [453], Massachusetts Inst. of Technology Cambridge [453]. Электрические методы нагревания начали применяться и для исследования турбинных материалов с покрытиями [454].

Отмечают принципиальные недостатки электрических методов нагрева – неравномерность температуры по длине и сечению образца, перегревания шейки и вершины трещины [455, 456]. Сравнительная оценка методов нагрева показывает существенные расхождения (больше чем в 2 раза) характеристик прочности, которые получены при внешнем радиационном нагревании и электрическими методами [456, 457]. Ещё более существенный недостаток электрических методов нагрева оказывается при наличии трещин в образце. Неоднородность в выделении тепла и плотности тока в вершины трещины является основными причинами увеличения скорости роста трещин.

Для исследования теплозащитных покрытий некорректным является отсутствие подобия температурных полей, особенно подобия направления температурного градиента по нормали к поверхности покрытия. Даже при исследованиях материалов без покрытий радиальный градиент температур может достигнуть нескольких сотен градусов с максимальной температурой в центре образца [458]. Наличие защитных покрытий приводит к увеличению радиального градиента температур и к еще большему искажению термомеханических характеристик.

Поэтому электрические методы нагрева образцов не рекомендуют применять для термомеханических исследований авиационных и ракетно-космических материалов [459, 460].

Уровень знаний, полученных в других областях науки, позволяет отметить специфические явления, которые возникают при электрических методах нагрева.

Электропластический эффект (ЭПЭ)

ЭПЭ заключается в повышении пластичности и снижении сопротивления деформированию при непосредственном пропускании электрического тока через образец [461]. Механизм ЭПЭ заключается во влиянии электронов проводимости на пластическую деформацию через увеличение плотности подвижных дислокаций и средней скорости их движения [462, 463]. Связывают ЭПЭ также

с возможными эффектами локального нагревания [464]. Проявляется ЭПЭ в существенном изменении механических свойств разных металлов и сплавов. При этом наблюдается: резкое снижение предела текучести [465], что достигает 50 % [466], 12..30 % [467], 40 % [468]; увеличение пластичности в 2 и больше раз [469]; снижение границы прочности на 12..17 % [470]; увеличение скорости ползучести на 2 порядка и больше [461, 471, 472]; увеличение скорости релаксации напряжения в несколько раз [473]; снижение усталостной прочности на 20..50 % [474]; увеличение скорости распространения фронта полосы Людерса от $4,4 \cdot 10^{-5}$ м/с (без тока) до $9,7 \cdot 10^{-5}$ м/с [475].

Во всех исследованиях подчеркивается нетермический характер проявления ЭПЭ [461, 462]. Часть исследований проведена при криогенных температурах, чтобы отделить ЭПЭ от чисто термического влияния [467]. Возможный взнос нагревания и теплового расширения образца в изменении механических характеристик оценивают не более 10 % [465].

Проявляется ЭПЭ при постоянном, переменном и импульсном токе [472]. Больше всего резко оказывается ЭПЭ при импульсном влиянии тока. Его включение сопровождается скачкообразным увеличением деформации в исследованиях на ползучесть [476].

Наличие активных сред резко усиливает действие ЭПЭ [477]. ЭПЭ уже используется в технологических процессах обработки металлов давлением, снижая деформирующие усилия, увеличивая пластичность и улучшая качество поверхности при прокатке и волочении труднодеформированных материалов [478]. Появился в литературе новый термин “электростимулируемая деформация” [459].

Магнитопластический эффект (МПЭ). Действие магнитных полей на образец, который деформируется, приводит к явлению, которое аналогично ЭПЭ, резкому увеличению пластичности при снижении предела текучести, то есть к разупрочнению. Механизм ЭПЭ заключается во влиянии магнитных полей на взаимодействие дислокаций с границами магнитных доменов и усиление их подвижности [479, 480].

Проявляется МПЭ в существенном изменении свойств разных металлов и сплавов. Включения магнитного поля при ползучести приводит к существенному прыжку деформации [479, 480]. Деформирование в магнитном поле сопровождается снижением предела текучести и предела прочности, а также ростом относительного удлинения при разрыве [479, 481], ускорением ползучести на 60 % и больше [482, 483], снижением декремента колебаний на 180 % [484], ускорением релаксации напряжений [481].

При влиянии магнитных полей начальный участок кривой ползучести характеризуется большей величиной пластической деформации, большей величи-

ной скорости равномерной деформации и уменьшением времени до разрушения образца [485]. Увеличение степени деформации и напряженности магнитного поля повышают величину МПЭ [479]. С увеличением электромагнитной напряженности скорость ползучести растет [485]. Аналогично ЭПЭ, во всех исследованиях МПЭ, также подчеркивается нетермический характер явления. Для точной оценки вклада МПЭ исследования проводят при 77 К [486]. Отмечают [482], что переменное магнитное поле оказывает более сильное влияние, чем постоянное. Величина МПЭ зависит от скорости деформирования, величины пластической деформации, магнитострикционных констант, частоты переменного магнитного поля [487].

Явление электромиграции (электропереноса). Названное явление влияет на теплозащитные покрытия при резистивном методе нагревания в термомеханических исследованиях. В технической литературе с 70-х годов установленные термины “electromigration”, “electrodifusion”, “electro-transport”. Преобладает термин “электромиграционное повреждение” (electromigration damage). Под явлением электропереноса понимают миграцию или перенесение массы при повышенных температурах и высокой плотности тока. Достаточно полно разработана теория этого явления и экспериментальные основы [488-491]. Это явление приводит к ускоренной диффузии в результате взаимодействия электронов проводимости с атомами, которые диффундируют в металл [492].

Наиболее полно это явление исследовано относительно тонких плёнок, покрытий и особенно для поверхностей адгезионного контакта в связи с развитием микроэлектроники и технологии интегральных схем [488, 491]. Эффект электропереноса проявляется в ускорении диффузионных процессов, которые приводят к разрушению материала в результате образования и роста полостей, а также к отслаиванию покрытия [488]. При электромиграции в паре Cu-Al коэффициент диффузии D увеличивается в 2,5...3,3 раза [493].

В соответствии с теорией [494] выход покрытия из строя определяется электропереносом по границах зёрен и происходит в результате прорастания трещины на всю толщину покрытия. Поэтому повышенную стойкость против электромиграции аморфных покрытий связывают с отсутствием границ зёрен [495]. Главная цель большинства исследований – определение времени до выхода плёнки из строя [496-498] и прогнозирование мест возможных повреждений [499]. Эффект электромиграции растёт с увеличением толщины покрытия. При этом отмечают образование микрорельефа на межфазной границе [500]. Аналогично электропереносу приводит к многократному ускорению (в 3...4 раза) массопереноса действие импульсных магнитных полей [501]. Электроперенос рассматривают как негативное явление “электростарения” [502]. Однако это явление с успехом используется в технологии нанесения покрытий. В срав-

нении с печным нагревом электроперенос позволяет многократно ускорить химико-термическую обработку [503, 504]. При этом достигается более благоприятное распределение остаточных напряжений и повышение коррозионной стойкости [503].

Взаимодействие среды и образца при электрических методах нагрева. Явление ускорения тепло- и масопереноса при наложении электрического тока известно и широко используется в методах ионной химико-термической обработки. Потому, что при исследованиях покрытий преобладает процесс окисления, электрические методы нагревания убыстряют этот процесс. Как правило, отмечают резкое влияние на скорость окисления наложения электрических токов [505, 506]. Показано увеличение скорости окисления при наложении электрического поля и эффект неаддитивного влияния состава газовой среды. При этом скорость окисления очень чувствительна к наличию влаги [507]. Отмечено влияние электрического напряжения и состава среды, а также резкая неаддитивность влияния состава среды на скорость коррозионных процессов [508].

Существенное влияние на ход коррозионных процессов оказывает также наложение внешнего магнитного поля [509]. Отмечено семикратное увеличение коэффициента теплоотдачи при действии электрических полей [510]. Существенное влияние на теплообмен оказывает также наложение магнитных полей [511].

Влияние электрических методов нагрева на изменение ПС изучено в экспериментах по сравнению разных методов нагрева – в печи электросопротивления, индукционном нагреве, нагреве постоянным, переменным и асимметричным током [512-515]. Исследовано окисление Ti-сплавов, конструкционных и нержавеющей сталей, тугоплавких металлов при изменении парциальных давлений воздуха в диапазоне 10^{-5} ...760 мм рт. ст. Цель этих исследований – выбор способа нагрева, который обеспечивает минимальную скорость окисления при нагреве под обработку давлением. Установлено, что средняя скорость окисления существенно зависит от способа нагрева. Отмечают 3-кратное повышение скорости окисления при нагреве постоянным током [513]. При окислении Zr в диапазоне температур 900...1400 °C время перехода до линейного окисления уменьшается в 12 раз при нагреве в печи, и увеличивается более, чем в 10 раз при индукционном нагреве [512]. Влияние способа нагрева на окисление связывают с электрохимическим механизмом высокотемпературного окисления. Установлено существенное расхождение в фазовом составе и структуре покрытий в зависимости от способа нагрева [516].

Термоциклические исследования

Сложилось мнение, что изотермические исследования недостаточно информативны для оценки материалов лопаток газотурбинных двигателей [517].

Эффект неаддитивности разупрочняющего влияния требует более полного учёта общего действия эксплуатационных факторов. Поэтому рядом с традиционными исследованиями на термостойкость начинают получать распространение термоциклические испытания [518, 519]. В отличие от классических исследований на термостойкость цель этих испытаний заключается в определении долговечности в условиях теплосмене. При термоциклических испытаниях скорость окисления существенно более высока, чем при изотермических [520, 521]. Это обстоятельство позволяет сократить длительность исследований и может быть основой для разработки методов ускоренных испытаний покрытий. В явлении растрескивания и отслоения покрытий в полуцикле охлаждения заключается суть ускоренных термоциклических исследований на долговечность. По характеристикам термоциклических испытаний определяют долговечность покрытий [522] но влияние технологических параметров нанесения [523].

Термоциклические исследования различаются параметрами термического цикла: максимальной и минимальной температурой, длительностью нагревания и охлаждения, выдержками при максимальной и минимальной температуре [520, 521, 523-527].

При термоциклических исследованиях подчеркивают значительное влияние формы цикла на характеристики долговечности. При тех же предельных значениях нагрузок, температур и частоты термоциклов долговечность может изменяться в 100 раз [517]. В большинстве случаев при испытаниях покрытий зарождения трещин происходят в полуцикле охлаждения. Подчеркивается [526], что успешная длительная эксплуатация покрытий требует детального изучения влияний условий полуцикла охлаждения на его эксплуатационные свойства. Отсюда следует важность контролировать режим и условия охлаждения образца.

Наблюдается полный разноразбой в средствах и методах охлаждения. Образцы от 20 °С до 1100 °С охлаждают потоком холодного воздуха [528]. При испытаниях лопатки от 20 °С до 1100 °С охлаждают сжатым воздухом, от 20 °С до 900 °С – в проточной воде [528].

Существенным недостатком при обдуве является неравномерность охлаждения по периметру образца. При охлаждении в воде возникает кризис теплообмена из-за плёночного и пузырькового кипения жидкости. Как следствие этого – многократное снижение скорости охлаждения, неравномерность и неуправляемость охлаждения. Часто покрытия имеют открытую пористость порядка 10...15 %. При охлаждении водой образование пара в открытых порах вызывает их разрушение.

Т. о., в целом приходим к выводу, что традиционные лабораторные методы исследования теплозащитных покрытий уже недостаточны [529]. Из-за боль-

ших расхождений в результатах исследований фирма МТИ пришла к выводу относительно невозможности оценки качества покрытий по результатам механических испытаний [530]. Покрытия требуют разработки новых, более совершенных, информационно-ёмких методов лабораторных исследований.

Оптические нагревательно-охлаждающие устройства

Некорректность и недостатки электрических методов нагрева образца привели к необходимости поиска методов, наиболее пригодных для исследования покрытий. Главным требованием является внешнее подведение контролируемого теплового потока, удельная величина которого должна отвечать условиям эксплуатации конструктивных элементов. Кроме того, при термоциклических исследованиях необходимостью является тепловая безынерционность и возможность достижения высоких скоростей нагревания при испытаниях на термоудар.

В самом простом случае применяют обычную лабораторную печь электросопротивления с перемещением образца из зоны нагрева в зону охлаждения в каждом цикле термоциклирования [531]. Используют и лазерную технику. Как критерий термостойкости покрытия ввели критическую плотность энергии лазерного излучения, при которой начинается его разрушение [532]. Недостатками лазерных методов нагрева является локальный характер нагрева образца. Как следствие локального нагрева – неинвариантность результатов, которые получают при проведении экспериментальных исследований.

Поэтому одной из тенденций развития высокотемпературных лабораторных средств есть более широкое применение лучевого нагрева [532-536]. Лучевой нагрев не оказывает специфического влияния на механические характеристики конструктивных материалов.

В экспериментальной практике существует два вида конструкций оптических нагревательных устройств: 1) нагревательные устройства, которые используют лучевой теплообмен в замкнутой зеркальной полости, где нагревание осуществляется за счёт многократного отражения лучевого потока [537, 538]; 2) оптические печи, которые используют фокусировку лучевой энергии [539, 540].

В первом случае многократное отражение увеличивает потерю энергии и снижает максимальную температуру объекта, который нагревается. Недостатком конструктивного решения во втором случае является малый фокальный объём, неравномерность лучевого потока в фокусе и односторонность нагревания, а также незамкнутость полости, в которой проходит фокусировка лучевой энергии. Значительная часть лучевого потока нагревателя и собственного излучения образца рассеивается в пространстве.

Частично эти недостатки устранены в безынерционных нагревательных устройствах, которые базируются на лучевом теплообмене в замкнутой полости

с высокой отражательной способностью внутренней поверхности стен. Этот класс нагревательных устройств называют еще “печи с холодной стенкой” [413]. Нагревание объекта осуществляется многократным отражением лучевого потока от зеркальной поверхности стенки. Это обеспечивает равномерность нагревания, но существенно увеличивает потери энергии и снижает максимальную температуру объекта. Форма замкнутой отражательной поверхности не владеет фокусирующей способностью. Поэтому предложен принцип, который сочетает замкнутость зеркальной полости и её фокусирующее действие [541]. На основе этого принципа в Институте проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины разработан ряд лабораторных установок. Фокусируемое лучевое нагревание особенно удобно для термоциклирования при максимальных скоростях нагревания за счёт минимальной тепловой инерционности устройства.

Реализуется термоциклирование отсечкой или перераспределением лучевого потока. Специальные оптические камеры фокусирующего действия позволяют достичь необходимое равномерное распределение температур по образцу и могут быть встроены в стандартную разрывную машину [535, 542]. В качестве источников лучевой энергии применяют графитовые нагреватели, X_e -дуговые лампы мощностью до 30 кВА, галогенные и вольфрамовые лампы [447, 543].

Т. о., применение безынерционных устройств, которые нагревают и охлаждают используя фокусировку лучевой энергии, позволяет осуществлять термоциклирование при любой форме цикла. Как главный фактор, который повреждает, принимается термоциклирование с одновременным воздействием окружающей среды. Кривая ползучести, которая получается в этих условиях, является чувствительным инструментом для оценки изменения состояния покрытий. Особенно чувствителен характер и скорость ползучести к состоянию поверхности раздела композиции “основа-покрытие”.

Оборудование и условия проведения изотермических и термоциклических экспериментальных испытаний.

Для исследования титановых образцов с ВПП на ползучесть в воздушной среде при изотермических и термоциклических режимах использовалась установка “Щелкунчик” (рис.156) [544].

Принципиальным отличием установки являются методы нагревания и охлаждения образца, которые осуществляются с помощью фокусировки лучевой энергии в замкнутой оптической безынерционной системе.

Установка состоит из устройств для циклического изменения температуры и нагрузки образца, а также включает системы измерения и записи температуры, нагрузки и деформации (рис.157).

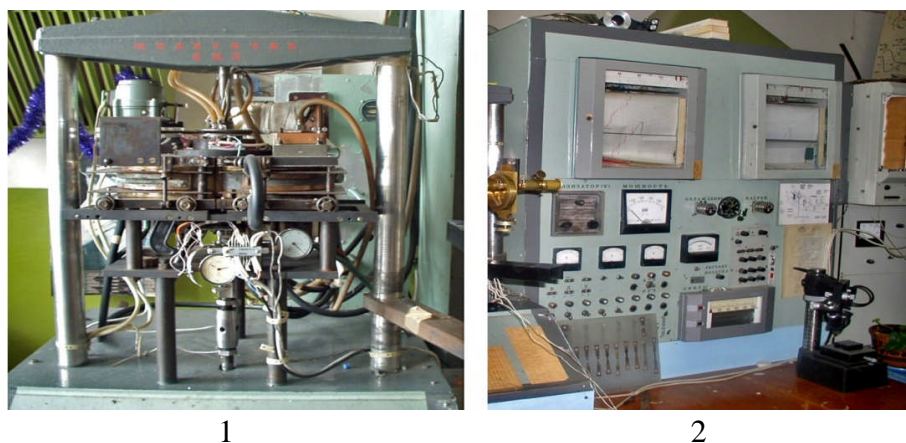


Рис. 156. Общий вид экспериментальной установки “Щелкунчик”: 1 – установка “Щелкунчик”; 2 – блок контрольно-измерительных и регистрирующих приборов

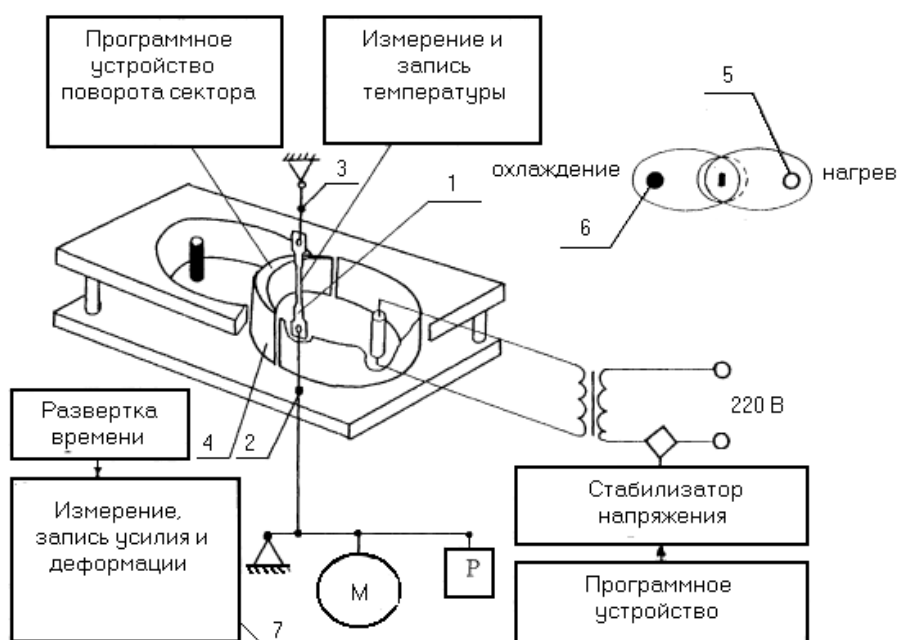


Рис. 157. Схема установки “Щелкунчик”: 1 – образец; 2 – подвижной захват; 3 – неподвижный захват; 4 – поворотный сектор; 5 – нагреватель; 6 – охладитель; 7 – самописец ЕПП-09

Основным узлом установки является устройство для циклического изменения температуры на образце, который состоит из камер нагревания и охлаждения. Внутренние зеркальные полости камер выполнены в виде эллиптических цилиндров с плоскими торцевыми крышками, которые ограничивают цилиндры из торцов. Высота эллиптического цилиндра избрана из требований высоты рабочей части образца, который нагревается, и с целью равномерного распределения температур по рабочему участку образца. Форма эллиптического цилиндра

дра обеспечивает равенство зоны образца, который нагревается, форме и размерам нагревателя. Нижняя и верхняя крышки оптической печи, а также эллиптический цилиндр выполнены из листового медного сплава (толщина листа 1...2 мм) для обеспечения достаточной теплопроводности и надёжности работы системы охлаждения зеркальных стенок проточной водой.

Точность поверхности эллиптического цилиндра обеспечивается механической обработкой. Для обеспечения стабильности отражательной способности зеркальной поверхности использовано покрытие родием, который имеет высокую интегральную направленную отражательную способность в видимой и инфракрасной областях спектра. По сочетанию твёрдости, коррозионной стойкости и отражательной способности родий является наилучшим вариантом для зеркальной стенки. Электролитическое покрытие поверхностей родием освоено промышленностью. Камеры нагревания и охлаждения соединены, имеют общую фокальную ось и расположенные симметрично относительно этой оси.

Вдоль общей фокальной оси системы расположен образец, а в двух других осях – нагреватель и охладитель. Соосно с общей фокальной осью расположен поворотный сектор, который исполняет роль подвижного концентратора лучевой энергии. Основной деталью сектора является зеркало криволинейной формы, которая имеет профиль части боковой поверхности эллиптического цилиндра, отсечённой плоскостью, которая проходит через фокальную ось параллельно малой оси эллипса. Форма зеркального сектора и возможность его поворота вокруг фокальной оси на 180° позволяют циклически изменять температуру на образце по заданной программе. Для нагревания образца сектор устанавливают, как показано на рис. 157. В этом положении сектор образует фокусирующую поверхность в камере нагревания, в фокусах которой находятся образец и нагреватель. Происходит нагревание образца путём фокусировки на нём энергии от нагревателя (рис. 158).

Для охлаждения образца 1 сектор 4 (рис. 157) необходимо повернуть на 180° . В этом положении он образует фокусирующую поверхность в камере охлаждения, в фокусах которой находятся образец и охладитель. Происходит охлаждение образца путём фокусировки его тепловой энергии на охладителе. После окончания цикла охлаждения сектор возвращается в исходное положение и нагревание образца повторяется.

Источником лучевой энергии является графитовый излучатель, который нагревается путём пропускания электрического тока до температур 2500...3000 °С, в зависимости от цели эксперимента. Для защиты от окисления при высоких температурах нагреватель помещён в прозрачную камеру из кварцевого стекла, в полость которой подаётся аргон под избыточным давлением 2...10 мм вод. ст. Диаметр нагревателя представляет 6...8 мм. Нагреватель работает в изотерми-

ческом режиме. Термоциклическое влияние на образец осуществляется поворотом сектора 4 (рис. 157). В цепь графитового излучателя включён стабилизатор напряжения, который обеспечивает стабильное и регулируемое напряжение на излучателе. В табл. 33 приведены данные технической характеристики установки.

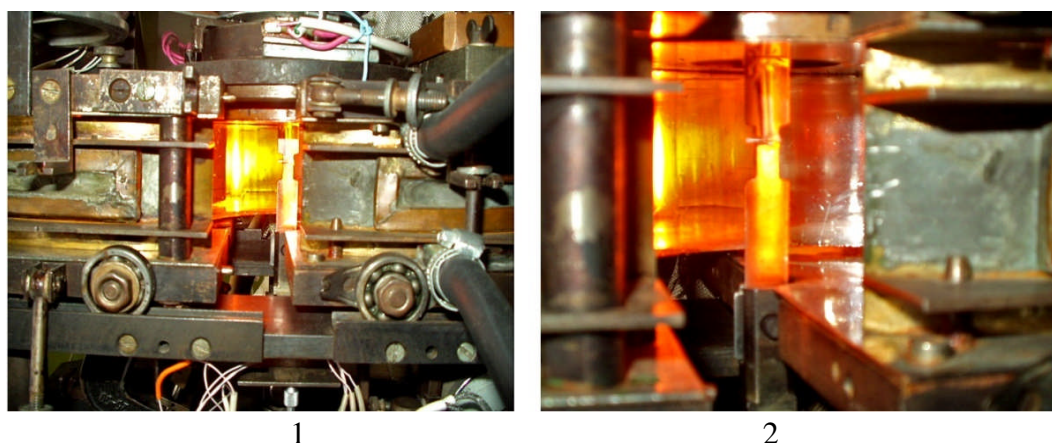


Рис. 158. Процесс нагревания образца в рабочей камере: 1 – общий вид установки; 2 – образец в рабочей камере установки

Таблица 33

Техническая характеристика установки

Способ нагревания	Радиационный, фокусированный
Рабочая среда	Воздух
Точность поддержки температуры, %	$\pm 0,5$
Максимальная температура нагревания, К	до 2000
Диапазон скоростей нагревания, град/с	$3 \cdot 10^{-1} \dots 3 \cdot 10^2$
Способ охлаждения	Бесконтактный
Диапазон скоростей охлаждения, град/с	$5 \cdot 10^{-1} \dots 5 \cdot 10^2$
Время поворота сектора, с	0,8
Максимальное усилие на образце, Н	10000
Точность приложения нагрузки, %	1
Рабочее напряжение, В	220
Мощность, кВт	до 10

Охладитель выполнен в виде двух коаксиально расположенных медных трубок. На внешнюю поверхность охладителя нанесено специальное покрытие, которое имеет степень черноты $\varepsilon = 0,94$. Для исключения появления конденсата атмосферной влаги на внешней поверхности охладителя он помещён в прозрачный кварцевый баллон, внутренняя полость которого вакуумирована. Температура поверхности охладителя может изменяться в пределах от 77 до 300 К, которая достигается с помощью замены в системе подачи циркулирующего хладагента.

Преимущества охлаждения фокусировкой собственного излучения заключается в отсутствии непосредственного контакта образца со средой, которая охлаждает, обеспечивается равномерность охлаждения по периметру и высоте образца, увеличивается скорость охлаждения за счёт отсутствия кризиса теплообмена при плёночном и пузырьковом кипении. Таким способом бесконтактное охлаждение фокусировкой собственного излучения полностью исключает эрозийное, коррозионное и адсорбционное влияние охлаждающей среды. Этим обеспечивается корректность испытаний в полуцикле охлаждения. Существенным преимуществом является то, что образец, который находится под механической нагрузкой, никуда не надо перемещать. Перемещается только поворотный сектор 4 (рис. 157), а оптическая печь остаётся неподвижной.

Быстрое перемещение затвора из оптической полости обеспечивает высокие скорости нагревания до 500 °/с., практически условия термоудара. Быстрое закрытие затвора обеспечивает высокие скорости охлаждения до 400 °/с. Холодные зеркальные стенки оптической полости обеспечивают минимальную тепловую инерционность печи.

Равномерное распределение температуры по поверхности образца обеспечивается сдвигом образца от фокальной оси цилиндра вдоль большой оси эллипса. Это осуществляется перемещением оптической печи и установкой в нужном положении при монтаже. Равномерность распределения температуры по высоте образца можно достичь изменением формы графитового нагревателя, который приводит к заданному распределению температуры по высоте нагревателя и к равномерному распределению на образце [545].

Управление поворотным сектором 4 (рис. 157) осуществляется автоматической системой, которая обеспечивает разные программы термоциклирования, и реализуется механизмом поворота.

Температуру излучателя измеряли оптическим пирометром типа ОППИР-017 через отверстие в стенке эллиптического цилиндра, а температуру образца с помощью термопары, что позволяет исключить взаимодействие с поверхностью образца.

Наблюдение за поверхностью образца в процессе исследований ведётся с помощью катетометра, что позволяет в процессе ползучести получать информацию о размерах трещин в покрытии, которые возникают, и расстояния между ними.

Система нагрузки установки обеспечивает линейное напряженное состояние в образце и состоит из механизмов нагрузки, рычага и систем тяг с шарнирами с соотношением плеч 1:10.

Относительную деформацию ε в процентах определяли измерением перемещения подвижного захвата образца (удлинение образца) Δl и дальнейшим расчётом по формуле

$$\varepsilon = \left(\frac{\Delta l}{l_0} \right) \cdot 100, \quad (19)$$

где l_0 - начальная расчётная длина рабочего участка образца, которая измеряется при температуре 293 ± 5 К перед испытаниями.

Таким образом, с помощью экспериментальной установки “Щелкунчик” проводили сравнительные испытания на изотермическую и термоциклическую ползучесть при фиксированном значении нагрузки $0,8 \sigma_b$ согласно ДСТУ 2637-94 [546] (учитывая снижение σ_b при повышении температуры), в условиях осевого растяжения при нагревании рабочего участка образца путём фокусировки лучевой энергии в замкнутой оптической безинерционной системе. Это позволяет нагревать образец до 1000 °С без влияния электромагнитопластического эффекта и осуществлять охлаждение образца со скоростью до 100 град/с. Характеристики термического цикла: $390 \leftrightarrow 640$ °С, время нагревания 10 с, охлаждение 15 с, что отвечает реальным условиям эксплуатации лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов.

Для исследования на изотермическую и термоциклическую ползучесть титанового сплава ВТ20 с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N использовались плоские образцы (рис. 159 и 160).

Результаты испытаний подаются в виде графиков кривых ползучести в координатах относительная деформация ползучести ε – время. Кривую ползучести можно разделить по форме на три области.

Участок 1 (рис. 161) – неустановившаяся ползучесть после приложения нагрузки, скорость деформации постепенно снижается. Участок 2: устойчивая ползучесть – скорость деформации почти постоянна. Часто скорость постоянной ползучести ε рассматривают как минимальную скорость ползучести. Участок 3: ускоренная ползучесть – кривая ползучести отклоняется от прямолинейного направления вверх, скорость деформации постепенно увеличивается к разрушению.

В момент приложения нагрузка перед началом неустановившейся ползучести возникает мгновенная деформация, которая включает упругую деформацию и независимую от времени пластическую деформацию. Определения величины мгновенной деформации часто отличаются в зависимости от способа нагрузки, средства и точности измерения удлинения.

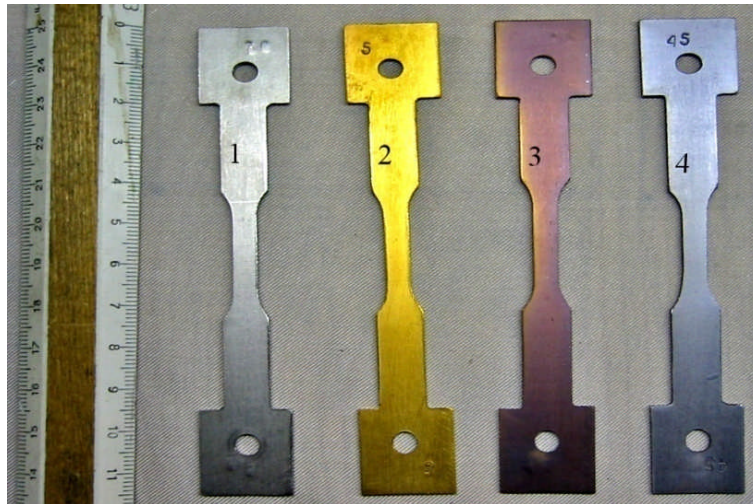


Рис. 159. Общий вид образцов с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N: 1 – титановый сплав VT20 без покрытия; 2 – покрытие TiN; 3 – покрытие (TiAl)N; 4 – покрытие (TiC)N

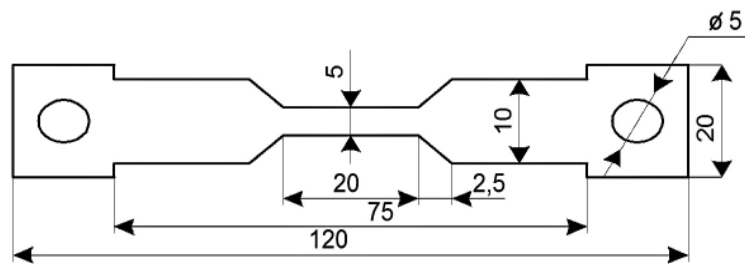


Рис. 160. Чертеж образца для испытания на изотермическую и термоциклическую ползучесть согласно ДСТУ 2637-94 [546]

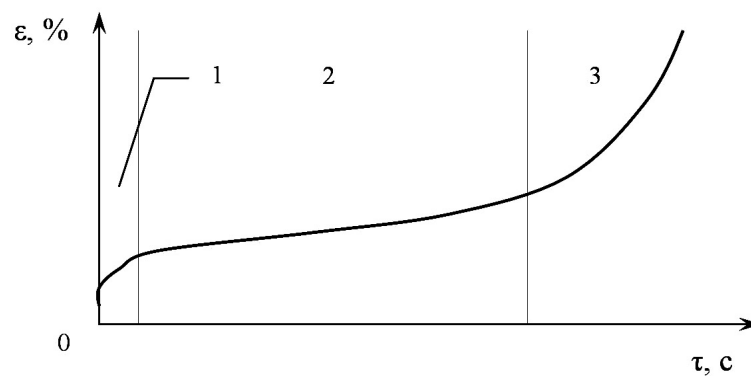


Рис. 161. Схематическое соотношение между деформацией и временами при ползучести (кривая ползучести)

Выбор фиксированной нагрузки $0,8\sigma_b$ обосновывается тем, что одним из критериев определения допустимого напряжения в нормах “ASME” есть 80 % средней величины напряжений, которые приводят к суммарной деформации 1 % [343]. Даже в реальных металлических материалах с низкой пластичностью при суммарной деформации $< 1\%$ не происходит разрушение, потому этот параметр и принято в качестве указанного критерия.

По кривой ползучести определялась относительная деформация и интервал времени до разрушения образца τ с покрытием, а также скорость ползучести, как отношение накопленной на постоянной стадии ползучести деформации к соответствующему отрезку времени.

Общий интервал времени к разрушению образца с покрытием представляет:

$$\tau = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3,$$

где τ_1, τ_2, τ_3 – соответственно время деформации 1, 2 и 3 участков кривой ползучести, с.

Предельную деформацию при разрушении ε_p образца (покрытие) определяли в процентах по формуле:

$$\varepsilon_p = \left(\frac{\Delta l_p}{l_0} \right) \cdot 100,$$

где Δl_p – удлинение рабочей части образца при разрушении, м:

$$\Delta l_p = l_k - l_0 = \Delta l_1 + \Delta l_2 + \Delta l_3,$$

где l_p – конечная расчётная длина образца после разрушения покрытия, измеренная при температуре 293 ± 5 К, м; $\Delta l_1, \Delta l_2$ та Δl_3 – соответственно, удлинение рабочей части образца на 1, 2 и 3 участках кривой ползучести, м.

Скорость ползучести $\dot{\varepsilon}$ в единицах за секунду определялась на участке постоянной ползучести 2 кривой ползучести по формуле:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_2}{\tau_2 \cdot 60}, \quad (20)$$

где ε_2 определяется по формуле (19).

Т. о., кривая ползучести является чувствительным инструментом, который характеризует состояние покрытия и поверхности адгезионного контакта. Кроме того, построение зависимости комплекса термомеханических характеристик

покрытия от времени и числа теплосмен позволяет определить такие важные характеристики как термостабильность свойств и спрогнозировать ресурс покрытия.

Автоматизированная система контроля и управления экспериментом. Известно [547], что актуальным является использование автоматизированных систем контроля и управления, которые предназначены для управления экспериментальным оборудованием и более точного измерения параметров материала с покрытиями. Поэтому в процессе проведения экспериментальных исследований была осуществлена модернизация универсальной испытательной установки “Щелкунчик” (рис. 157) автоматизированной системой контроля и управления (АСКУ).

АСКУ включает (рис. 162 и 163): блок управления включением реверсивного двигателя, который управляет быстродействующим затвором; измерительный блок 1 для канала измерения температуры; измерительный блок 2 для канала измерения деформации; блок буферизации (гальванической развязки); блок питания мостов и мультиплексирования; блок сообщения с ПК.

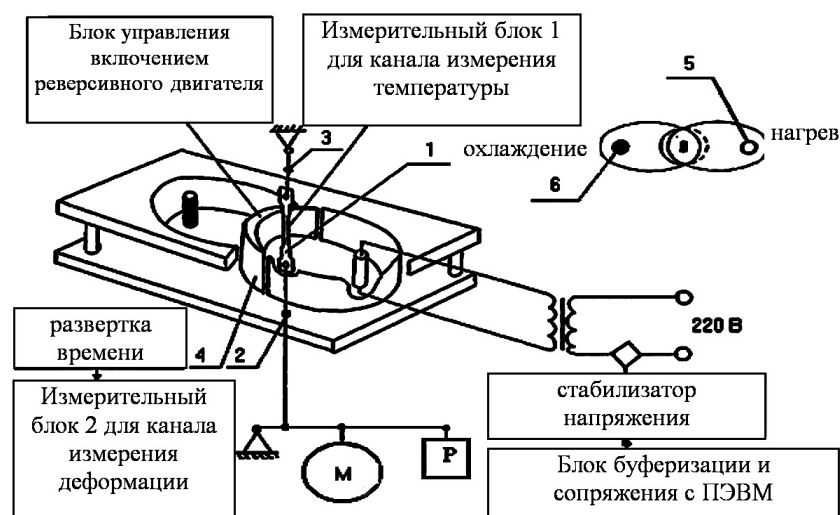


Рис. 162. Схема модернизируемой установки “Щелкунчик”: 1 – образец; 2 – подвижный захват; 3 – неподвижный захват; 4 – поворотный сектор; 5 – нагреватель; 6 – охладитель

Основными параметрами автоматизированной системы управления и контроля исследований на изотермическую и термоциклическую ползучесть по каналам являются:

1. Канал измерения температуры термопарой: диапазон измерения от 0 °С к 1200 °С; точность $\pm 0,1$ %; динамические характеристики – 10 измерений в

секунду; разрядность АЦП – 12 двоичных разрядов, частота дискретизации 100 кГц; гальваническая развязка 1500...3000 В.

2. Четыре канала измерения деформации: сопротивление тензорезистора 200 Ом; коэффициент передачи 2,7; диапазон измерения деформации $\pm 3,0\%$; точность $\pm 0,1\%$; динамические характеристики – 10 измерений в секунду; гальваническая развязка 1500...3000 В; разрядность АЦП – 12 двоичных разрядов; частота дискретизации 100 кГц.

3. Канал управления реверсивным двигателем: два дискретных входа контроля срабатывания конечных переключателей; два дискретных выхода управления реле включения двигателя.

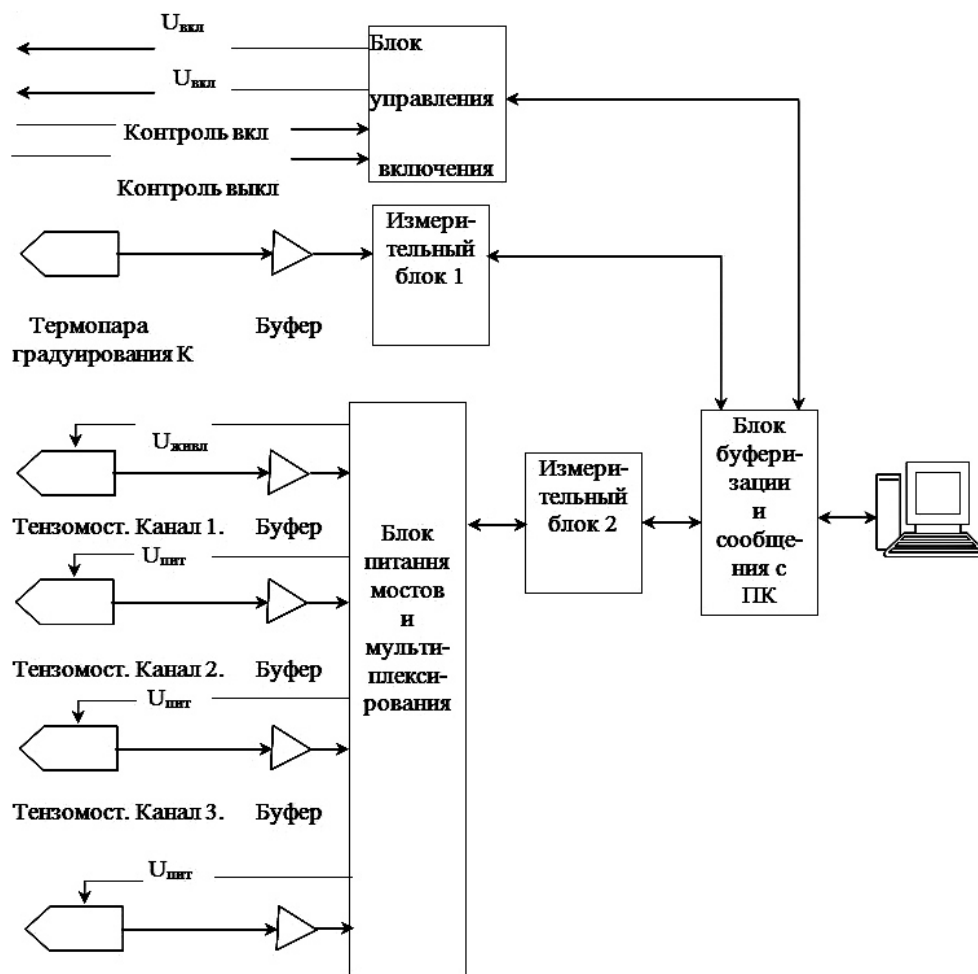


Рис. 163. Структурная схема АСКУ

При проведении экспериментальных исследований АСКУ выполняет следующие функции программного обеспечения: измерение температуры с помощью термопары; измерение деформации объекта с помощью тензодатчиков; обмен данными с электронным устройством установки; выполнение автоматического управления реверсивным двигателем с помощью ПК; генерирования

событий и сообщений о критическом и аварийном состоянии параметров; архивирование истории изменения параметров; отображение значений текущих параметров в реальном времени, аварийных сообщений, архива истории изменения параметров на дисплее автоматизированного рабочего места (АРМа) диспетчера; экспорт данных архива истории в таблице Microsoft Excel.

Использование АСКУ повышает точность и надёжность оценки работоспособности конструкционных материалов с покрытиями при разнообразных соотношениях нагрузок и температуры.

Опыт эксплуатации силовых установок летательных аппаратов свидетельствует, что большинство причин разрушения конструкционных элементов, в той или иной мере связано с их циклической прочностью, а именно термомеханической усталостью, которая выражается в постепенном накоплении повреждений в материале в условиях одновременного влияния переменных нагрузок, агрессивной среды и температуры. Это приводит к возникновению трещины от усталости, её развитию и окончательному разрушению материала [548, 125].

Термомеханическая многоцикловая усталость имеет место при высоких частотах нагрузки и напряжениях, при которых разрушение происходит после нескольких сотен тысяч циклов. При такой нагрузке разрушение не сопровождается значительными остаточными деформациями и формоизменением, что затрудняет предупреждение таких разрушений. Явление термомеханической усталости конструкционных материалов характеризуется сложностью и разнообразием процессов, которые проходят в материале на микроскопическом уровне и большой чувствительностью этих процессов к влиянию конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов, которые в свою очередь приводят к большому расхождению характеристик циклической прочности одного и того же материала при испытаниях его в различных условиях [549].

Одним из важных и перспективных направлений в решении задач относительно повышения сопротивления термомеханической усталости элементов конструкций является использование вакуум-плазменного метода нанесения защитных покрытий [505]. Однако невзирая на неаддитивность действия переменных нагрузок и температуры (390...640 °С), как разрушительного фактора, влияние ВПП на сопротивление термомеханической высокочастотной усталости титановых сплавов не изучено. Анализ последних исследований и публикаций [551-558] показывает отсутствие обобщающих выводов и рекомендаций, которые использовались бы для их практического приложения. Некоторые авторы ограничиваются констатацией влияния покрытий на величину σ_{-1} [551], другие отмечают снижение этой характеристики в одном случае, или её неизменности во втором [557], третьи указывают на повышение сопротивления усталости за счёт покрытия [552], “действительного его улучшения” [553]. Сло-

жившееся положение, т. о., с одной стороны является нормальным из-за существующего расхождения в начальных целях и концепциях, методиках (свидетельство несовершенства экспериментально-методической базы исследований, поскольку такие результаты, как правило, трудно сравнить), условиях и способах интерпретации экспериментальных результатов разными авторами. Однако, с другой стороны, эти обстоятельства подтверждают актуальность проблемы и необходимость её дальнейшего изучения.

Проведён анализ проблемы исследования на многоцикловую усталость и выявлены те проблемные вопросы, которые остались нерешёнными. Разработана методика термомеханических высокочастотных испытаний на многоцикловую усталость титанового сплава с ВПП в интервале температур 390...640 °С и с помощью её проведены экспериментальные исследования. Получена математическая модель технологического процесса нанесения ВПП по критерию предела выносливости. Кроме того, установлен механизм разрушения композиции “основа-покрытие” при одновременном влиянии циклических нагрузок и температуры.

Разработка экспериментального комплекса для термомеханических испытаний ВПП на высокочастотную многоцикловую усталость.

Методическая база высокочастотных циклических испытаний материалов или конструктивных элементов является практическим воплощением и прикладной реализацией результатов решения или анализа тех или иных задач теории колебаний. Высокочастотные колебания активных элементов испытательного оборудования являются, как правило, резонансными и потому каждая из методик, которые применяются на практике, допускает целесообразное использование свойств колебательных систем, которые находятся в режиме возбуждения механических колебаний.

В настоящее время исследование сопротивления усталости материалов при резонансном методе является одним из наиболее перспективных направлений. Широкое распространение таких исследований объясняется как непосредственным решением технических заданий (когда работа конструктивных элементов характеризуется режимом высокочастотных колебаний), так и тем, что высокочастотные испытания на усталость позволяют резко сократить время для получения экспериментальных данных сравнительно с традиционными исследованиями на обычных (низких) частотах. В связи с этим такие исследования рассматривают как метод ускоренных испытаний конструкционных материалов [559, 560]. Поскольку исследования сопротивления усталости при высокочастотной нагрузке проводят с использованием резонансных колебательных систем, то циклическое напряжение в объекте, который испытывается, также возникает вследствие его резонансных колебаний – продольных, крутильных и из-

гибных. Поскольку колебания образца в данном случае очень близки к упругим, то соотношения между амплитудами напряжений и деформаций записывается в соответствии с законом Гука при значении модуля упругости, который определяют динамическим способом [561-563].

При постоянном резонансе частоты и формы колебаний практически совпадают с соответствующими собственными частотами и формами [564, 565], поэтому задача определения напряжённо-деформированного состояния конструктивных элементов (образцов или связанных с ними упругих элементов испытательной установки), которые находятся в резонансе, сводится к анализу их собственных колебаний. Заметим, что такой подход требует осторожность особенно тогда, когда имеет место одновременный резонанс ряда связанных элементов. В этих случаях необходимо рассматривать собственные колебания системы в целом, касательно к которой колебания отдельных элементов стоит считать “вынужденными” под действием некоторых реактивных сил, которые замещают собой влияние условно отброшенных соседних элементов системы. В любом случае, однако, предположение относительно практического совпадения форм и частот собственных колебаний с резонансными требует своего подтверждения, например, непосредственными измерениями амплитуд и частот, сравнением экспериментальных форм с расчётными, проведением тензометрирования. Однако в последнее время, по мере накопления опыта и многократных экспериментальных проверок путём тензометрирования, исследователи склоняются к мысли о практическом совпадении резонансных и собственных параметров колебаний, что полностью оправданно по крайней мере при испытаниях на усталость [559].

Сегодня техническая база для испытаний на усталость, в том числе и высокочастотных (300 Гц...50 кГц), достаточно развита. Среди низкочастотных – установки на основе:

- механических преобразователей энергии стационарного движения в энергию колебательного движения [566-570], предельная частота которых не превышает, как правило, 100...200 Гц;

- гидравлических (пульсаторы) преобразователей, в которых высокое постоянное давление жидкости циклически изменяется, – частота не больше 30 Гц [568-570];

- электрогидравлических, как дальнейшей модификации гидропульсаторов с целью расширения частотного диапазона до нескольких сотен герц [571] и гидродинамических [572-574], которые возбуждают колебания жидкости с высокой частотой к единицам килогерц, а также электромагнитных [569], которые возбуждают колебания объекта с помощью электромагнита, который питается переменным током частотой от десятков до сотен герц.

Среди высокочастотных чаще всего используют установки на базе:

- пневматических источников механических колебаний, в которых поток сжатого воздуха прерывается с частотой до 20 кГц, что совпадает с собственной (резонансной) частотой колебаний объекта – пластинчатого образца [575];

- роторных сирен, которые обеспечивают пульсации воздушной среды с давлением 160...170 дБ при частотах звука от сотен герц до десятков килогерц [572, 573];

- электродинамических преобразователей, в которых колебания объекта с частотой к единицам килогерц обеспечиваются взаимодействием постоянного магнитного поля электромагнита с витками подвижной катушки, которая питается переменным током рабочей частоты [569];

- магнитострикционных преобразователей энергии переменного магнитного поля необходимой частоты в энергию изменения размеров материалов (никель, феррит, др.), помещённых в это поле, частотный диапазон возбуждения колебаний – от единиц до десятков килогерц [572-574];

- пьезоэлектрических преобразователей, в которых используется явление циклического изменения размеров некоторых диэлектриков в переменном электрическом поле, а также в широком частотном диапазоне [576].

Достаточно полный перечень литературы по машинам и установкам, которые используются для испытания на усталость, содержатся в работах [559, 577].

В зависимости от цели исследования при высокочастотных испытаниях используются любые из перечисленных установок, однако наиболее широкое приложение из-за доступности и простоты эксплуатации нашли установки на базе электродинамических и магнитострикционных преобразователей. Методические проблемы при резонансных испытаниях на усталость сводятся к выбору типа установки и в зависимости от этого – к выбору конструкции образца, который исследуется, способа его закрепления и характера (вида) нагрузки.

Принцип действия высокочастотной установки резонансного типа (например, магнитострикционной) заключается в том, что возбуждены вибратором механические колебания усиливаются концентратором и передаются к образцу, в котором возбуждаются резонансные колебания, - продольные, крутильные или изгибные. Вид колебаний образца зависит от конструкции и способа соединения с концентратором, или от типа вибратора (вибратор продольных или крутильных колебаний). Общим положением, которое лежит в основе эффективной работы установки, является требование об обеспечении разрушения образцов от усталости в определенном месте при минимальных расходах энергии, которая необходима установке. Это задание решается путем надлежащего выбора механических параметров колебательной системы. Уровень циклических разрушающих напряжений в образце практически обеспечивается лишь при ре-

зонансных колебаниях последнего, что достигается, как правило, лишь при резонансе колебательной системы в целом. В последнем случае энергия, которая приложена к вибратору, будет иметь минимальное значение и, таким образом, из энергетической точки зрения установка будет работать более эффективно. Основная задача здесь заключается в подборе элементов колебательной системы так, чтобы при необходимой частоте испытания обеспечивались условия резонанса. Вспомогательное задание заключается в определении такой конструкции или способа закрепления образца, при которых разрушение его имело бы место в необходимой зоне, выбор которой диктуется в первую очередь удобством и возможностью оценки напряженно-деформированного состояния этой зоны. Может оказаться, что выполнение перечисленных условий недостаточно для обеспечения разрушения образца от усталости, причиной этому может быть низкий уровень амплитуды колебаний вибратора. В связи с этим между образцом и вибратором находится иногда переходный элемент - стержень или балка переменного пересечения, назначение которых заключается в увеличении амплитуды колебания образца. Таким образом, в итоге дело сводится к рациональному проектированию упругих элементов типа стержней, балок или пластинок для обеспечения интенсивных резонансных колебаний.

Использование продольных колебаний стержней позволяет исследовать сопротивление усталости материалов с покрытиями в условиях одноосного однородного напряженного состояния, поперечных колебаний балок – сопротивление усталости в условиях неоднородного одноосного напряженного состояния и, наконец, используя поперечные колебания пластинок или крутильные колебания стержней, можно исследовать отмеченное явление в условиях двухосного напряженного состояния. Между этими разновидностями испытаний на усталость можно поместить разные их комбинации, которые соединят в себе плоский изгиб или кручение с растяжением-сжатием, изгиб с кручением и так далее.

При исследованиях на сжатие или кручение образцы крепятся жестко к вибратору или концентратору. Общим для таких образцов является наличие у них участка с плавным изменением площади поперечного сечения, которое увеличивается с приближением к месту закрепления. Эта особенность вызвана необходимостью избежать неконтролируемого разрушения образцов от усталости в месте их закрепления, что возможно здесь из-за концентрации напряжений [559, 562]. При сниженных частотах, когда расчетная длина стержневого образца может оказаться слишком большой, применяют образец или с утолщением в верхней части, или с дополнительной массой. Дополнительная масса на свободном конце применяется также в случае, если исследуемый материал имеет малый удельный вес и высокую циклическую прочность (титановые сплавы,

композиционные материалы), когда силы инерции образца, который колеблется, могут быть недостаточные для создания напряжений превышающих предел выносливости.

Что касается образцов, которые исследуются на циклический изгиб (балки или пластинки), то во избежание их разрушения от усталости в месте закрепления, выбирают балку или пластинку специальной формы при прочном их закреплении, или выбирают соответствующую схему закрепления [559, 578]. Последнее замечание можно иллюстрировать примерами. Поскольку из анализа некоторых из решений элементарных задач на колебания вытекает, что при изгибе балки напряжения в месте закрепления будут снижаться со снижением жесткости последней (при шарнирном закреплении это напряжение равняется нулю), то некоторые методические рекомендации на этом факте и базируются. В случае необходимости исследование балки постоянного пересечения, а также из-за того, что такая балка поддается строгому анализу, было проведено совершенствование ее шарниром на одном конце, оставив свободным другой, или – двумя шарнирами на концах [569]. В первом из этих вариантов испытания необходимо вести по второй форме собственных (резонансных) колебаний, поскольку наличие узлового неподвижного сечения позволяет фиксировать в нем балку с помощью неподвижной ножевой опоры. Другие предложения из этого ряда относятся к пластинчатым образцам постоянной толщины, которые вырезаются из листовых материалов. Кольцевой образец [579] или образец в виде прямоугольной пластинки [575] закрепляется на ножевых опорах по периметру. При некоторых допущениях такую схему крепления, приблизительно, можно отнести к шарнирной. Отметим, что подобные схемы исследования не получили распространения, о чём может свидетельствовать отсутствие публикаций по результатам испытаний на усталость, не принимая во внимание работу [580], что отображает лишь принципиальную возможность практической реализации схемы с шарнирной балкой. Одна из причин этого заключается в том, что осложнение схемы закрепления ведет к снижению долговечности колебательной системы, которая сравнена с долговечностью образца. Что касается пластинчатых образцов, то частично и здесь осложнение опорного устройства в случае, которое требует обеспечения “шарнирного” закрепления по всему периметру, влечен недостаток, который отмечен для балки. Кроме того, в этом случае из-за неминуемого увеличения веса всей конструкции, за счет массивных деталей крепления образцов, практически трудно добиться интенсивных резонансных колебаний системы, которые бы были достаточны для разрушения образца без дополнительной затраты энергии. С энергетической точки зрения такая система является неэффективной. Поэтому авторы этого метода ограничились исследованиями неметаллических материалов, что требовало создания специального

стенда [575], который отличается от серийных, например, электродинамических или магнитострикционных. В отличие от схемы с закреплённой по периметру сплошной пластинкой, схема с кольцевой пластинкой позволяет использовать магнитострикционную установку для исследования металлов, поскольку закрепление образцов в этом случае проводится по внутреннему контуру, периметр которого намного меньше внешнего, в результате чего уменьшаются непродуктивные энергетические расходы при “раскачивании” образца. Невзирая на частичный недостаток этой схемы, как и раньше, связанный с опорным устройством, и, невзирая также на отсутствие авторских [579] и других публикаций по результатам испытаний на усталость, были проведены такие исследования по этой методике на частоте около 10 кГц сплава АМг6-БМ [581]. Вообще, следует отметить, что резонансные исследования на пластинчатых образцах позволяют исследовать сопротивление усталости в условиях плоского напряженного состояния при главных напряжениях одного знака $\sigma_2 / \sigma_1 \geq 0$, является актуальным, т. к. существуют ограниченные сведения об этом виде испытаний на усталость. Такой тип напряжённого состояния важен в работе многих современных машин и механизмов летательных аппаратов, быстроходных турбин, двигателей и др. Благодаря этому, любая методика для отмеченного вида плоского напряжённого состояния, которая даже владеет отмеченными недостатками, имеет право на изучение и дальнейшее развитие. Подтверждением этому даже “худшая”, среди методик, основанная на тензометрировании консольной пластинки, стала предметом стандартизации.

Возвращаясь к схемам на основе стержней, балок и пластинок переменной жёсткости, которая сейчас доминирует при резонансных методах испытаний, отметим, что их преимущество – в простой и надёжной опоре с прочным креплением, а это при массовых исследованиях в окончательном итоге даёт преимущества в производительности и достоверности результатов. Основной их недостаток (не учитывая некоторого снижения технологичности в результате осложнения геометрии образцов) заключается в отсутствии надёжных и одновременно простых методов расчёта. Для образцов на сжатие или циклическое кручение с рабочей частью постоянного поперечного сечения это не является серьёзной проблемой, поскольку их конструкция позволяет условно расчленить участки постоянного и переменного поперечного сечения и вести расчёт отдельно для стержня постоянного сечения, который в данном случае служит рабочей частью образца и потому именно его поведение при колебаниях является предметом изучения. Отмеченное обстоятельство вытекает из особенностей резонансных продольных или крутильных колебаний стержней постоянного сечения, при которых стержень подразделяется на участки, ограниченные узлами

– неподвижными сечениями. Эти участки и могут быть объектом независимого рассмотрения.

В случае проведения испытаний при циклическом изгибе балочных или пластинчатых образцов переменного поперечного сечения (даже с рабочей частью постоянного сечения) положения с определением (расчётом) напряжений существенно усложняется, поскольку здесь расчётный приём расчленения системы в упомянутом виде не применяется и придётся рассматривать задание в целом. Если при низких частотах нагрузки еще возможно удовлетворительное решение задачи экспериментальным способом – путём тензометрирования, то при высокочастотной нагрузке из-за ограниченных, как правило, размеров образцов (известно, что с повышением частоты резонансные размеры уменьшаются), сравнимых в отдельных случаях с минимально возможными базами тензорезисторов, результат неминуемо будет “усреднённым”. Стоит учитывать, что для высоких частот тензометрирование теряет свою эффективность также и по причинам, которые обусловлены ограничениями самого метода, преодоление которых требует специального, а временами уникального оборудования, которое промышленностью серийно не производится [582]. Т. о., расчётный метод определения напряжений в отмеченных случаях, а именно для образцов переменного сечения, является наиболее приемлемым, а может, и даже единственным.

Особенностью консольных образцов, которые применяются для исследования на циклический изгиб является конструктивное их выполнение из двух плавно соединенных участков (подобно образцам для растяжения-сжатия и кручения) – участка постоянного поперечного сечения и участка, который образован дугами окружностей к месту закрепления. При своих преимуществах, которые отмечены выше, такие образцы не позволяют аналитически дать оценку их напряженно-деформированного состояния, которое является их существенным недостатком, а особенно, если учесть трудности тензометрирования при высокочастотной нагрузке. Одним из способов, который может привести к успеху, является решение соответствующей краевой задачи, на основе которой можно получить необходимый результат. Поскольку для таких образцов точное решение получить невозможно, то стоит использовать приближённые подходы. Из анализа литературных источников выплывает, что невзирая на достаток методов решения подобных задач, в практике испытаний на усталость они не нашли распространения. Исключением является случай использования метода конечных разностей для этого типа образцов, поскольку надо было сопоставить результаты испытаний на усталость при простом изгибе с результатами двухосного изгиба кольцевых пластинчатых образцов переменной толщины, для которых также был использован конечно-разностный метод, как единственно воз-

возможный, по мнению автора [583] для такой пластинки. В данном случае применение единственного метода расчёта для балки и пластинки, безусловно, оправдано, поскольку иначе сопоставление результатов из-за методических ошибок не может считаться корректным.

Т. о., учитывая перспективность высокочастотных испытаний, которые позволяют оперативно и с существенно меньшими расходами времени получать экспериментальные данные в сравнении с обычными частотами и исходя из проведённого анализа методических средств, особенностей и подходов, можно сделать вывод о необходимости и актуальности как развития и дальнейшего научного обоснования известных экспериментальных методов, так и усовершенствования, адекватного выбора и, если возможно, развития эффективных и удобных для исследователя методов испытаний и расчёта, которые обеспечивают достоверность результатов. Кроме того, сказанное в равной мере можно отнести к образцам исследования, которые содержат покрытие любой природы и назначения.

За основу экспериментального комплекса была принята магнитострикционная установка для термомеханических высокочастотных испытаний на усталость и проведена ее модернизация. Исследования образцов титанового сплава BT20 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N (рис. 164 и 165) проводились на модернизированной магнитострикционной установке, которая является одной из модификаций установок, описанных в [559, 563]. Образец (рис. 165) отличается простотой в изготовлении, удобством при нанесении покрытия и его постановкой в резонансную систему установки.

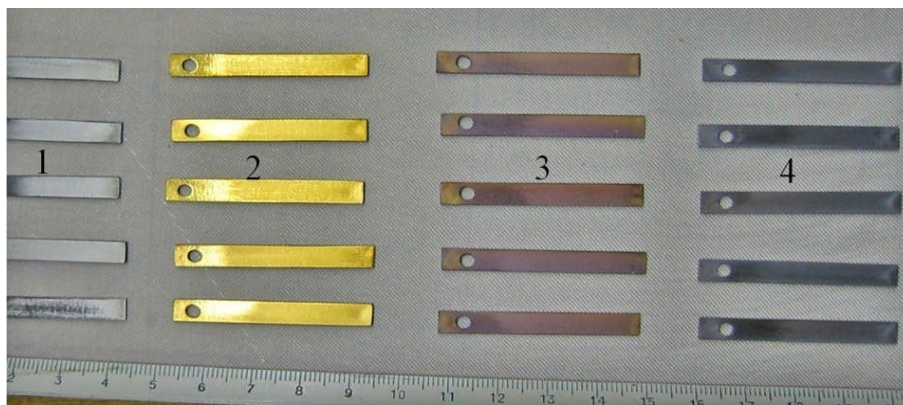


Рис. 164. Общий вид образцов с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N: 1 – титановый сплав BT20 без покрытия; 2 – покрытие TiN; 3 – покрытие (TiAl)N; 4 – покрытие (TiC)N

Блок-схема установки показана на рис. 166 [584]. Рабочая частота установки, при которой возможно её использование для испытаний на усталость, лежит в пределах $\sim 9,8 \dots 10,8$ кГц.

Принцип действия вибратора 1 установки основан на использовании явления магнитострикции, которая заключается в способности некоторых материалов (никель, пермендюр 49КФ и т.п.) изменять свои линейные размеры под действием переменного магнитного поля. В установке магнитострикционный эффект реализуется использованием О-подобных никелевых пластин (толщиной 0,1 мм), которые собраны в пакет, который и является вибратором 1. Переменное магнитное поле вибратора создается пропусканием через его обмотку переменного тока, частота которого равняется рабочей частоте установки; обмотка служит также для возбуждения в пакете постоянного магнитного потока, который подмагничивает.

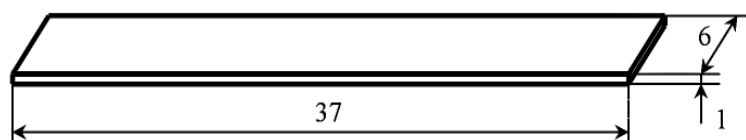


Рис. 165. Образец для термомеханических высокочастотных испытаний на усталость

Охлаждение вибратора, который нагревается при работе в результате потерь на гистерезис и вихревые токи, а также в результате нагревания его обмоток током, проводится проточной водой – вибратор находится в герметичном баке, который прикреплен к опорной плите установки (на рис. 166 не показано).

Амплитуда колебаний вибратора максимальна на его торцах (пучности перемещений) и равняется нулю посередине (узел). Для увеличения амплитуды применяется концентратор 3 - полуволновой стержень переменного пересечения с фланцем 2, который расположен в узловом сечении стержня. Фланец используется для крепления концентратора и всей колебательной системы к опорной плите. Увеличение амплитуды колебаний системы обуславливается отношением площадей торцов концентратора, формой образующей и волновым сопротивлением материала. Комбинируя эти параметры, можно добиться существенного увеличения амплитуды колебаний (в $8 \dots 12$ раз) при передаче приёмопередатчику колебаний (образцу) приблизительно той же мощности. На установке использованный концентратор из стали 45 с образующей по катеноиде (кривая $y = \operatorname{ch}x$) за исключением участка, который непосредственно прилегает к вибратору (ниже фланца). Диаметр торцов концентратора 3 уровней 24 мм и 120 мм.

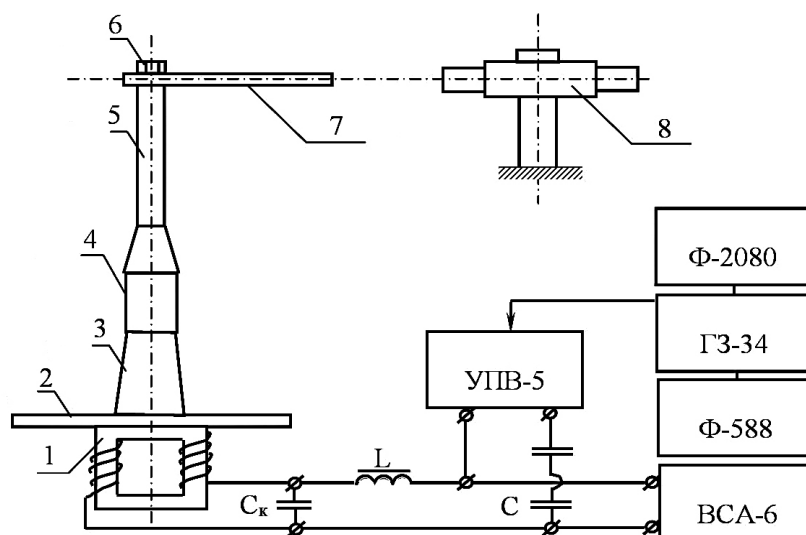


Рис. 166. Блок-схема магнитострикционной установки:
 1 – вибратор; 2 – фланец; 3 – концентратор; 4 – накидная гайка; 5 – полуволновой концентратор; 6 – винт крепления образца; 7 – образец; 8 – микроскоп

Для дальнейшего увеличения амплитуды колебаний с концентратором 3 с помощью накидной гайки 4 соединен еще один полуволновой концентратор 5, который конструктивно выполнен в виде двухступенчатого цилиндрического стержня из титанового сплава ОТ4. Каждая из ступеней его имеет постоянное сечение с диаметром верхней части 7,5 мм и нижней – 24 мм. Соединение между ступенями выполнено в виде радиусного перехода. Общая методика расчёта концентратора с разным законом изменения их образующих подана в работе [585]. С применением дополнительного ступенчатого концентратора максимальная амплитуда колебаний на крайнем торце системы достигает около 200 мкм, что оказалось полностью достаточным для успешного проведения испытаний на усталость.

Электрическая часть установки состоит из генератора типа ГЗ-34, счётчика циклов Ф-588, частотомера Ф-2080, источника постоянного тока - выпрямителя ВСА-6. Схематично связь между ними показана на рис. 166.

На магнитострикционной установке при исследованиях на усталость осуществляется независимое возбуждение колебаний системы, так что частота их определяется настройкой задающего генератора и измеряется электронным частотомером.

Необходимая амплитуда колебаний образца 7, что закрепляется на торце концентратора 5 с помощью винта 6, устанавливается путём изменения начального напряжения звукового генератора, который подается на мощный усилитель. Согласование усилителя УПВ-5 с вибратором производилось путем подбора оптимального числа витков обмотки вибратора при условии получения

максимальной амплитуды его колебаний. Включение дросселя L и ёмкости C_k (рис. 166), допускает параллельное соединение усилителя, источника постоянного тока и обмотки вибратора. Ёмкость C_k включается параллельно обмотке вибратора, так, что в контуре “ C_k - индуктивность вибратора” имеет место резонанс токов, чем улучшаются условия согласования вибратора с усилителем.

Величина силы тока подмагничивания задавалась около 15 А при напряжении 2...3 В.

Для измерения амплитуды колебаний образца 7 в процессе исследования используется микроскоп 8 с набором объективов и окуляров. Снижая или повышая амплитуду колебаний, при определенном числе циклов нагрузки устанавливается необходимый для разрушения образцов от усталости уровень напряжений. Связь между амплитудой любой точки образца, который колеблется, и напряжениями, действующими в нем, устанавливается (в зависимости от вида колебаний, их форм, конструкции образца) путем соответствующих расчетов на основе теории колебаний.

В связи с тем, что кроме циклических нагрузок конструктивные элементы подлежат влиянию температур, была проведенная модернизация магнитоэрикссионной установки У-10. Модернизация установки заключается в установлении камеры нагрева (рис. 167) [584, 586].

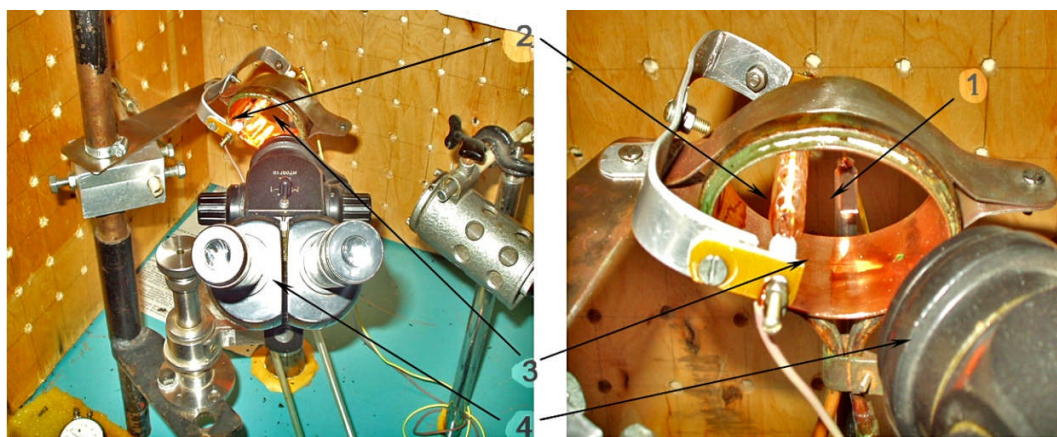


Рис. 167. Внешний вид модернизируемой установки У-10: 1 – образец; 2 – источник инфракрасного излучения; 3 – камера нагрева; 4 – микроскоп

Принцип нагрева базируется на основах, которые освещены в п. 1.11.1, а именно недопущение влияния электромагнитоэрикссионного эффекта на композицию “основа-покрытие”. Камера нагрева является эллиптическим цилиндром, внутренняя поверхность которого зеркально отполирована. В одном из фокусов эллиптического цилиндра параллельно его образующей, установлен источник инфракрасного излучения, который нагревает образец с покрытием,

расположенный во втором фокусе. Эта установка обеспечена аппаратурой управления, контроля и регистрации результатов испытаний.

Методика термомеханических высокочастотных испытаний на усталость материалов с ВПП

Анализ последних результатов исследований и публикаций, в которых приведены решения задач высокотемпературных испытаний на усталость, показывает, что на это время отсутствуют удобные и надёжные методики исследования на усталость материалов с покрытиями в интервале температур 350...1000 °С и частотой нагрузки 10 кГц [322, 338, 341].

Выбор повышенной частоты, температуры, вида циклической деформации и исследуемого материала двумя обстоятельствами предопределён. С одной стороны ориентацией этого исследования на его внедрение в отрасли авиадвигателестроения, которая использует элементы пластинчатого типа и которые подвержены во время эксплуатации интенсивной знакопеременной изгибной нагрузке с широким спектром частот и температуры. С другой стороны – возможностью оперативно в реальные сроки дать экспертную оценку влияния покрытий на σ_{-1} конструктивного элемента.

При исследовании циклической прочности конструктивных материалов с покрытиями необходимо учитывать достоверность влияния на результаты эксперимента конструктивного фактора, который связан с особенностью наносимого покрытия. Например, если адгезионная прочность покрытия не является идеальной, то в процессе когезионного разрушения покрытия возможно его отслаивание. В этом случае для количественной оценки эффектов, связанных с несовершенством сцепления, необходимо учитывать роль касательного напряжения, которая вызвана сдвигами в переходной зоне и отвечает за отслаивание покрытия [431]. Если же сцепление покрытия с основой достаточно большое (к такому случаю можно отнести ВПП), то расчёт может базироваться на использовании метода эквивалентных жёсткостей [588], как предельного случая общего метода, который учитывает характер сцепления.

Дальнейшее упрощение при жёстком сцеплении допустимо, если выходить из факта существенной разницы (иногда на несколько порядков) в толщине покрытия и основы [589]. При таких обстоятельствах правомерно считать систему “основа-покрытие” не только эквивалентной некоторой сплошной, что является главной предпосылкой метода эквивалентных жесткостей, но и в расчётах для частот или напряжения без особенных погрешностей допустимо использование модуля упругости и плотности только основы. В этом случае фактически будут рассматриваться результаты экспериментов относительно определения сопротивления усталости основного материала в зависимости от интегрального влияния некоторых (чаще неопределённых) факторов, которые действуют на

поверхности основы и predetermined наличием покрытия, без непосредственного использования в расчётных соотношениях его параметров.

В основе расчета использованных в работе образцов лежит дифференциальное уравнение форм собственных колебаний призматической балки [589-592]

$$W^{(4)} - k^4 W = 0, \quad (21)$$

где $W = W(x)$ – прогибы балки вдоль её длины l , м; k – частотный параметр (m^{-1}), который рассчитывается по формуле:

$$k^4 = \frac{\omega^2 \rho F}{EJ}, \quad (22)$$

где $\omega = 2\pi f$ – круговая собственная частота, $1/c$; f – линейная частота, $1/c$; $F=bh$ – площадь поперечного сечения, m^2 ; b – ширина, м; h – высота, м; E – модуль Юнга, МПа; ρ – плотность, kg/m^3 ; $J = bh^3/12$ – момент инерции площади F относительно нейтральной оси сечения, m^4 .

Для балки прямоугольного поперечного сечения вместо (22) можно записать

$$k^4 = \frac{12\omega^2 \rho}{h^2 E}. \quad (23)$$

Для расчёта максимального нормального напряжения используется известная формула [592]

$$\sigma = \frac{EhW''}{2}. \quad (24)$$

Призматические образцы являются наиболее простыми из всех известных и потому больше всего технологичны в изготовлении (рис. 165 и 168). Они крепятся на вибраторе установки в “точке”, то есть винтом малого диаметра (рис. 166, поз. б).

При выборе размеров образцов исходили из заданной частоты испытаний f , которая отвечает рабочей частоте магнитострикционной установки и толщине образца h , которая отвечает толщине листового исследуемого материала. Длина образца l выбирается из предположения, что образец-балка закреплен шарнирно одним концом, а другой конец – свободный, и определяется по формуле [403]

$$L^2 = \lambda^2 \frac{h}{2\pi f} \left(\frac{E}{12\rho} \right)^{\frac{1}{2}},$$

где λ – безразмерный параметр частоты.

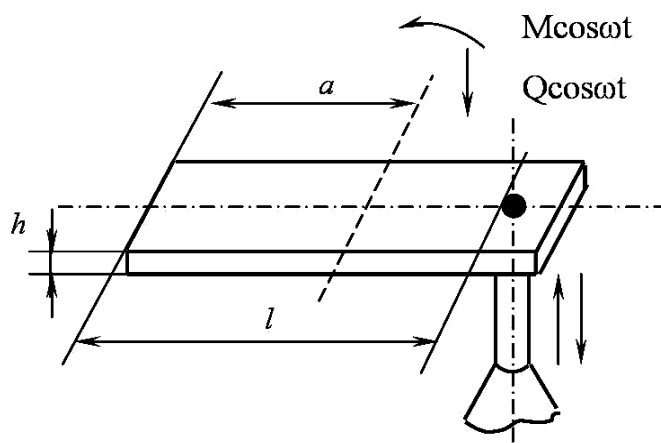


Рис. 168. Схема закрепления призматического образца

В процессе налаживания исследований эта длина экспериментально корректируется так, чтобы разрушение образца от усталости происходило на удалении от зоны закрепления. Ширина образца выбрана из соотношения $b=1,5...15h$. Напряжения в месте разрушения от усталости определяются по формуле (24) [590], в которую необходимо внести соответствующее значение второй производной от функции W . Чтобы установить характер этой функции для этого образца, необходимо решить уравнение (21) [590] и, как всегда, удовлетворить граничным условиям.

Для балки с закреплением в “точке” возникают трудности при попытке установления граничных условий в месте закрепления и потому здесь проблема в определении W разрешается непрямым путём. Учитывается, в частности, что при эксперименте используются формы колебаний с узловыми сечениями, которые параллельны торцу образца.

В этом случае считаем, что вдоль сечений, параллельных узловым, прогибы $W \cos \omega t$, поперечные силы $Q \cos \omega t$ и изгибающие моменты $M \cos \omega t$, будут распределены равномерно, как в классической балке. Исходя из этого, принимаем схему расчёта по методу сечений. Рассматриваем колебание рабочего (левого) участка балки под действием некоторых сил $Q \cos \omega t$ и моментов $M \cos \omega t$ (рис. 169).

Приняв начало координат на свободном конце этого участка, решения уравнения (21) записываем в виде, который тождественно удовлетворяет условиям $W'' = W''' = 0$ при $x=0$, то есть

$$W = A \left[S(kx) + \frac{B}{A} T(kx) \right], \quad (25)$$

где S и T – функции Крылова [593].

Учитывая, что $S''(kx) = k^2 U(kx)$ и $T''(kx) = k^2 V(kx)$, то выражение (25) примет вид [593]

$$W'' = k^2 A \left[U(kx) + \frac{B}{A} V(kx) \right],$$

где $U(x) = \frac{1}{2}(ch kx - \cos kx)$ и $V(x) = \frac{1}{2}(sh kx - \sin kx)$. Или для расчёта удобнее использовать следующие системы частных решений уравнений

$$S(x) = \frac{1}{2}(ch kx + \cos kx), \quad T(x) = \frac{1}{2}(sh kx + \sin kx).$$

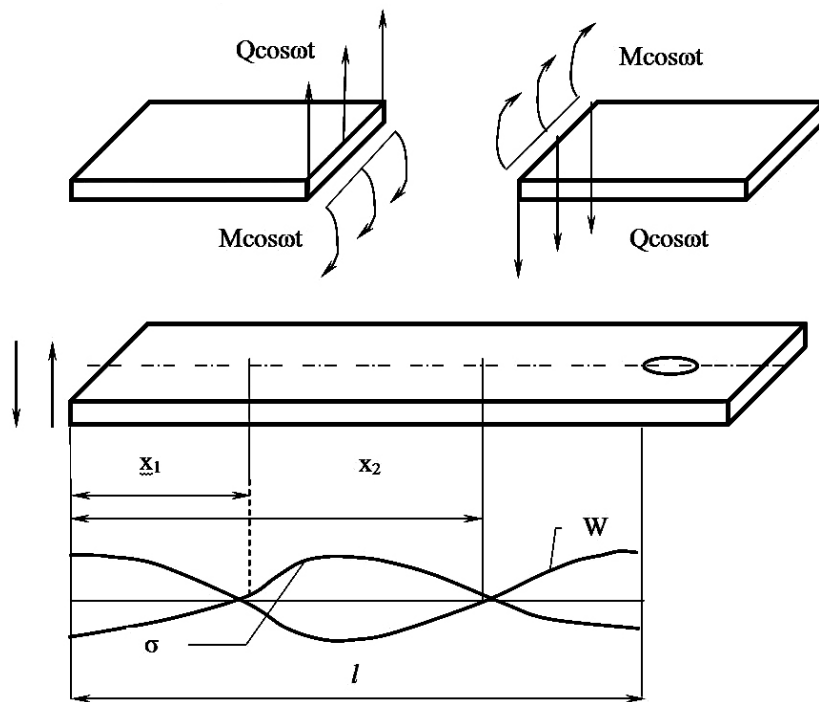


Рис. 169. Принцип нагрузки призматического образца и распределение в нём прогибов W и напряжения σ при колебаниях по третьей форме колебаний

Если бы моменты $M \cos \omega t$ и силы $Q \cos \omega t$ были известны (каким-либо способом определённые), то, удовлетворив условию:

$$EJ W''(a) = M ; EJ W'''(a) = Q ,$$

можно было бы решить вопрос о напряжении (25), определив параметры A , B , k . Из-за отсутствия такой возможности используются результаты эксперимента. Если амплитуда колебаний на свободном крае $x=0$, что измеряется обычно микроскопом, имеет величину W_0 , то согласно (25) получим:

$$A=W_0, \tag{26}$$

Частотный параметр k вычисляется по формуле (23), если известна резонансная частота f , которая измеряется электронным частотомером. Последнее неизвестно – постоянную B можно выразить через амплитуду $W(b)$ какого-либо сечения $x=b$. В результате из (25) с учетом (26), получим

$$B = \frac{[W(b) - W_0 S(kb)]}{T(kb)}.$$

Если b - координата узла колебаний x_1 или x_2 (рис. 169), то $W(b)=0$ и потому получим

$$B = W_0 \frac{S(kb)}{T(kb)}.$$

При известных A , B , k и b легко рассчитать величину прогиба W и напряжение (на рассмотренном участке образца по формулам (24) и (25).

На основе полученных результатов строятся кривые усталости материалов для параметров, которые характеризуют переменный цикл нагрузки в условиях повышенных температур и влияния конструктивных и технологических факторов.

Изложенная методика отличается очевидной простотой, как по конструкции образца, так и по способу его закрепления. Это в свою очередь позволяет более рационально использовать мощность резонансной установки, поскольку здесь не требуется использование специальных устройств и дополнительных деталей крепления, которые не являются активными элементами, но способны резонировать в рабочем режиме и требуют дополнительной затраты энергии.

Результаты экспериментальных высокочастотных испытаний на усталость Ti-сплава с покрытиями. Для проведения экспериментальных исследований использовались образцы из титанового сплава BT20, которые имели

ширину 6 мм, длину 37 мм и толщина 1 мм. Кроме того, для определения влияния остаточного напряжения на предел выносливости применялись образцы из титанового сплава ВТ1-0 шириной 6 мм, длиной 30 мм при толщине 0,5 мм. При исследовании образцов на усталость использовали третью форму колебаний (рис. 170). База испытаний на усталость $N=10^7$ циклов нагрузки. Для определения сопротивления усталости титановых сплавов ВТ20 и ВТ1-0 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N и построения кривых усталости исследовали не менее 10...15 образцов. Каждый образец доводили до разрушения, при этом амплитуду колебания образца и частоту нагрузки в течение всего времени исследования до его разрушения поддерживали постоянной.

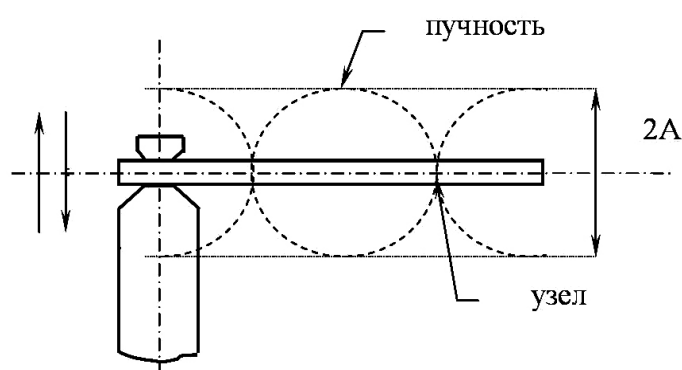


Рис. 170. Схема испытания образцов на усталость

При исследовании на усталость в условиях повышенных температур образец перед нагрузкой (на начало испытаний) нагревали до заданной температуры и выдерживали в камере нагрева дополнительно в течение 30 мин. с целью выравнивания температурного поля в воздушном пространстве камеры и на поверхности образца. Момент начала разрушения образца устанавливали по падению резонансной частоты его колебаний на 10...15 Гц.

Результаты экспериментальных исследований титанового сплава как без, так с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N термомеханическими высокочастотными испытаниями на усталость представлено на рис. 171-174 [594, 595].

Из графиков видно, что на количественные характеристики и вид кривой усталости сильно влияет температура испытаний. С повышением температуры испытания, начиная с 400 °С, предел выносливости существенно уменьшается, причём горизонтальный участок на кривых усталости исчезает. Это предопределено не только снижением характеристик статической прочности, но также и снижением прочности кристаллической решётки титанового сплава, переход структуры в менее стабильное состояние и усиления негативного влияния внешней среды.

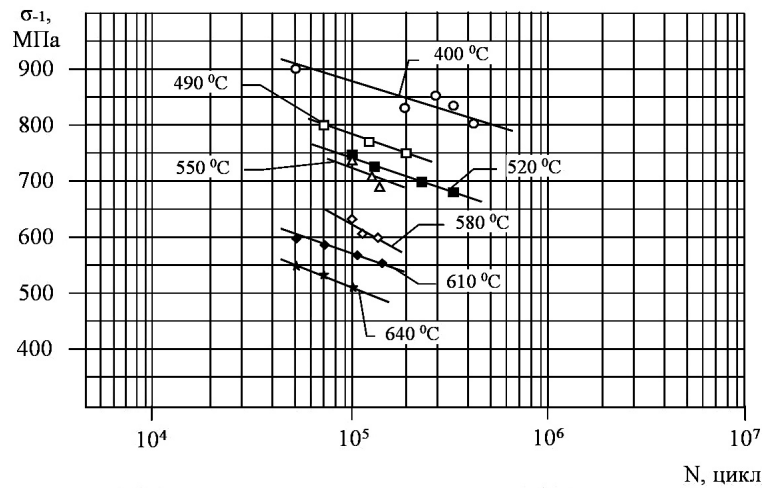


Рис. 171. Кривые усталости титанового сплава VT20 без покрытия

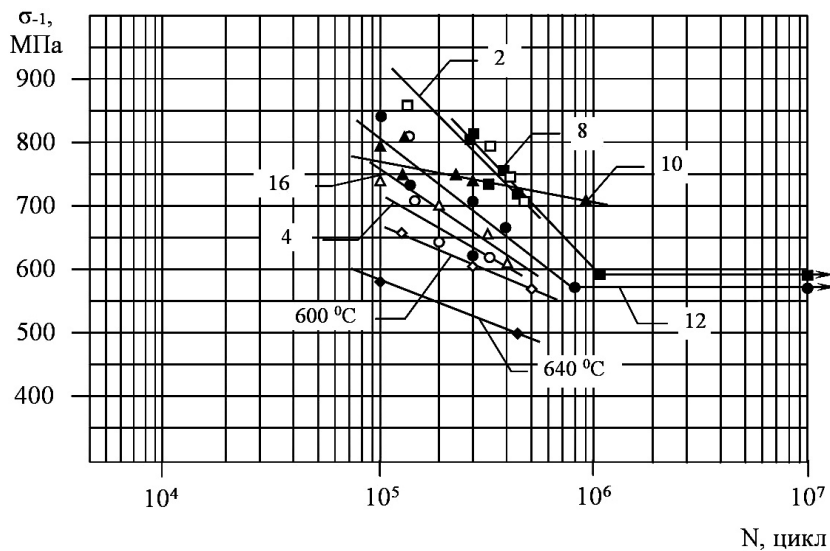


Рис. 172. Кривые усталости титанового сплава VT20 с покрытием TiN (номера кривых согласно табл. 20)

Активизируются диффузионные процессы на поверхности титанового сплава при неаддитивном влиянии температуры и внешней среды, которое приводит к появлению микроскопических поверхностных трещин, являющихся началом разрушения от усталости. На сопротивление усталости оказывает влияние как число циклов нагрузки, так и время нахождения образца при высоких температурах в условиях циклической нагрузки. Наличие ВПП ограничивает скорость прохождения диффузионных процессов, что значительно влияет на повышение предела выносливости.

Кроме того, под воздействием температуры увеличивается угол наклона кривой усталости. Дальнейшее повышение температуры приводит к ещё большему наклону. Это вызвано усилением влияния ползучести титановых сплавов при высоких температурах. Поскольку для развития деформации при ползуче-

сти нужно значительное время, влияние ползучести сильнее проявляется при малом напряжении, т. е. при большом времени испытания (при большом количестве циклов).

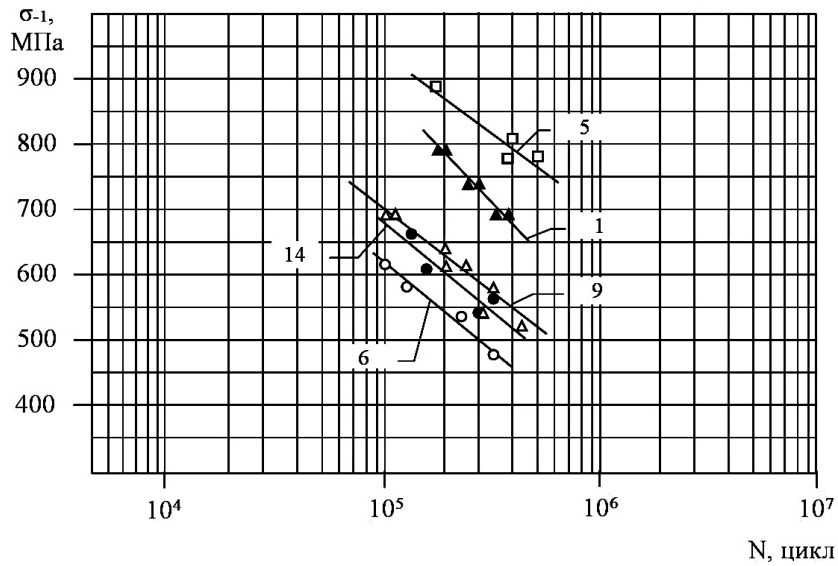


Рис. 173. Кривые усталости титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiAl)N (номера кривых согласно табл. 20)

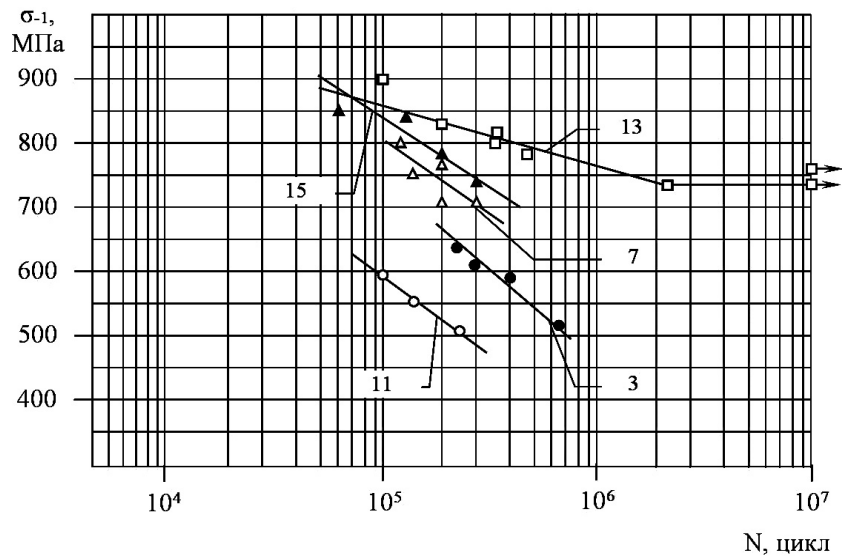


Рис. 174. Кривые усталости титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiC)N (номера кривых согласно табл. 20)

Пластические деформации, которые вызваны ползучестью, убыстряют процесс развития трещины от усталости и уменьшают число циклов, которые приводят к разрушению. Так, из рис. 171 наблюдаем, что кривые усталости титанового сплава без покрытия находятся в пределах $N=5 \cdot 10^4 \dots 4 \cdot 10^5$ циклов, а кривые усталости титанового сплава с покрытиями – $10^5 \dots 10^6$ циклов. При этом на рис. 172 и рис. 174 – до 10^7 циклов. Следовательно, смещение кривых уста-

лости Ti-го сплава с покрытиями объясняется увеличением сопротивления изотермической и термоциклической ползучести.

Известно, что остаточное напряжение сжатия оказывает значительное влияние на предел выносливости конструктивных материалов. Для подтверждения и определения такого влияния были проведены дополнительные экспериментальные исследования образцов из титанового сплава BT1-0 с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N при комнатной температуре. Так, например, на рис. 175 представлены результаты испытаний в виде кривых усталости титанового сплава BT1-0 с покрытием (TiAl)N.

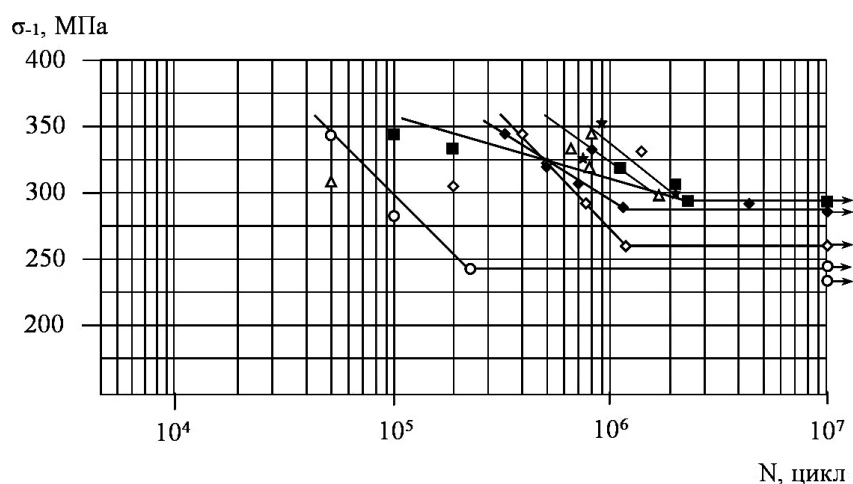


Рис. 175. Кривые усталости титанового сплава BT1-0 с покрытием (TiAl)N (сравнения, табл. 20 и табл. 23)

Сравнивая результаты измерений и вычислений остаточного напряжения (табл. 23) и значение пределов выносливости, установлено, что покрытие из $\sigma_{ост} = 3728$ МПа имеет $\sigma_{-1} = 300$ МПа, а покрытие из $\sigma_{ост} = 1907$ МПа — $\sigma_{-1} = 270$ МПа. К тому же общее повышение σ_{-1} титанового сплава BT1-0 с покрытием (TiAl)N по сравнению с Ti-сплавом BT1-0 без покрытия составляет 25 %.

Подытоживая следует сказать, что благодаря технологическому процессу нанесения ВПП удалось повысить предел выносливости титанового сплава BT20 на 15...20 % с увеличением количества циклов до разрушения при одновременном действии циклических нагрузок и температуры, а BT1-0 — до 25 %.

Построение математических моделей. По результатам эксперимента проведен статистический анализ и построена регрессионная модель зависимости критерия оптимизации, который характеризует предел выносливости титанового сплава BT20 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N от конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов (табл. 20) [596]. Расчёт модели осуществлялся с помощью ППП ПРИАМ. Как начальные данные использовались

матрица планирования (табл. 20) и результаты экспериментальных исследований.

После обработки результатов эксперимента получена математическая модель, которая описывает зависимость предела выносливости от конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов.

$$Y_5 = 584,246 - 102,163x_5 + 28,4715x_2^2x_5 - 17,421x_2 + 35,5617x_1x_4^2 - 23,2157x_4^2,$$

где Y_5 – математическая модель в кодируемых значениях для предела выносливости σ_{-1} .

Формулы перехода от кодируемых значений к натуральным представлены в [544, 592]. Полученные зависимости проверены на адекватность, воспроизводимость и информативность результатов по критериям математической статистики. Результаты статистического анализа представлены в табл. 34.

Таблица 34

Статистические характеристики моделей

Параметры статистического анализа	Значение параметров
	Y_5
Остаточная дисперсия	864,011
Дисперсия воспроизводимости	2135,14
Расчетное значение F-критерия	2,51642
Уровень значимости F-критерия адекватности для степеней свободы	0,05 V1 = 5; V2 = 10
Табличное значение F-критерия для адекватности	2,81946
Стандартная ошибка оценки	27,9567
Стандартная ошибка оценки с учётом степеней свободы	33,7640
Часть рассеивания, которое объясняется моделью	0,902362
Введено регрессоров	6
Коэффициент множественной корреляции	0,928951
Коэффициент корреляции с учётом степеней свободы	0,921647
F отношения для R	16,3591
Уровень значимости F-критерия информативности для степеней свободы	0,05 V1 = 5; V2 = 26
Табличное значение F-критерия для информативности	2,55382
Критерии Бокса и Веца для информативности	2

Результаты повторных исследований, которые проведены в одинаковых условиях, проверялись на статистическую воспроизводимость по G – критерию Кохрена. Для всех регрессионных зависимостей $G_{\text{розн}} < G_{\text{табл}}$ при $\alpha = 0,05$. Поэтому мера рассеяния результатов по строкам матрицы планирования одинакова, а результаты воспроизводимы.

Проверка гипотезы на адекватность полученных моделей результатов эксперимента проводилась с использованием F-критерия Фишера. Для полученных моделей при принятом уровне значимости $\alpha = 0,05$ $F_{\text{розра}} < F_{\text{табл}}$, поэтому модель адекватно отображает результат эксперимента.

Оценка качества полученных математических моделей проводилась путём определения коэффициента множественной корреляции. Коэффициент множественной корреляции R показывает величину статистической связи по уравнению множественной регрессии Y_i и начальными экспериментальными результатами.

В полученных математических моделях коэффициенты множественной корреляции статистически значимы, то есть $F_{\text{розра}} > F_{\text{табл}}$, при принятом уровне значимости. Следовательно, модели, информативные и несут полезную информацию о процессе, который моделируется.

Для определённых факторов проведено графическое исследование их влияния на критерий оптимизации, который характеризует предел выносливости титанового сплава с ВПП. Оно выполнялось путём построения семейства графиков частных уравнений регрессии (рис. 176-178).

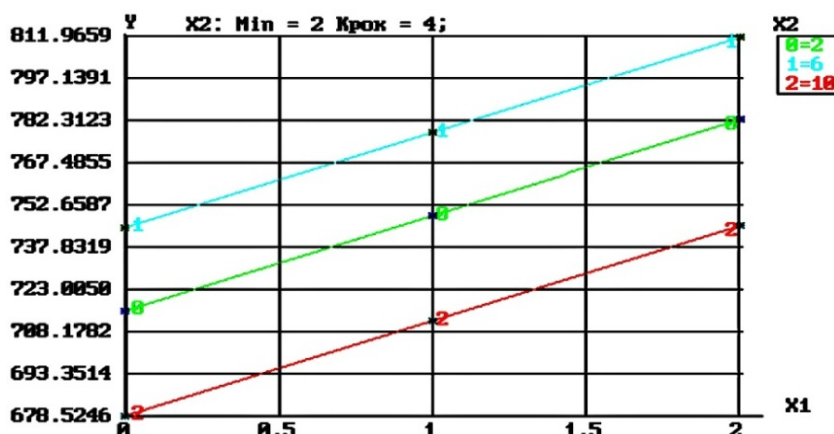


Рис. 176. Графика частных уравнений регрессии $Y_5 = f(X_1, X_2)$

Визуальный анализ графиков позволяет провести детальный анализ влияния факторов на значение функции отклика и определить то значение факторов, которое в течение всего времени влияния осуществляет наибольший или наименьший эффект.

На основе полученных результатов можно получить наглядное представление о геометрическом образе функции отклика построением соответствующей геометрической поверхности, которые представлены на рис. 179-181.

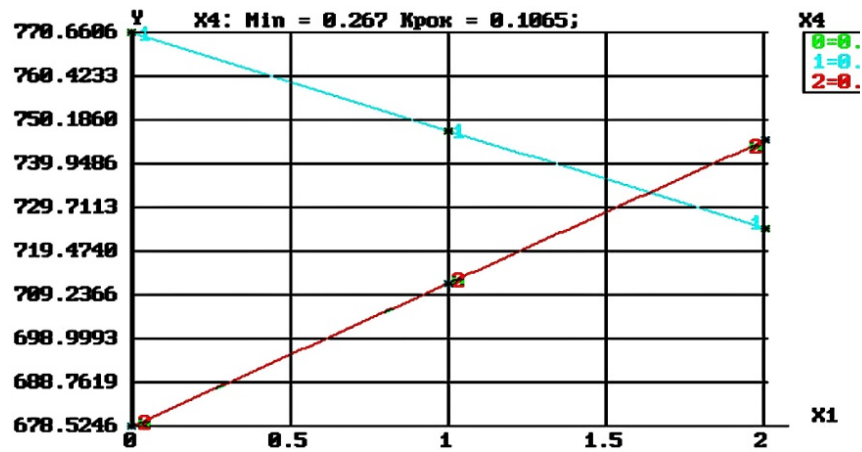


Рис. 177. Графика частных уравнений регрессии $Y_5 = f(X_1, X_4)$

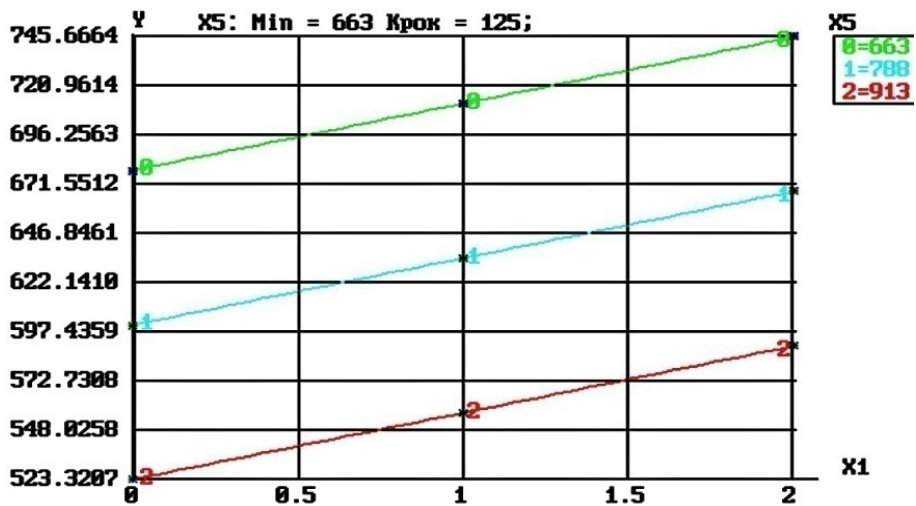


Рис. 178. Графика частных уравнений регрессии $Y_5 = f(X_1, X_5)$

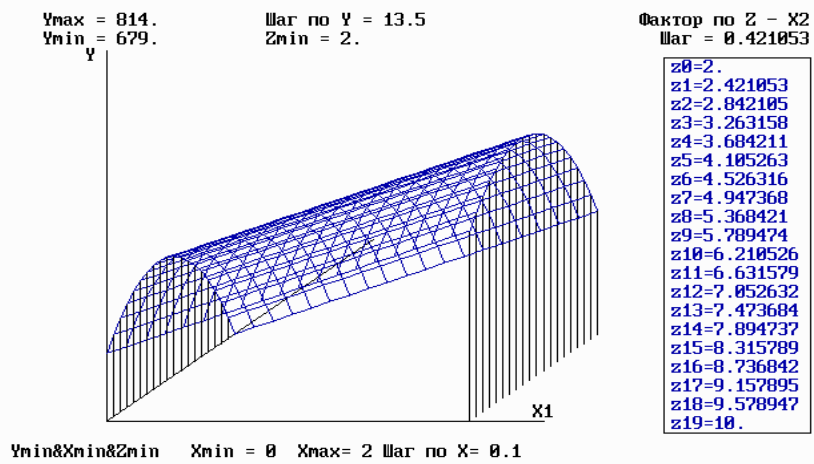


Рис. 179. График исследования поверхности отклика $Y_5 = f(X_1, X_2)$ в трёхмерном пространстве

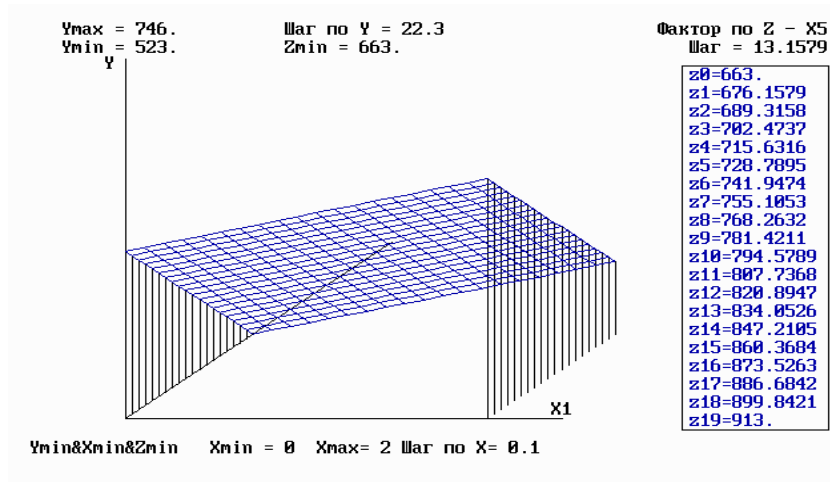


Рис. 180. График исследования поверхности отклика $Y_5 = f(X_1, X_5)$ в трёхмерном пространстве

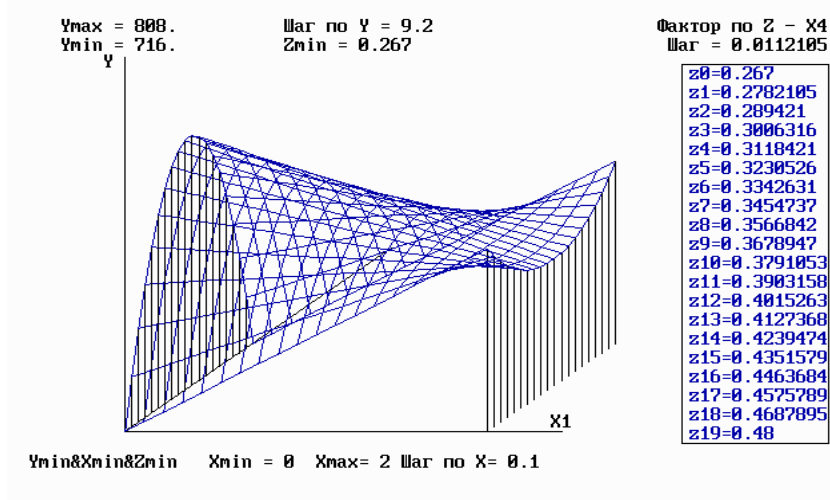


Рис. 181. График исследования поверхности отклика $Y_5 = f(X_1, X_4)$ в трёхмерном пространстве

Результаты статистического анализа позволяют сделать вывод, что регрессионные зависимости адекватные и информативные, результаты воспроизводимы, коэффициенты b_0 и b_i статистически значимы. Все это говорит о том, что регрессионные зависимости адекватно описывают процесс и их можно использовать для анализа и оптимизации технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП.

Фрактографические исследования изломов и механизм разрушения ВПП. Процесс разрушения от усталости на стадии прорастания трещины и её развития в зависимости от условий и уровня нагрузки отображается в форме излома. В работе проведён сравнительный анализ распространения трещины и поверхностей излома образцов из титанового сплава BT20, как без покрытия, так и с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N с помощью фрактографических ис-

следований с использованием метода электронной микроскопии на электронном микро-анализаторе "Camscan-4DV". Фрактографическое изучение изломов и распространение трещины позволит определить природу и характер разрушения.

Механизм возникновения трещин от усталости в титановых сплавах при разных уровнях деформаций существенно отличается [597]. Так общеизвестным является то, что трещина от усталости начинает развиваться в поверхностном слое и распространяется в глубину детали. Как правило, свое начало трещина берёт от мест наибольшей концентрации напряжения и местных дефектов технологического и эксплуатационного происхождения. ПС содержит не только большое количество поверхностных дефектов, но и является наиболее напряжённым. Неминуемый эксцентриситет нагрузки и наличие начального изгиба при испытаниях на усталость приводит к перегрузке поверхностных волокон.

Анализ характера развития трещины показывает, что трещина от усталости на титановом сплаве без покрытия начинается с ПС и распространяется в глубину материала. Своё начало трещина берёт от места наибольшей концентрации напряжений (насечки, чёрточки, неравенства поверхности, надир и др.). Направление трещины от усталости в начальные стадии её развития имеет случайный характер и в основном определяется местной неоднородностью напряжённого состояния.

Установлено, что при разрушении Ti-сплава с покрытиями трещина зарождается в основе (в подповерхностном слое) и её дальнейшее развитие сдерживается покрытием. При увеличении нагрузки трещина продолжает развиваться по наиболее слабым местам в зоне контакта покрытия и основы и для своего дальнейшего развития ей необходимо разорвать межатомные связки покрытий. На рис. 182 показано развитие трещины в материале VT20 при температуре 600 °С без покрытий и с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N.

В результате анализа распространения трещины по поверхности наблюдаем, что в образцах из титанового сплава VT20 без покрытий (рис. 182, 1), трещины разветвляются на все стороны от направления магистральной. В образцах с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N трещины не имеют разветвлений, а зигзагообразный характер их распространения объясняется блокированием выхода и движением трещины по поверхности (рис. 182, 2-4). Для дальнейшего развития трещина находит и разрывает те межатомные связки в покрытии, энергия которых значительно меньше, чем энергия распространения трещины. Учитывая то, что колебания образца в условиях высокочастотной нагрузки проходили по третьей форме колебаний (при наличии трех узловых линий) разрушения почти всех образцов проходило в местах наличия наибольшего напряжения (рис. 183).

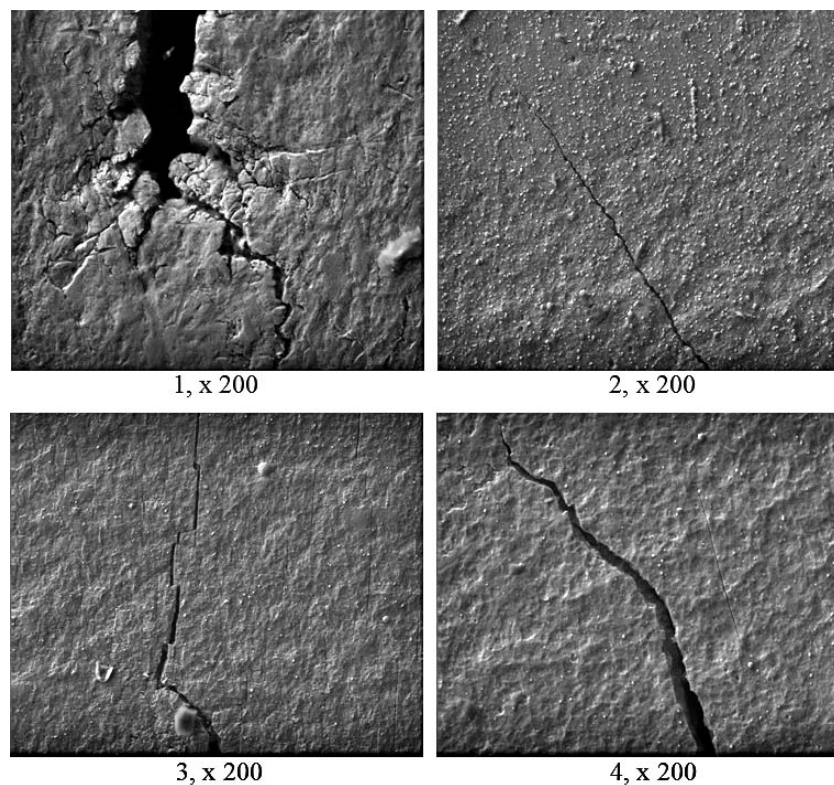


Рис. 182. Развитие трещины по поверхности образца из Ti-сплава BT20 при температуре 600 °С: 1 – без покрытия; 2 – покрытие (TiC)N; 3 – покрытие (TiAl)N; 4 – покрытие TiN

Для микроструктуры изломов от усталости характерно наличие нескольких зон, которые отличаются по своему строению. Анализируя излом от усталости титанового сплава BT20 как с покрытием, так и без (рис. 184-187), наблюдаем три характерных зоны:

1) гладкая зона распространения трещины. Эта зона является сглаженной поверхностью по следам перемещения трещины от усталости - так называемыми полосами усталости. Здесь можно различить две области: начального медленного и последующего ускоренного развития трещины. Первая область, сглаженная в большей степени, вторая имеет характерный шершавый вид;

2) зону кристаллического излома, который возникает при хрупком доламыивании детали и имеет грубозернистый характер. Начало этого периода связано с достижением критических значений напряжения в вершине трещины. С этого момента рост трещины становится неконтролируемым, скорость её распространения резко растёт, что приводит к разрушению;

3) промежуточный пояс “пористого строения”, разделяющий две предыдущих зоны.

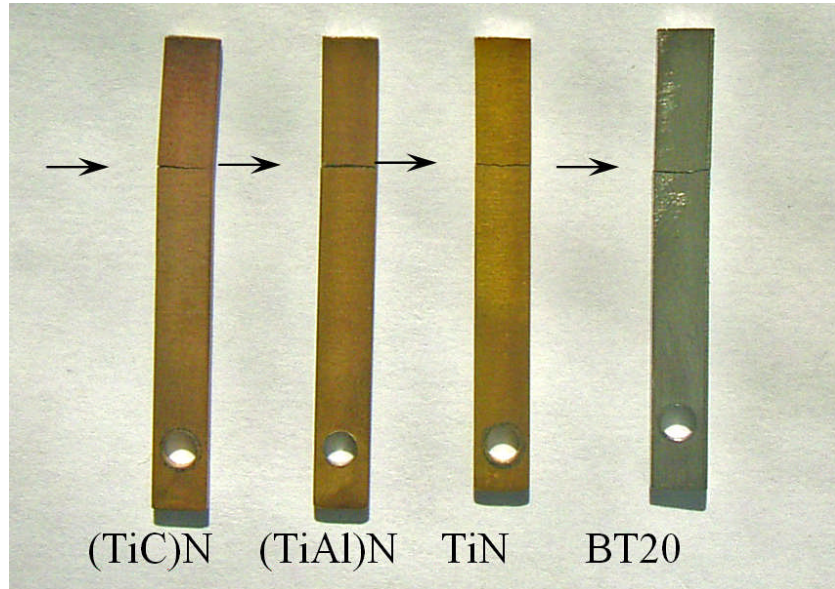


Рис. 183. Характер разрушения образцов

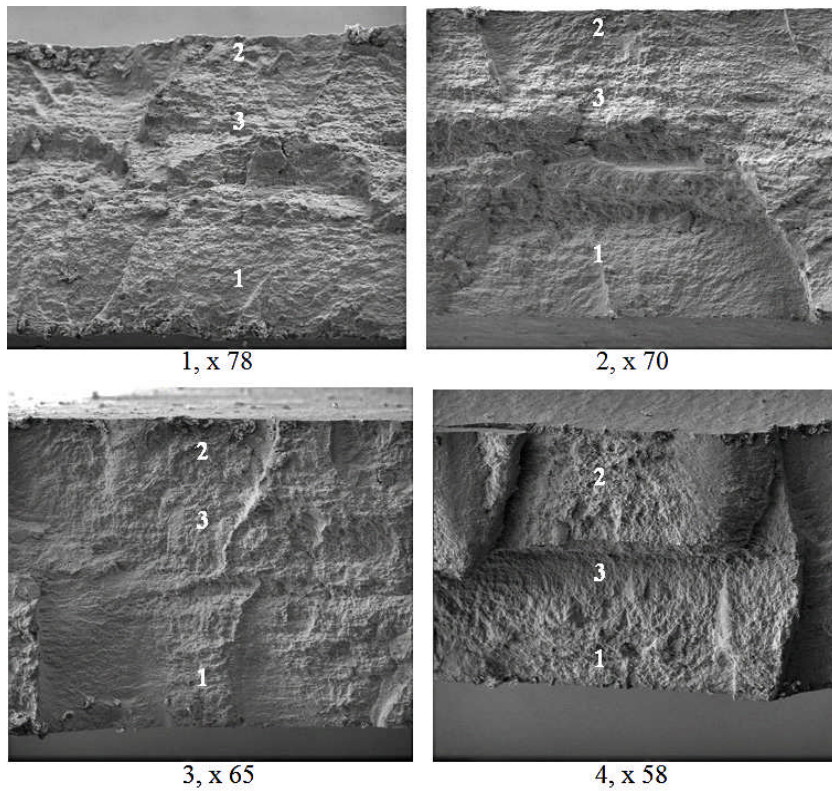


Рис. 184. Излом от усталости титанового сплава BT20 без покрытия: 1 – при $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – при $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – при $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 – при $T = 640\text{ }^{\circ}\text{C}$

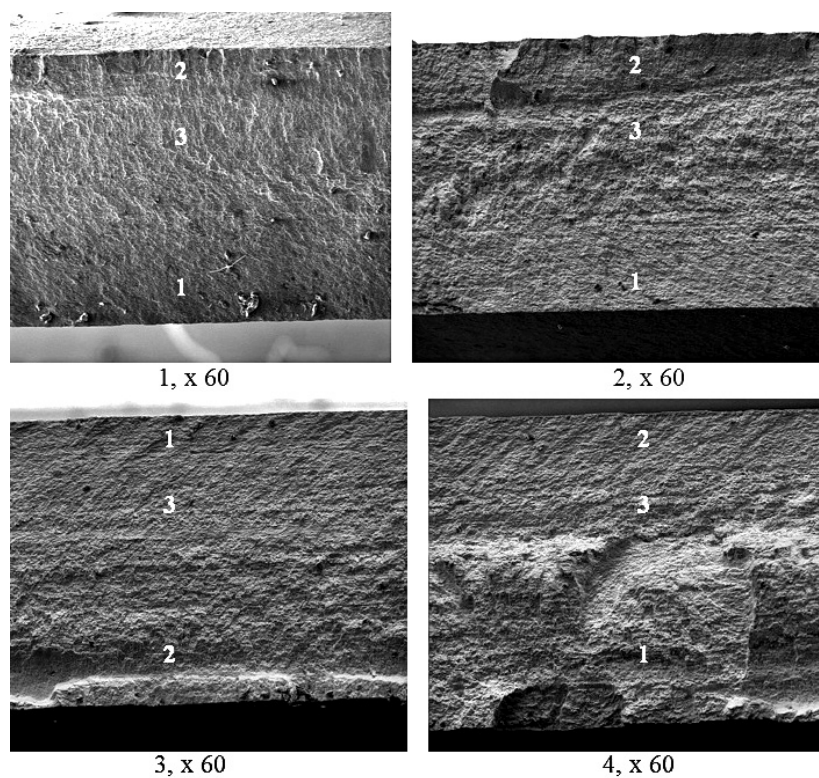


Рис. 185. Излом от усталости титанового сплава VT20 с покрытием TiN: 1 – при $T = 440\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – при $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – при $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 – при $T = 640\text{ }^{\circ}\text{C}$

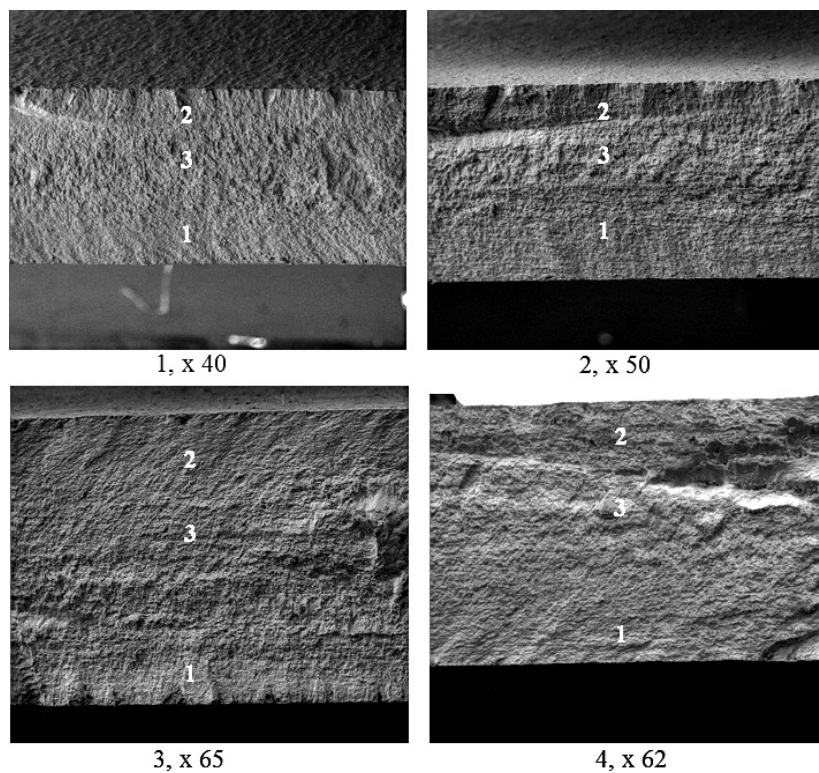


Рис. 186. Излом от усталости титанового сплава VT20 с покрытием (TiAl)N: 1 – при $T = 406\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – при $T = 506\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – при $T = 573\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 – при $T = 623\text{ }^{\circ}\text{C}$

Установлено, что форма и соотношения площадей, которые заняты при-
тёртой, промежуточной зонами и конечным изломом, зависит от типа покры-
тия, циклической нагрузки и влияния окружающей среды.

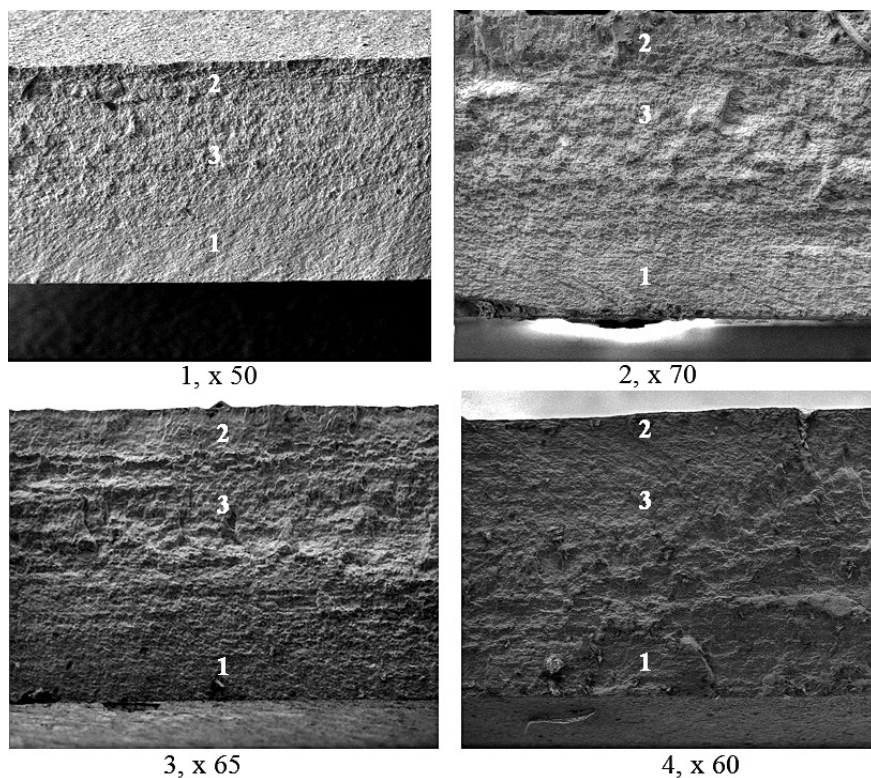


Рис. 187. Излом от усталости титанового сплава VT20 с покрытием (TiC)N: 1 – при $T = 390\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – при $T = 473\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – при $T = 590\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 – при $T = 640\text{ }^{\circ}\text{C}$

Промежуточная зона (предразрушительная) чётко выделяется только при разрушении. Под действием высокочастотной нагрузки (один цикл длится очень короткое время) значительное количество микротрещин не успевают слиться в макроскопическую трещину, и после конечного излома остается тонкий слой материала, который насыщен порами и мелкими трещинами, которые размещены перпендикулярно полосам усталости (рис. 188, 189).

Гладкость зоны распространения усталостной трещины объясняется постепенным проникновением усталостного разрушения в глубину металла. Она характеризуется рельефом, который оставлен при перемещении фронта трещины. Этот рельеф имеет полосы, которые образованы при движении края трещины. Рост трещины в начальной стадии разрушения является медленным.

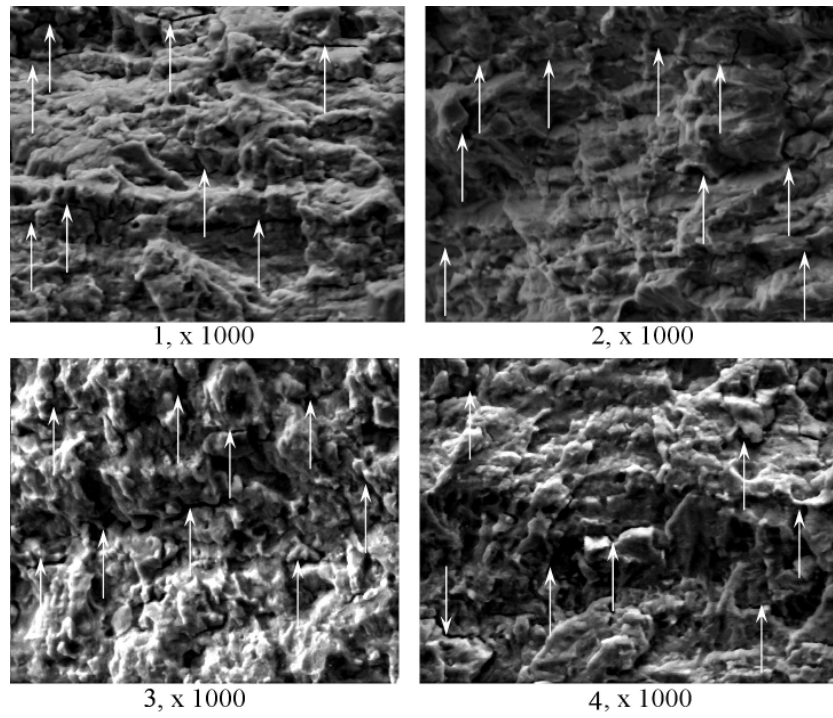


Рис. 188. (Верхний ряд). Излом от усталости титанового сплава ВТ20 без покрытия: 1 – 490 °С; 2 – 610 °С

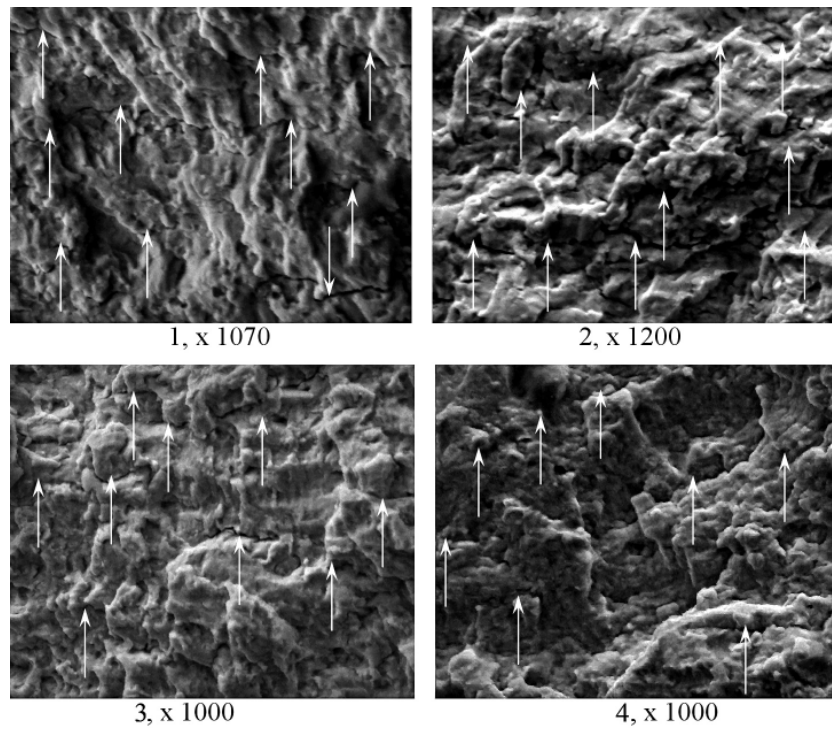


Рис. 189. (Верх). Излом от усталости титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiAl)N : 1 – 406 °С; 2 – 623 °С

Двигаясь мелкими прыжками, которые захватывают небольшое количество зёрен, трещина от усталости образует гладкую поверхность излома. Следовательно, особенностью развития трещин от усталости является дискретный характер их движения, что предопределено скачкообразностью процессов пластической деформации и разрушения. Пока размер зоны пластической деформации перед трещиной малый сравнительно с её длиной, наблюдается стабильный рост трещины из-за присоединения к ней дефектов. Дальнейшая циклическая нагрузка приводит к накоплению дефектов во всей зоне пластической деформации, следствием чего является исчерпание пластичности титанового сплава в этой области и скачкообразный рост трещины на величину, которая соответствует зоне пластической деформации. Скачок трещины сопровождается релаксацией упругой энергии и образованием новой зоны пластической деформации. Повторение этого процесса приводит к дискретности роста трещины от усталости. С увеличением напряжения скорость движения трещины растёт, в связи с чем увеличивается и шероховатость излома. В зоне кристаллического излома скорость трещины достигает сверхзвуковых значений.

На гладкой поверхности излома наблюдаем концентрические линии и лучи, которые являются мелкой лестницей и возникают в результате резкого изменения напрямую развития трещины от усталости или слияния трещин, которые развиваются из разных точек.

Первые линии сдвига, которые появляются в слабых местах, постепенно расширяются по мере увеличения числа циклов, превращаясь в полосы скольжения, которые являются началом трещин усталости. Первая стадия заканчивается появлением микротрещин и является очень короткой.

Дальнейшее увеличение числа циклов нагрузки приводит к слиянию микротрещин в макротрещины. Далее проходит развитие макроскопической трещины, которая проникает в середину образца, – приводит к резкому снижению прочности и внезапному хрупкому разрушению.

Всё сказанное даёт возможность сделать вывод, что в результате фрактографического анализа установлено:

- причина зарождения трещин от усталости заключается в постепенном накоплении несовершенств кристаллической решетки в результате многократного повторения пластической деформации титанового сплава;

- повышение предела выносливости связано с более поздним зарождением трещины от усталости, которая у образцов с ВПП возникает под упрочненным слоем;

- повышение циклической долговечности почти во всех титановых образцов с ВПП предопределено увеличением площади гладкой зоны и уменьшением зоны хрупкого долома.

Анализ напряжённно-деформированного состояния покрытий.

Сравнительную оценку напряжённно-деформированного состояния образца из титанового сплава ВТ20, как без ВПП, так с покрытием, например, TiN (табл. 20, поз. 8) [429, 430] в условиях одновременного влияния циклической нагрузки и температуры (437 °С) проводили по схеме (представленной на рис. 113) с использованием метода конечно-элементного анализа. Расчёты осуществлялись с помощью программного обеспечения NASTRAN.

Модель напряжённно-деформированного состояния образца разбита на конечные элементы с полями перемещений от действия циклической нагрузки и температуры. Как циклическую нагрузку к образцу использовали рабочую частоту установки 10 кГц, которая прикладывается в точке его закрепления. При расчётах учитывалась равномерность распределения температурного поля по сечению образца. Модель образца без покрытия состоит из 460 узлов и имеет 264 элемента, а с покрытием - 690 узлов и 440 элементов.

На рис. 190 изображены поля эквивалентного напряжения в модели образца без покрытия при среднем напряжении цикла и температуры.

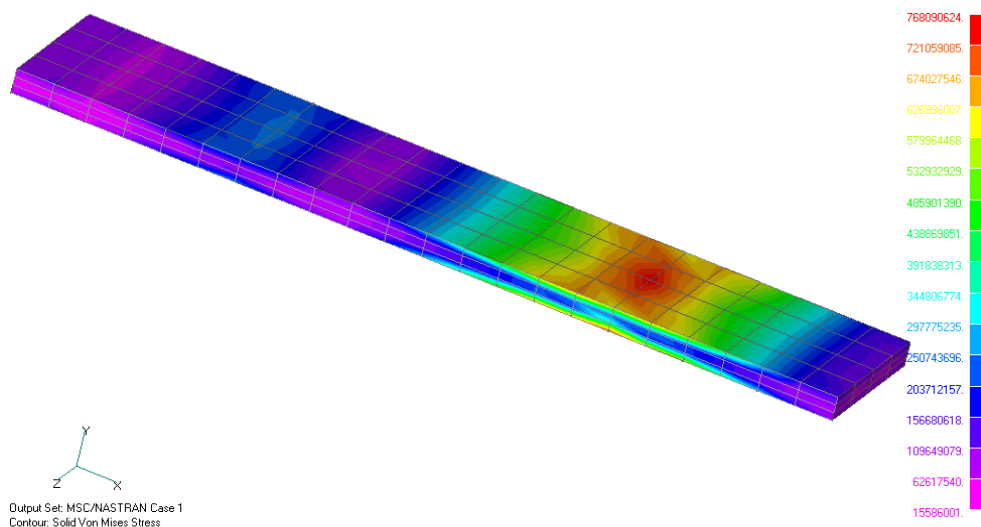


Рис. 190. Поля эквивалентного напряжения в модели образца без покрытия при среднем напряжении цикла и температуры, Па

Четко видно наличие трех узловых линий. Наибольшее эквивалентное напряжение, которое приводит к разрушению, находится в третьей узловой линии. Кроме того, по сравнению с напряжением в основе $4,86 \cdot 10^8$ Па, величина напряжения в поверхностном слое представляет $7,21 \cdot 10^8$ Па, что свидетельствует о возникновении трещины на поверхности образца. На рис. 191 представлено изменение эквивалентного напряжения в титановом образце. Кривая характеризует усредненное значение напряжения в образце без покрытия.

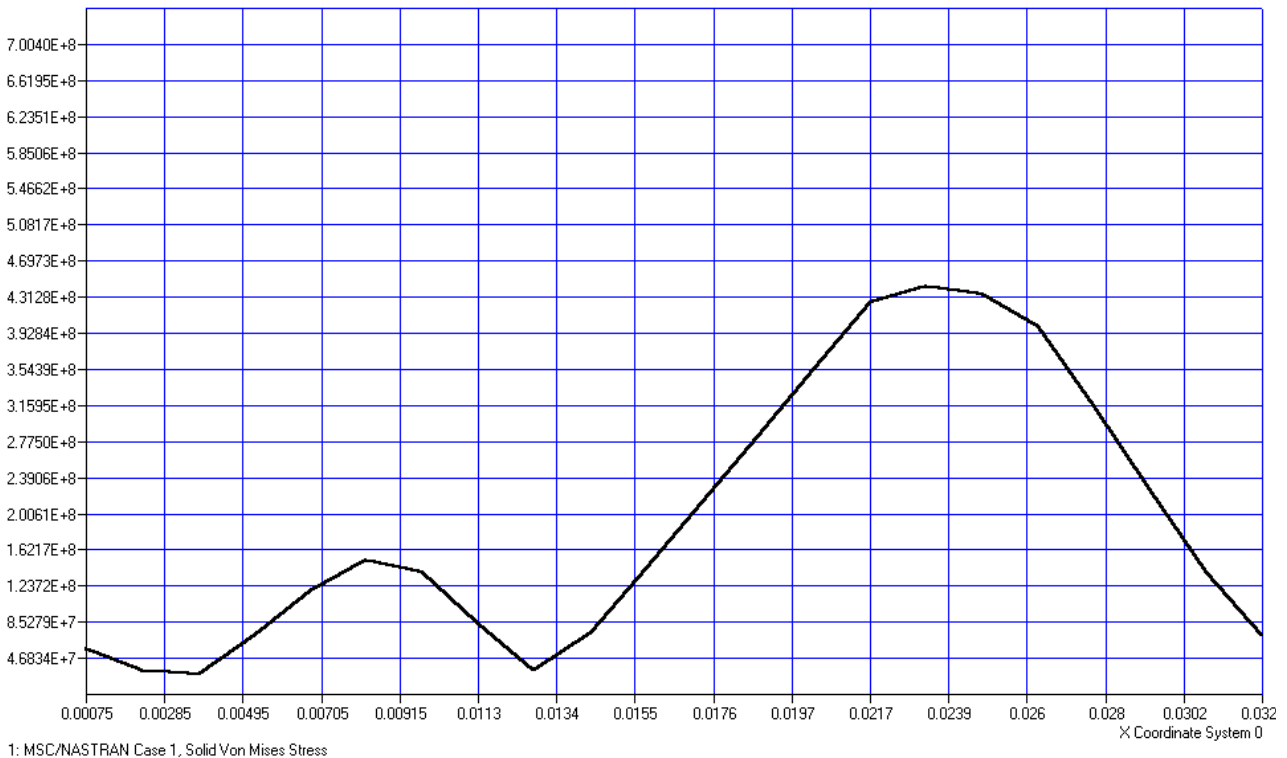


Рис. 191. Изменение напряжения по длине образца без покрытия

На рис. 192-194 представлены поля эквивалентного напряжения в модели образца из титанового сплава с ВПП TiN при максимальных, средних и минимальных напряжениях цикла и температуре.

По сравнению с моделью образца без покрытия наблюдаем увеличение площади эквивалентного напряжения на поверхности образца и уменьшение их ширины в поперечном пересечении. На рис. 195 и 196 изображены кривые эквивалентного напряжения по длине образца. К тому же можно отметить уменьшение напряжения в основе до $1,68 \cdot 10^8$ Па и увеличения в покрытии до $8,79 \cdot 10^8$ Па, которое свидетельствует о восприятии покрытием значительной части эквивалентного напряжения при сохранении способности несущей основы.

В заключение отметим, что с помощью метода конечно-элементного анализа можно предусмотреть работу конструктивных элементов с покрытиями в условиях одновременного действия циклических нагрузок и температуры, а именно предел выносливости, количество циклов до разрушения и место разрушения.

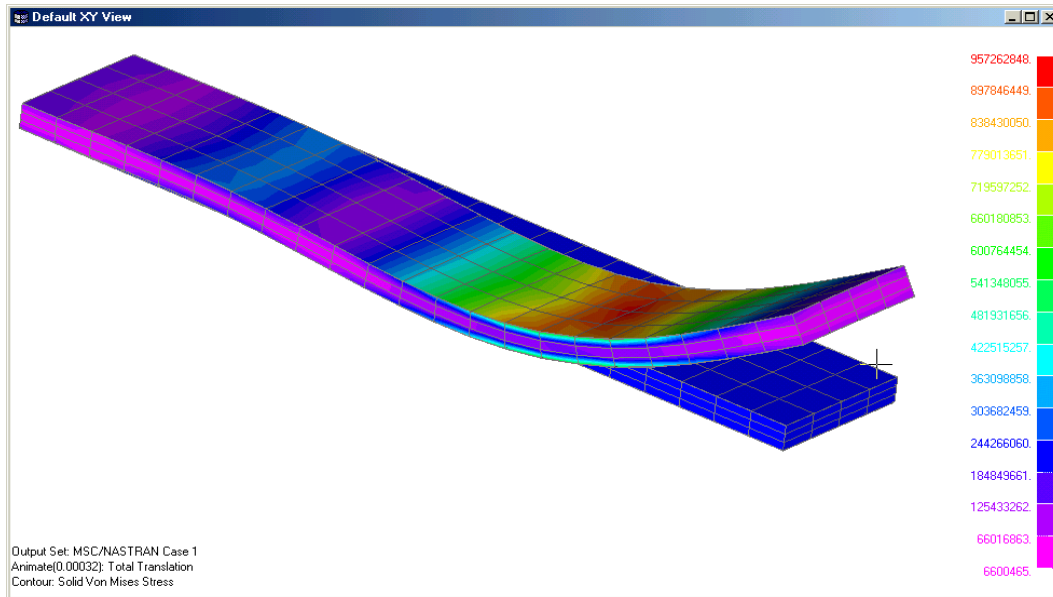


Рис. 192. Поля эквивалентного напряжения в модели образца с покрытием TiN при максимальных напряжениях цикла и температуре, Па

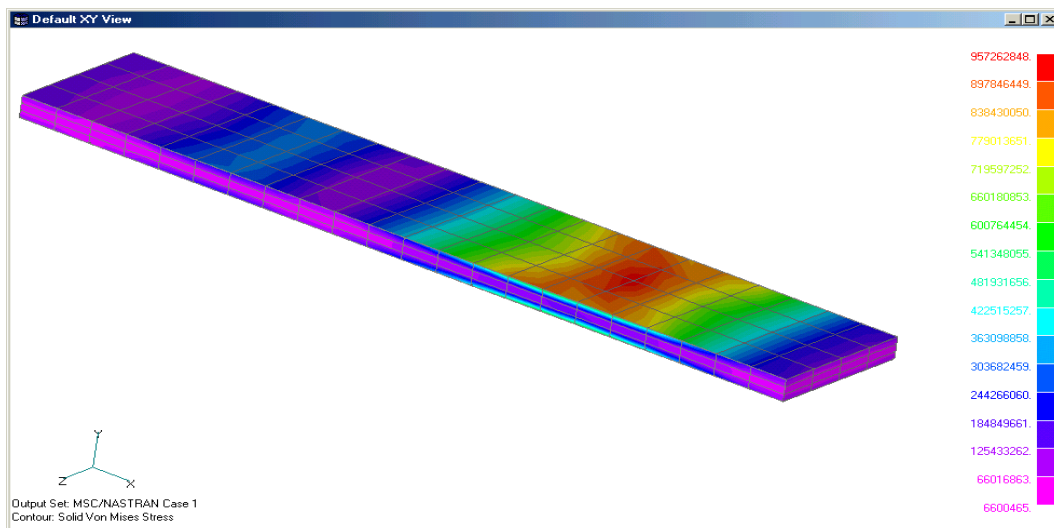


Рис. 193. Поля эквивалентного напряжения в модели образца с покрытием TiN при средних напряжениях цикла и температуре, Па

Т. о., разработана методика термомеханических высокочастотных испытаний на усталость, которая позволила установить закономерности влияния ВПП на циклическую прочность титановых сплавов в условиях одновременного влияния температур до 1000 °С и частоты нагрузки до 10 кГц. В основе методики положенный метод нагрева путем фокусировки лучевой энергии в оптических устройствах замкнутого типа.

Показано, что уменьшение предела выносливости, начиная с 400 °С предопределено снижением прочности кристаллической решётки титанового спла-

ва, переходом структуры в менее стабильное состояние и усиление негативного влияния процессов ползучести, которая убыстряет процесс развития трещины от усталости и уменьшает число циклов, которые приводят к разрушению.

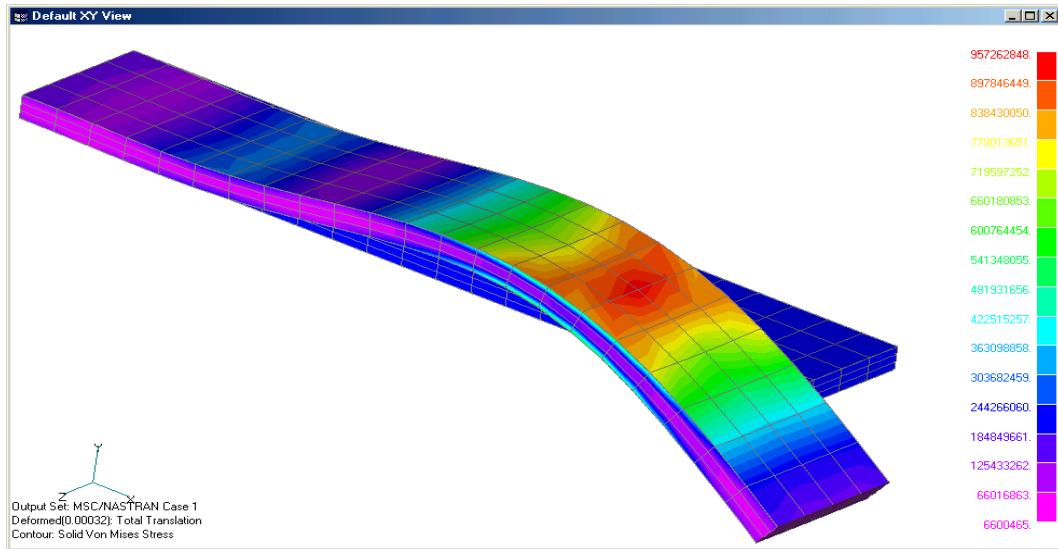


Рис. 194. Поля эквивалентного напряжения в модели образца с покрытием TiN при минимальных напряжении цикла и температуре, Па

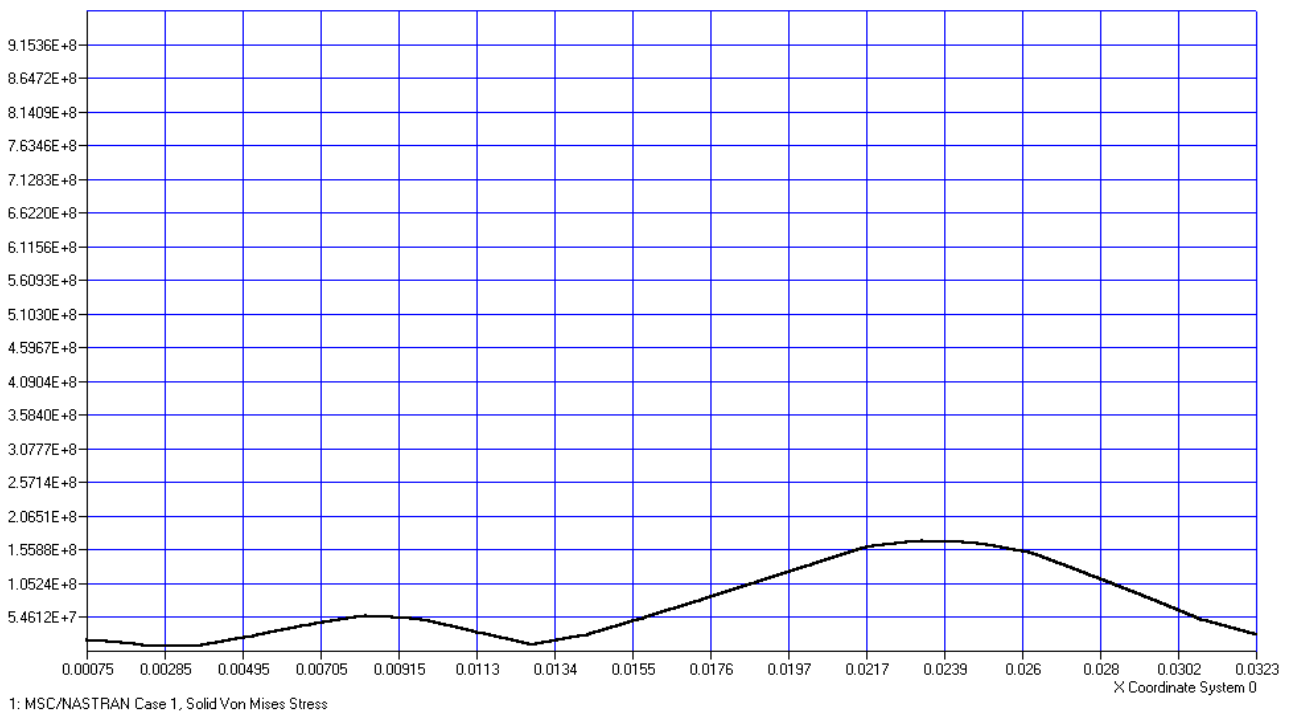


Рис. 195. Изменение напряжения в основе образца с покрытием TiN при максимальных напряжении цикла и температуре

На основании экспериментальных исследований установлено, что благодаря использованию технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП предел выносливости титанового сплава при температурах до 640 °С повышается на 15...20 %.

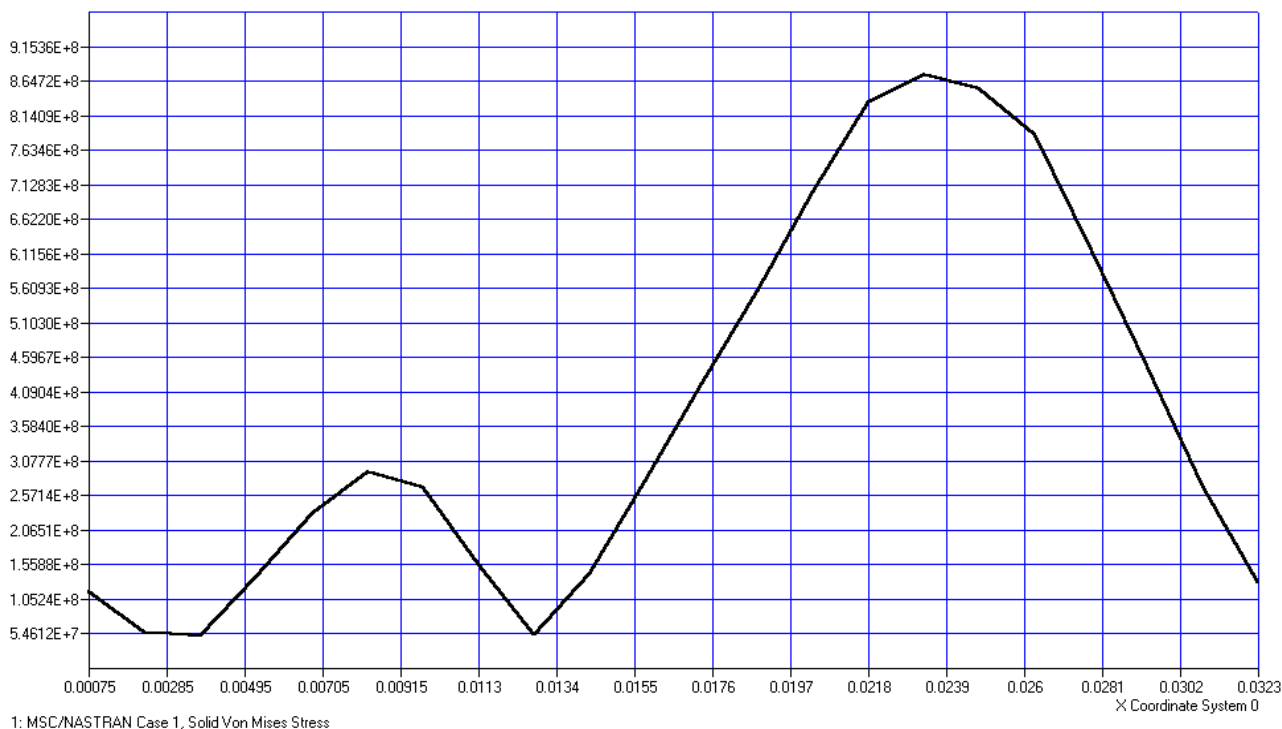


Рис. 196. Изменение напряжения в основе образца с покрытием TiN при максимальных напряжениях цикла и температуре

Разработаны математические модели технологического процесса и предела выносливости. Определена закономерность влияния остаточного напряжения сжатия в покрытиях на предел выносливости Ti-сплава. Показано, что с уменьшением значения остаточного напряжения снижается предел выносливости, например, для покрытия (TiAl) N значению $\sigma_{ост} = 3728$ МПа отвечает $\sigma_{-1} = 300$ МПа, а $\sigma_{ост} = 1907$ МПа – $\sigma_{-1} = 270$ МПа.

Установлен механизм разрушения титанового сплава с покрытиями от усталости, который заключается в зарождении трещины в основе с дальнейшим её развитием в покрытии. При увеличении нагрузки трещина продолжает развиваться в покрытии, разрывая межатомные связи, энергия которых значительно меньше, чем энергия распространения трещины.

На основании анализа напряженно-деформированного состояния создана возможность прогнозирования характеристик циклической прочности, что позволяет в широких пределах управлять режимами технологического процесса.

Следует отметить, что дополнением общей методологической информационной базы является определение закономерностей влияния ВПП на газообразивную стойкость титановых сплавов.

2.1.11. Влияние ВПП на газообразивную стойкость Ti-сплавов

Снижение газообразивного изнашивания лопаток компрессора авиационных газотурбинных двигателей является одним из основных заданий современного двигателестроения. Изнашивание является первопричиной их разрушения в результате накопления в ПС дефектов и трещин, что приводит к снижению характеристик прочности. Решение данной проблемы возможно в результате комплексного подхода к формированию методологии создания новых защитных покрытий триботехнического назначения и на их основе прогнозирования долговечности работы лопаток компрессора в условиях газообразивного влияния агрессивной среды. Важное место в перечне основных методов и способов повышения стойкости к изнашиванию принадлежит технологии вакуум-плазменного нанесения защитных упрочняющих покрытий [299, 598]. Они отличаются значительной износостойкостью при малой толщине и снижением шероховатости поверхности. В связи с этим перспективным является использование покрытий на основе нитрида титана. Это позволит существенно повысить как физико-механические характеристики материала лопаток, так и их газообразивную стойкость. Износостойкость требует создания на поверхности твёрдого слоя, который не уступает твёрдость материала новой лопатки. С другой стороны, наращивание материала повышенной твёрдости может привести к резкому снижению долговечности от усталости [599]. Поэтому, несомненно, необходимым и важным является исследование комплексного влияния ВПП на стойкость к изнашиванию титановых сплавов, что и определяет основные эксплуатационные свойства лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов.

Знание характера и степени изменения геометрии пера лопаток компрессоров с ВПП в процессе длительной эксплуатации силовых установок существенно поможет при разработке новых методов контроля технического состояния компрессоров, а также позволит упорядочить технологический процесс дефектования лопаток при их ремонте. Необходимо выявить фактические диапазоны изменения геометрических параметров (потери массы) лопаток компрессора, которые изготовлены из титанового сплава BT20, вдоль его проточной части в процессе выработки ресурса. Известно многочисленные исследования материалов при взаимодействии с твердыми частицами. Однако влияние ВПП на изно-

стойкость в условиях газоабразивного изнашивания исследованы не в полной мере.

Благодаря этому, в данном параграфе представлена методика и результаты экспериментальных исследований закономерности влияния технологического процесса нанесения ВПП на газоабразивную стойкость образцов из титанового сплава. Получены математические модели технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП по критерию газоабразивной стойкости и проведена сравнительная оценка напряженно-деформированного состояния поверхности как без, так с ВПП.

Наличие в газовом потоке твёрдых частиц, которые при ударе о поверхность лопатки компрессора теряют свою кинетическую энергию, способствуют повреждению и износу. Такой вид износа поверхностей в результате влияния твёрдых частиц, которые увлекаются потоком газа, называют газоабразивным [600].

Газоабразивному износу посвящено большое количество работ, среди них монографии Костецкого Б.И. [601], Крагельского И.В. [602], Тененбаума М.М. [603], Кашеева В.М. [604]. Кроме того, существует большое количество исследований относительно эрозийного износа деталей осевых и центробежных компрессоров [605].

Сегодня для исследования и анализа процесса влияния удара абразива по поверхности используют следующие разделы теории:

- общую экспериментальную теорию удара, которая базируется на законах действия сил, энергии и импульса силы [606];
- теорию пластичного удара Майера [607];
- теорию упругого удара Герца [608];
- обобщённое волновое уравнение теоретической физики [609] для удара пули по стержню [610];
- теорию текучести при ударе [611];
- теорию прочности при ударе [612];
- теорию дислокаций при механической нагрузке [613];
- рассеивание энергии при механической нагрузке [614] в особенности при ударе [615];
- общую теорию изнашивания при механической нагрузке [616];
- теорию усталости [617].

Общим теорий разрушения есть то, что наличие абразива в газовом потоке повышает энергию трибоактивации. Напряжённно-деформированное состояние на микроуровне изменяется, возникает концентрация локальных напряжений, увеличивается глубина и интенсивность пластической деформации микрообъемов металла, стойкость механохимических процессов нарушается в сторону из-

быточного активирования. Наблюдается участие металлической фазы в процессе поверхностного разрушения, которое резко увеличивает интенсивность изнашивания. При критических состояниях разрушается преимущественно основной материал.

Однако фундаментальные критерии, которые полностью описывают корреляцию между стойкостью конструктивных материалов против износа и их свойствами, ещё полностью не установлены. Это не позволяет прогнозировать их работу в абразивной среде [258, 618]. Поэтому не снижается интерес к изучению процессов разрушения и изменения свойств материала при ударе абразивной частицы.

Газоабразивный износ лопаток компрессора зависит от многих факторов, таких как дисперсный и минералогический состав грунтовой пыли на площадках базирования летательных аппаратов, климатических условий и режимов эксплуатации. Поэтому период их эксплуатации до величин износа лопаток, который приводит к выходу их из строя, также разный.

Исследовано [619-621], что величина износа и механизм изнашивания определяется структурой и свойствами материала (количеством, размером и размещением упрочняющих фаз, степенью легирования, прочностью, пластичностью и тому подобное) и параметрами газоабразивной нагрузки (углом атаки, скоростью удара, физико-механическими характеристиками абразива и тому подобное).

Установлено [292], что износ проходит не с постоянной скоростью. В первый период (рис. 197, участок 1) является инкубационным, заметных потерь массы нет. Наиболее интенсивно износ развивается во второй период (участок 2).

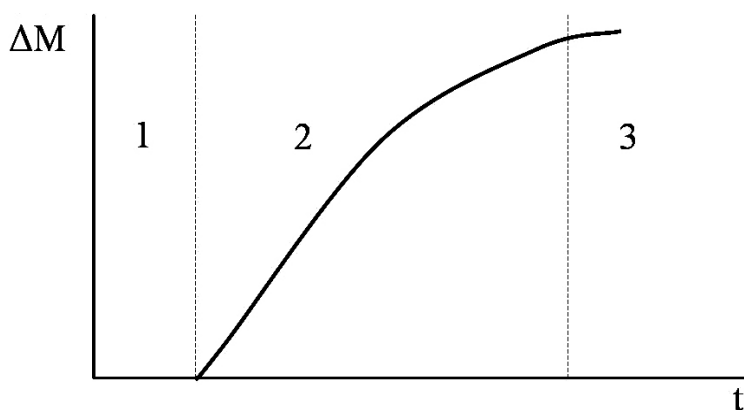


Рис. 197. Скорость эрозии (потеря массы) в зависимости от времени

С течением времени t его скорость уменьшается, стремится к некоторому постоянному значению и потеря массы ΔM проходит менее интенсивно (участок 3).

Особенное значение при этом имеет пластическое деформирование. За время t происходит разрушение оксидной плёнки и в материале накапливается большое количество повреждений, начинается интенсивный вынос материала из нагруженной ударом поверхности. Поэтому разрушение плёнки является основным механизмом разрушения материала. Существуют четыре вида влияния частиц на оксидные пленки: упругое, без разрушения и с разрушением; упруго-пластичное без разрушения и с разрушением при этих условиях [622]. Разрушение оксидной пленки зависит от максимальных напряжений растяжения в зоне локальных дефектов [623]. Схематически эрозийное влияние частиц изображено на рис. 198.

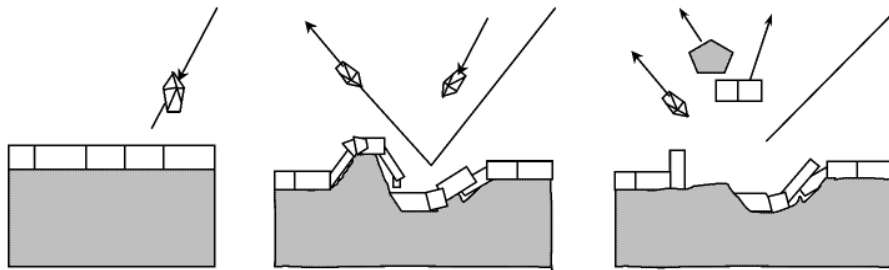


Рис. 198. Схематическое изображение газоабразивного износа материала

Выявлено [618], что основным кинематическим параметром, который определяет характер разрушения материала и его интенсивность при газоабразивном износе, является угол падения абразивной частицы на поверхность. При нормальном ударе, когда вектор скорости частицы направлен перпендикулярно к поверхности материала, износостойкость материала определяется сопротивлением микрообъемов его полидеформированного и хрупкого разрушения, а также разрушения от усталости. Кроме этого, способностью материала поглощать кинетическую энергию удара частиц в результате упругой деформации, которая пропорциональна квадрату скорости газового потока и может достигать больших значений [268]. Различают малые, средние углы и углы, которые отвечают прямому и динамическому внедрению [624]. При малых (острых) углах атаки разрушения поверхности предопределенно действием касательных напряжений со снижением ударного импульса абразива [618]. Повреждение материала проходит путем срезания, отрыва частиц с образованием коротких царапин. Вместе с тем было показано [619], что разрушение не связано с процессами микрорезания. Это подтверждают данные рентгеноструктурного анализа и

измерения микротвердости поверхностного слоя, которые свидетельствуют о незначительном наклёпе.

При прямом динамическом внедрении абразивных частей разрушение поверхности проходит под действием нормальных напряжений. У пластичных материалов наблюдается значительное деформационное упрочнение, локальный рост наклепа и увеличение неоднородности микроискажений. Частицы износа отделяются только после того, как в поверхностном наклепанном слое возникнут микротрещины при наличии хрупкого состояния. Прямое ударное влияние абразивных частей на твердые материалы предопределяет возникновение высоких нормальных напряжений, активное зарождение и развитие микротрещин, интенсивное разрушение. Причём изнашивание из-за удаления частей проходит без пластической деформации сразу после первых ударов абразива, т. е. отсутствующая фаза наклепа, которая характерна для пластичных материалов.

При средних углах атаки разрушение проходит из-за одновременного действия нормальных и касательных напряжений, т. е. имеет смешанный, промежуточный характер, сочетая элементы изнашивания для малых углов атаки с динамическим внедрением абразива в поверхность материала.

Учитывая результаты предыдущих исследований, механизм газоабразивного износа является следующим [625]. Абразивные частицы, которые находятся в газовом потоке, владея большими значениями кинетической энергии, по касательной входят в контакт с поверхностью материала и упруго его деформируют. В зависимости от структуры абразивного материала и направления газового потока частицы могут вдавливаясь, возвращаться и выходить из зоны контакта. Частицы при движении относительно поверхности могут процарапать черточку или срезать микроскопическую стружку. На своем пути абразивная частица может вернуться и перестать выдавливать материал; она может дойти до твердой структурной составляющей сплава, “переступить” через неё и опять начать царапину. Дно канавки подлжет наклепу. Когда вся рабочая поверхность упрочнится, сопротивление внедрению повысится. После пластической деформации поверхность материала становится хрупкой. При большой скорости рабочей поверхности и абразива длительность взаимодействия с абразивной частицей мала и теплота, которая выделилась в результате пластической деформации, не успевает распространиться в глубину материала. Местное нагревание изменяет механические свойства материала, который приводит к изменению интенсивности изнашивания (не исключая структурные превращения).

От газоабразивного износа (взлёт и посадка летательного аппарата) надо отличать, менее опасный, эрозийный износ (полёт на высотах) лопаток компрессора. Суть эрозийного износа заключается в том, что при увеличении ско-

рости воздушного потока кинетическая энергия газа становится больше тепловой. При обтекании лопатки на её поверхности возникает область турбулентного потока, которая и будет осуществлять энергетическое влияние. В этой области происходит резкое изменение скорости, плотности, давления и температуры. Поверхностные явления и свойства конструктивных материалов наиболее четко выражают связь между окружающей средой и поведением этого материала. В условиях невысоких скоростей потока, который характеризуется средними значениями температур, давления и скорости, влияние на поверхность лопатки небольшое и поверхностные явления почти не заметны. Но при высоких скоростях потока на поверхность металла осуществляется химическое, тепловое и механическое влияние. В связи с этим стойкость поверхности материала определяется разными свойствами: химическими (стойкость против окисления, адсорбция газов), механическими (деформация поверхности, стойкость против эрозии), физическими (способность излучать, эндотермические реакции). При увеличении скорости потока будет проходить усиление разрушения конструктивных материалов за счет химического и механического факторов.

Т. о., лопатки компрессора силовых установок летательных аппаратов работают в контакте со скоростными потоками газа и существующими в нём абразивными частицами, и становится важным изучение влияния технологических процессов, а именно состояния и свойств ПС, при исследовании материалов на газоабразивную стойкость. При этом необходимо чётко выполнять идентичность условий испытания с эксплуатационными. Для этого исследования процессов газоабразивного износа лопаток компрессора проводятся на разнообразных стендах и путём испытания силовых установок. На некоторых испытательных стендах используются потоки запылённого воздуха или газа, направленные на неподвижные образцы, в других – моделируются аэродинамические эффекты при течении потоков вокруг моделей лопаток [626].

Результаты экспериментальных исследований покрытий на газоабразивный износ

Для сравнения на газоабразивную стойкость испытывались образцы из титанового сплава BT20, который является конструкционным материалом силовых установок летательных аппаратов как без покрытия, так и с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N, которые получены согласно матрице планирования эксперимента табл. 20 (рис. 199, 200).

По значениям величины интенсивности изнашивания I оценивалась их газоабразивная стойкость. Результаты исследований представлены в табл. 35 [627].

Сравнительные экспериментальные испытания показали, что в зависимости от режимов технологического процесса, образцы из титанового сплава с

ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N изнашиваются менее интенсивно, чем образцы без покрытия при влиянии абразивного потока.

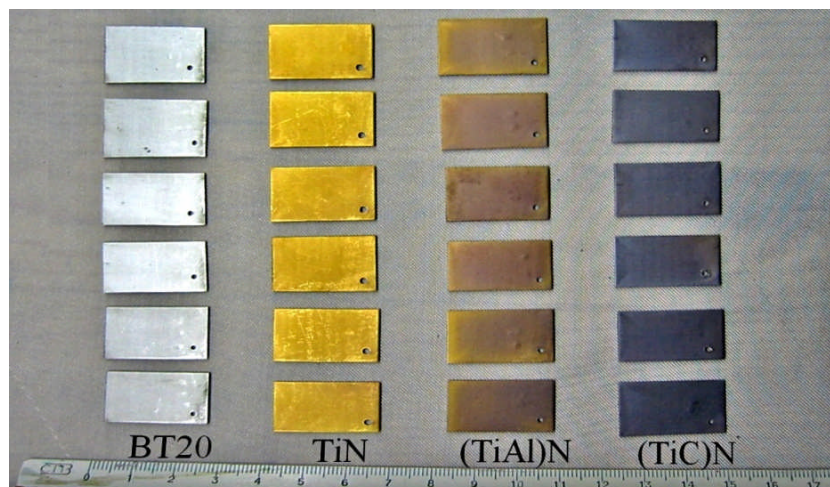


Рис. 199. Образцы для испытания на газоабразивный износ с ВПП

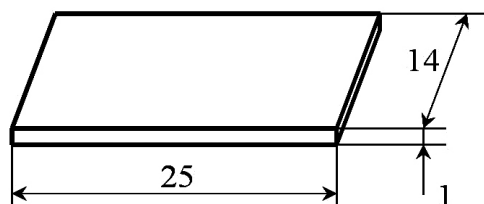


Рис. 200. Чертеж образца для испытания на газоабразивный износ

Работоспособность композиций “основа-покрытие” в наших условиях эксплуатации можно выразить через коэффициент эффективности покрытия K_e , который определяется как

$$K_e = \frac{\Delta m_o - \Delta m_{\Pi}}{\Delta m_o}, \quad (27)$$

где: Δm_o – потеря массы основы (образца без покрытия); Δm_{Π} – потеря массы образца с покрытиями (за одинаковое время).

Из (27) следует, что чем более близкое значение K_e к единице, тем более эффективное покрытие [587]. Результаты расчёта для титанового сплава VT20 при 20 °C приведены в табл. 36.

Т. о., наиболее рациональным является ВПП (TiAl)N, которое получено по 5 режимам осаждения. Данный режим обеспечивает более стабильные характеристики износостойкости покрытий в течение всего времени испытаний. Кроме

того, установлено, что газоабразивный износ имеет свои характерные особенности, воспроизведение которых позволяет с наибольшей вероятностью прогнозировать поведение предмета исследования, а именно эффективность защитного покрытия в условиях, которые максимально приближены к эксплуатационным.

Таблица 35

Результаты исследования титанового сплава ВТ20
с ВПП на газоабразивную стойкость

№	Тип покрытия	Потеря массы Δm_n образца с покрытием по углам атаки с абразивом, $\text{кг} \cdot 10^{-6}$				Относительная износостойкость ε образца с покрытием по углам атаки с абразивом				Интенсивность изнашивания $I \cdot 10^{-6}$ образца с покрытием по углам атаки с абразивом			
		30°	45°	75°	90°	30°	45°	75°	90°	30°	45°	75°	90°
0	ВТ 20	6,7	10	72,1	7,3	-	-	-	-	70,35	105	757,05	76,65
1	(TiAl)N	232,9	241,7	338,5	255,7	0,029	0,041	0,213	0,028	2445,4	2537,8	3554,2	2684,8
2	TiN	1	2,25	26,1	25,15	6,7	4,44	2,762	0,29	10,5	23,625	274,05	264,07
3	(TiC)N	29,9	96,7	100,7	46,8	0,224	0,103	0,716	0,156	313,9	1015,3	1057,3	491,4
4	TiN	69,8	226,9	251,8	231,9	0,096	0,044	0,286	0,031	732,9	2382,4	2643,9	2434,9
5	(TiAl)N	0,05	2,7	6,95	2,2	134	3,704	10,37	3,318	0,525	28,35	72,975	23,1
6	(TiAl)N	6,7	87,9	253,6	43,85	1	0,144	0,284	0,166	70,35	922,95	2662,8	460,42
7	(TiC) N	2,3	5,2	6,25	3,3	2,913	1,923	11,54	2,212	23,46	54,6	65,625	34,65
8	TiN	1,1	6	12	7,15	6,091	1,667	6,008	1,021	11,55	63	126	75,07
9	(TiAl)N	0,1	3	23	3	67	3,333	3,135	2,433	1,05	31,5	241,5	31,5
10	TiN	4,1	7,5	10,25	8,2	1,634	1,333	7,034	0,890	43,05	78,75	107,62	86,1
11	(TiC)N	3,1	6,5	16,15	1,95	2,161	1,538	4,464	3,744	32,55	68,25	169,57	20,47
12	TiN	2	2,5	11	0,25	3,35	4	6,555	29,2	21	26,25	115,5	2,625
13	(TiC)N	1,9	2,5	1,5	2,24	3,562	4	48,07	3,259	19,95	26,25	15,75	23,52
14	(TiAl)N	4,75	0,85	8,05	1,4	1,411	11,76	8,956	5,214	49,87	8,925	84,525	14,7
15	(TiC)N	7,55	1,85	0,45	9	0,889	5,405	160,2	0,81	79,27	19,425	4,725	94,5
16	TiN	1,15	0,9	6,7	3,05	5,826	11,11	10,76	2,393	12,07	9,45	70,35	32,02

Значение коэффициентов эффективности ВПП

№	Тип покрытия	Коэффициент эффективности покрытий по углам атаки абразива K_e			
		30°	45°	75°	90°
1	(TiAl)N	-33,76	-23,17	-3,7	-34,03
2	TiN	0,85	0,775	0,64	-2,45
3	(TiC)N	-3,46	-8,67	-0,4	-5,42
4	TiN	-9,42	-21,69	-2,49	-30,77
5	(TiAl)N	0,99	0,73	0,90	0,70
6	(TiAl)N	0,001	-7,79	-2,52	-5,01
7	(TiC)N	0,66	0,48	0,91	0,55
8	TiN	0,84	0,4	0,83	0,02
9	(TiAl)N	0,99	0,7	0,68	0,59
10	TiN	0,39	0,25	0,86	-0,12
11	(TiC)N	0,54	0,35	0,78	0,73
12	TiN	0,70	0,75	0,85	0,97
13	(TiC)N	0,72	0,75	0,98	0,70
14	(TiAl)N	0,29	0,92	0,89	0,81
15	(TiC)N	-0,13	0,82	0,99	-0,23
16	TiN	0,83	0,91	0,91	0,58

Знак “-” для некоторых вариантов нанесения свидетельствуют о недостаточной адгезионной и когезионной прочности покрытия.

Построение математических моделей по результатам эксперимента.

По результатам экспериментальных исследований проведён статистический анализ и построены регрессионные модели зависимостей критерия оптимизации, характеризующие интенсивность изнашивания образца из титанового сплава с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N от конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов (табл. 20) [628]. Расчёт моделей осуществлялся с помощью ППП ПРИАМ. В качестве начальных данных использовались матрица планирования (табл. 20) и результаты экспериментальных исследований (табл. 35).

После обработки результатов эксперимента получены математические модели, которые описывают зависимость интенсивности изнашивания от углов атаки абразивных частиц, от конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов.

$$Y_{6(30)} = 3,49315 + 1,50167x_3 + 1,13252x_5 + 2,80275x_3x_4^2 - 2,48447x_5^2 + 1,75416x_1x_5^2 - 6,87873x_4x_5 - 3,13439x_4^2 + 3,46642x_1^2x_3^3 - 4,46532x_2x_5^3 - 2,16072x_3x_5^3 - 0,648731x_1^2 - 1,29688x_5^3;$$

$$Y_{6(45)} = 433,244 + 5784,95x_2^2x_4^4x_5^2 - 3645,66x_2^2x_3x_4 + 503,527x_5^4 + 900,778x_1^2x_2^3 + 274,23x_3 - 295,876x_2^3 + 1063,26x_2^2x_3 + 280,194x_2 + 232,759x_1 + 281,513x_3^4 + 426,758x_1^2x_3^4x_4;$$

$$Y_{6(75)} = 700,536 + 7939,72x_2^2x_4^4x_5^2 - 3000,09x_1^2x_4x_5 - 437,706x_1^2x_2^2x_3x_5 + 4662,69x_1^2x_2^2x_3x_5^2 + 1380,61x_1x_3^2x_5 - 758,284x_2^2 - 17,76x_1x_2x_3x_5^3 - 4345,23x_2^3x_3^3x_4x_5^2 - 5232,91x_2^3x_3x_4^3x_5^4 - 3248,92x_1^2x_2^2x_4^2x_5^2 - 2824,08x_1x_2^2x_3^3x_5^3 - 1889,14x_1^2x_2^4x_3^4 + 5330,71x_2^2x_3x_4x_5^2;$$

$$Y_{6(90)} = 417,368 + 6562,94x_2^2x_4^4x_5^2 - 2896,84x_2^3x_3x_4 - 758,12x_2^3 + 561,649x_5^4 - 363,763x_1^2 - 284,976x_3^3 - 1615,27x_2^4x_3^3x_5^3 - 518,696x_2^2 + 811,994x_1^2x_3x_4^3 + 339,955x_2 + 288,022x_4^3 + 143,99x_4,$$

где $Y_{6(30)}$, $Y_{6(45)}$, $Y_{6(75)}$, $Y_{6(90)}$ – математические модели в кодируемых значениях для интенсивности износа по углам атаки абразива.

Формулы перехода от кодируемых значений к натуральным представлены в [544, 592, 628] кроме

$$x_3^4 = 7,37803(X_3^4 - 0,106146X_3^3 - 0,930814X_3^2 + 0,0571498X_3 + 0,106601);$$

$$x_4^4 = 7,88758(X_4^4 - 0,156617X_4^3 - 0,887338X_4^2 + 0,0583322X_4 + 0,106805);$$

$$x_5^4 = 6,94021(X_5^4 - 0,0731796X_5^3 - 0,937812X_5^2 + 0,0420358X_5 + 0,103633),$$

где X_3 , X_4 и X_5 – технологические и эксплуатационные факторы.

Полученные зависимости проверены на адекватность, воспроизводимость и информативность результатов по критериям математической статистики. Результаты статистического анализа представлены в табл. 37.

Результаты повторных исследований, которые проведены в одинаковых условиях, проверялись на статистическую воспроизводимость по G-критерию Кохрена. Для всех регрессионных зависимостей $G_{\text{розн}} < G_{\text{табл}}$ при $\alpha = 0,05$. Поэтому степень рассеяния результатов по строкам матрицы планирования одинаковая, а результаты воспроизводимы.

Проверка гипотезы на адекватность полученных моделей результатов эксперимента проводилась с использованием F-критерия Фишера. Для получения моделей при принятом уровне значимости $\alpha = 0,05$ $F_p < F_{\text{табл}}$, поэтому модель адекватно отображает результат эксперимента.

Оценка качества полученных математических моделей проводилась путём определения коэффициента множественной корреляции. Коэффициент множественной корреляции R показывает величину статистической связи по уравнению множественной регрессии Y_i и начальным экспериментальным результатами. В полученных математических моделях коэффициенты множественной

корреляции статистически значимы, то есть $F_p > F_{\text{табл}}$, при принятом уровне значимости, следовательно модели информативны и несут полезную информацию о процессе, который моделируется.

Для определённых факторов проведено графическое исследование их влияния на критерий оптимизации, который характеризует интенсивность износа (в условиях газоабразивного действия по углам атаки абразивных частиц) титанового сплава BT20 с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N. Оно выполнялось путём построения семейства графиков частных уравнений регрессии (как пример, рис. 201-204).

Таблица 37

Статистические характеристики моделей

Параметры статистического анализа	Значение параметров для моделей			
	$Y_{6(30)}$	$Y_{6(45)}$	$Y_{6(75)}$	$Y_{6(90)}$
Остаточная дисперсия	0,020557	4518,47	8380,63	9313,24
Дисперсия воспроизводимости	0,027588	873,951	1488,79	628,633
Расчётное значение F-критерия	1,342	5,17017	5,62914	14,8151
Уровень значимости F-критерия адекватности степеней свободы	0,05 V1 = 12 V2 = 3	0,05 V1 = 11 V2 = 4	0,05 V1 = 13 V2 = 2	0,02 V1 = 12 V2 = 3
Табличное значение F-адекватности	8,69229	5,935817	19,41	16,76
Стандартная ошибка оценки	0,145101	82,3104	92,0433	100,861
Стандартная ошибка оценки (с учётом степеней свободы)	0,280986	142,566	205,815	195,317
Часть рассеяния (моделирования)	0,999008	0,997466	0,999153	0,99728
Введено регрессоров	13	12	14	13
Коэффициент множественной корреляции	0,999504	0,998732	0,999577	0,998639
Коэффициент множественной корреляции (степеней свободы)	0,998138	0,996191	0,997881	0,994887
F отношения для R	251,674	143,122	181,55	91,6628
Уровень значимости F-критерия информативности степеней свободы	0,05 V1 = 12 V2 = 19	0,05 V1 = 11 V2 = 20	0,05 V1 = 13 V2 = 18	0,05 V1 = 12 V2 = 19
Табличное значение F-критерия информативности	2,30795	2,30999	2,3143	2,30795
Критерии Бокса и Веца	5	4	2	3

Визуальный анализ графиков позволяет провести детальный анализ влияния факторов на значение функции отклика и определить то значение факторов, которое в течение всего времени влияния осуществляет наибольший или наименьший эффект.

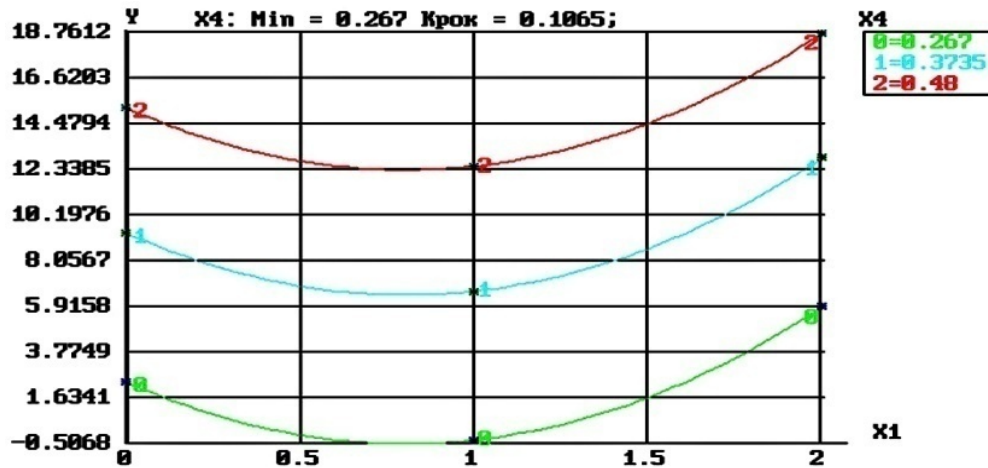


Рис. 201. График частных уравнений регрессии $Y_{6(30)} = f(X_1, X_4)$

На основе полученных результатов можно получить наглядное представление о геометрическом образе функции отклика построением соответствующей геометрической поверхности, которые представлены на рис. 205-208.

Т. о., в результате статистического анализа установлено, что регрессионные зависимости адекватные и информативные, результаты воспроизводимы, коэффициенты b_0 и b_1 статистически значимы. Все это говорит о том, что регрессионные зависимости адекватно описывают процесс и их можно использовать для анализа и оптимизации технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП.

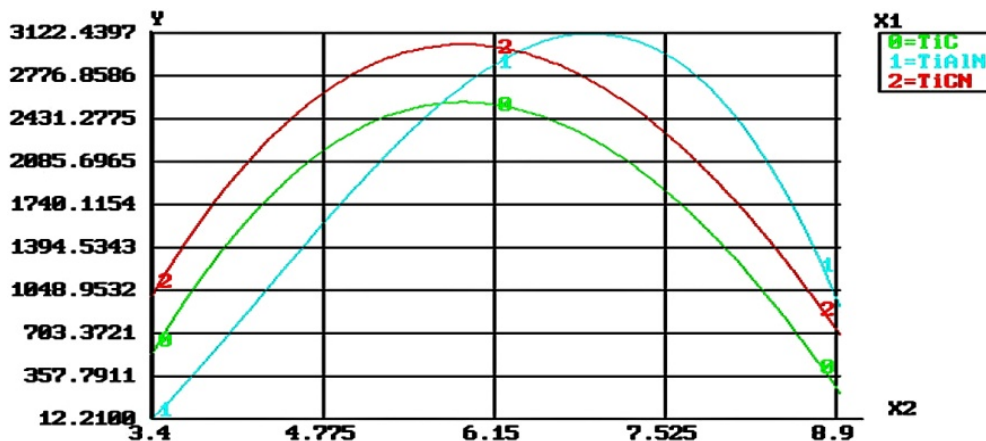


Рис. 202. График частных уравнений регрессии $Y_{6(45)} = f(X_2, X_1)$

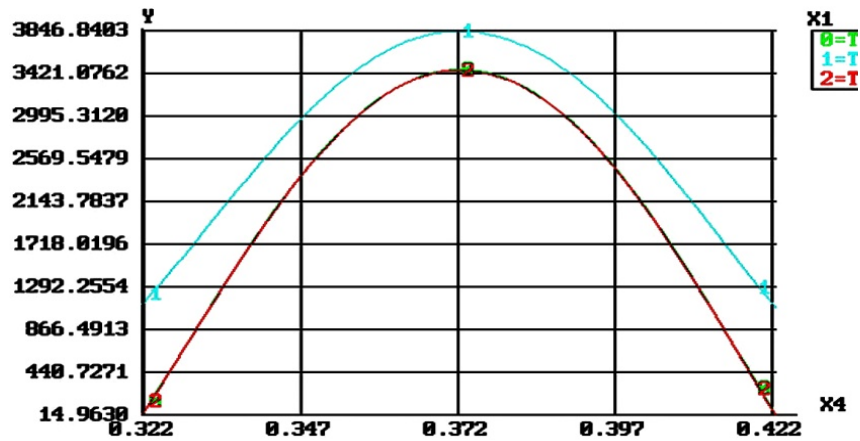


Рис. 203. График частных уравнений регрессии $Y_{6(75)} = f(X_4, X_1)$

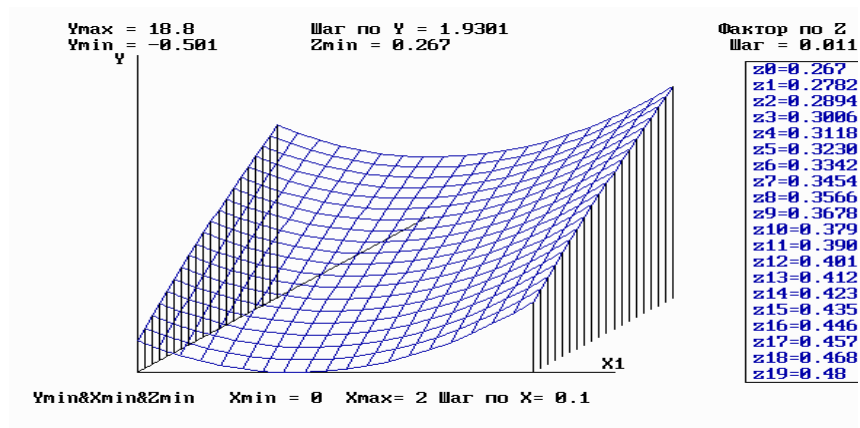


Рис. 204. График частных уравнений регрессии $Y_{6(90)} = f(X_2, X_1)$

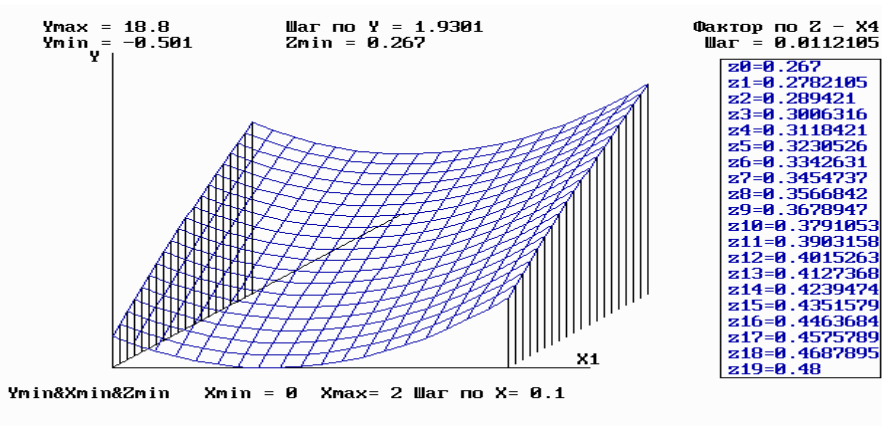


Рис. 205. График исследования поверхности отклика $Y_{6(30)} = f(X_1, X_4)$ в трёхмерном пространстве

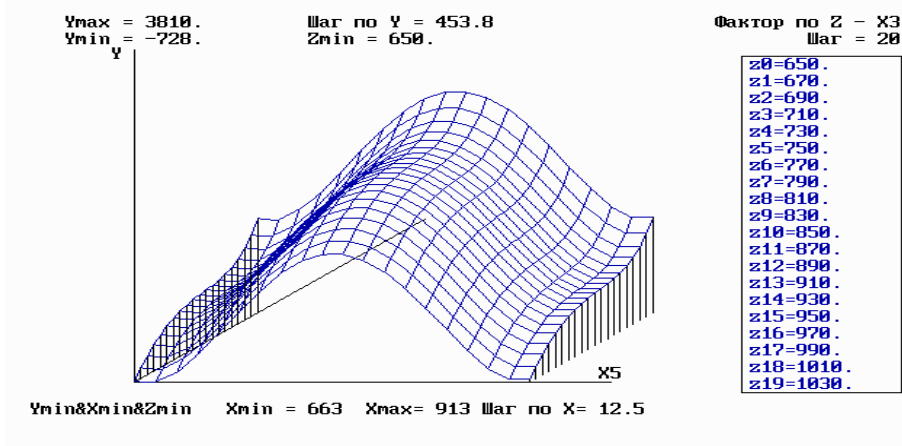


Рис. 206. График исследования поверхности отклика $Y_{6(45)} = f(X_5, X_3)$ в трехмерном пространстве

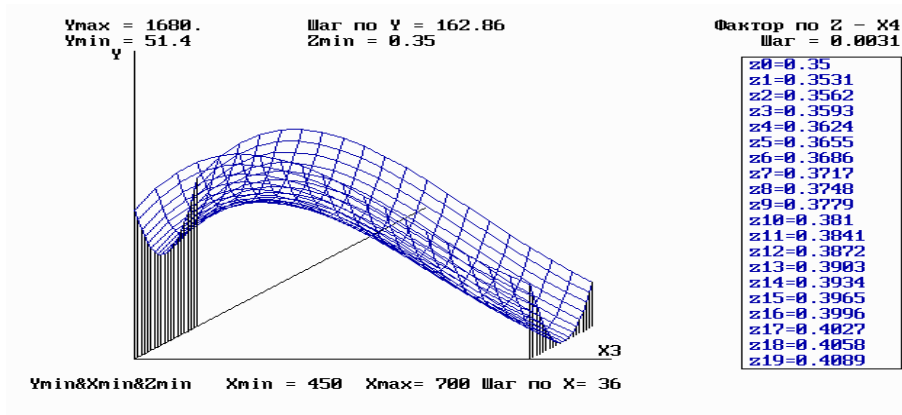


Рис. 207. График исследования поверхности отклика $Y_{6(75)} = f(X_3, X_4)$ в трехмерном пространстве

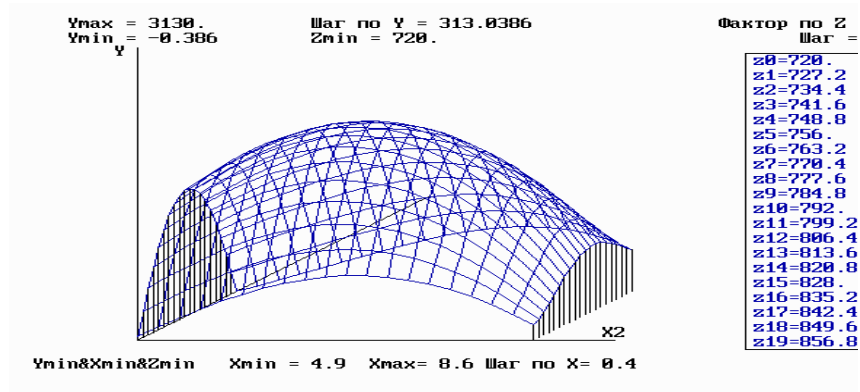


Рис. 208. График исследования поверхности отклика $Y_{6(30)} = f(X_1, X_3)$ в трехмерном пространстве

Фрактографический анализ покрытий и механизм их газоабразивного износа. Фрактографические исследования поверхностей образцов с ВПП проводились с целью установления особенностей их износа от влияния абразивных частиц [627, 628]. При этом использовался электронный микроскоп микролизатор "Camscan-4DV".

В результате исследований наблюдаем, что поверхность титанового сплава, как без покрытия, так с покрытием, при абразивном износе поддается бомбардировке абразивными частицами и постоянному действию абразивного потока, и основным фактором, который определяет процесс изнашивания материала является угол атаки. Экспериментально установлено, что при малых углах атаки реализуется упруго-пластичный скользящий контакт абразивных частиц с поверхностью и изнашивание происходит в результате многократного пластического деформирования материала абразивом. На поверхности образуются канавки в направлении скорости резания (рис. 209). В результате скользящего действия абразивных частей, интенсивность изнашивания незначительна, т. к. нормальные усилия в зоне контакта имеют небольшие значения.

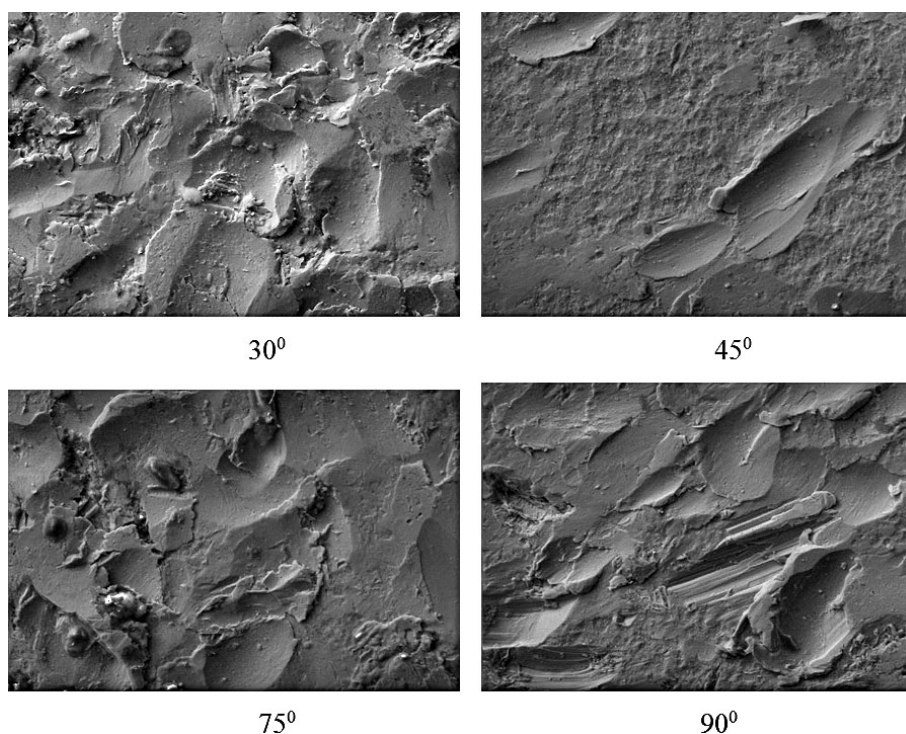


Рис. 209. Поверхность образца из титанового сплава VT20 без покрытия в зависимости от угла атаки абразива, х 300

В результате экспериментальных исследований выявлено, что наибольшая интенсивность изнашивания титанового сплава как с покрытием, так и без в основном наблюдается при угле атаки, который представляет 75°. Механизм аб-

разивного изнашивания титановых образцов с покрытием в этом случае базируется на микрорезании и пластической деформации при достаточно высоких касательных напряжениях и многоциклового усталости материала с образованием микроразрывов в результате максимальных нормальных напряжений.

Появление микротрещин и удаление материала может происходить при однократном ударе абразивной частицы. Снижение интенсивности изнашивания при угле атаки 90° объясняется уменьшением величины пластической деформации при одновременном росте ее упругой составляющей. Это приводит к уменьшению дефектности структуры поверхностного слоя и повышает его износостойкость.

На наш взгляд, газоабразивный износ титановых образцов, как с покрытием, так и без покрытий, предопределён совокупностью физико-химических процессов в зоне контакта абразивных частиц с поверхностью материала, который приводит к двум видам разрушения гетерогенных систем: микрорезанию и усталости ПС при многократном его деформировании абразивными частицами. Установлено, что многократные деформации системы “основа-покрытие” в результате микроударов абразивными частицами предопределяют образование на поверхности микроразрывов. В данном случае на поверхности контакта возникают канавки, которые имеют ориентацию в направлении вектора скорости скольжения абразивного потока. Преимущественно данный механизм вносит незначительный вклад в процесс изнашивания сравнительно с механизмом пластического деформирования, который доминирует. При реализации данного механизма изнашивания отдельные абразивные частицы под воздействием значительного номинального давления абразивного потока вклиниваются в ПС материала основы без покрытия, пластично её деформируя. В результате такого вклинивания абразивных частиц образуется область деформации сжатия (впереди зоны контакта) и деформация растяжения (сзади зоны контакта), которая приводит к образованию разной величины микроразрывов и пластических деформаций. Под воздействием касательной силы абразивные частицы вместе с частью материала основы удаляются. Поэтому многократное деформирование материала основы приводит к усталостному и локальному его разрушению.

Анализируя процесс разрушения титанового сплава с покрытием (TiC)N, наблюдаем, что под воздействием повторных максимальных деформаций происходит увеличение макроразрушенных участков, которое приводит к образованию хвильовидного рельефа под названием “рисунок Шалломаха” [588]. Поверхностный твёрдый слой покрытия спустя некоторое время изнашивается, и на смену ему приходит материал основы. При углах атаки абразива ПС покрытия изнашивается в виде отшелушивания (рис. 210, 211).

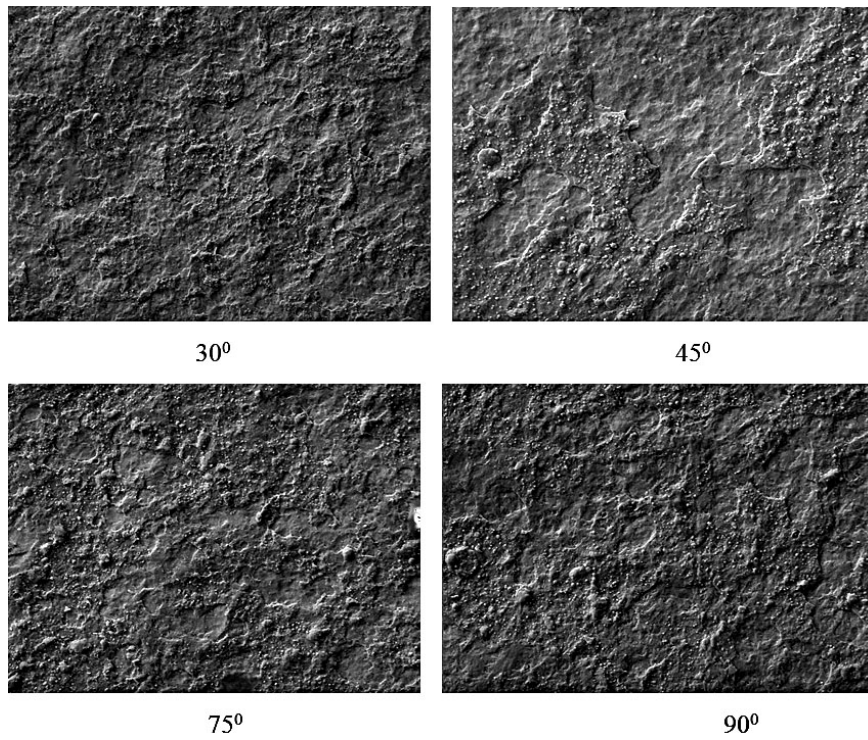


Рис. 210. Поверхность образца из титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiC)N в зависимости от угла атаки абразива, х 300

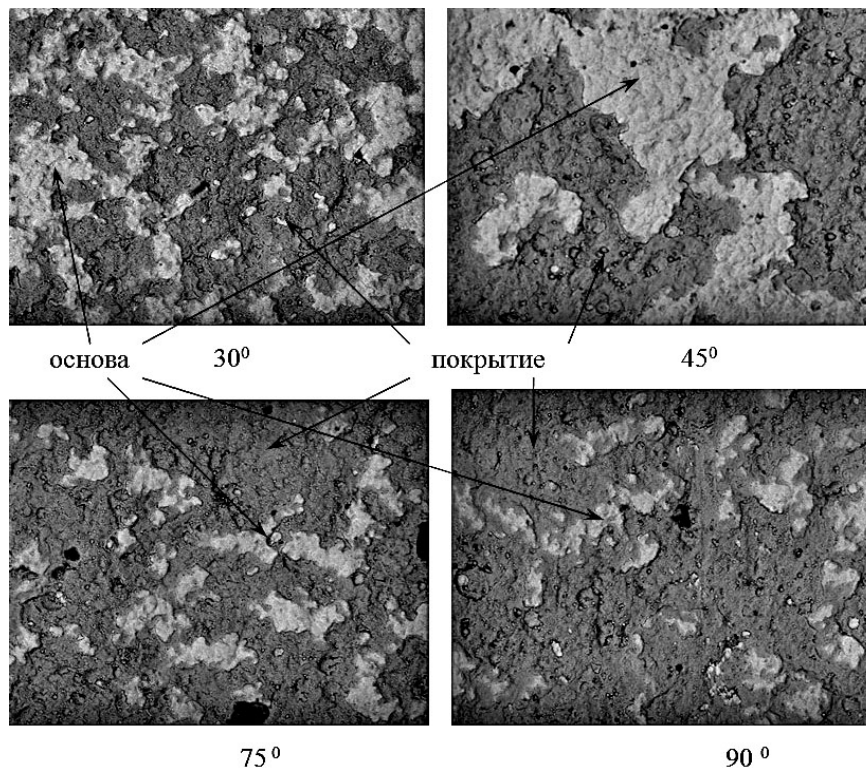


Рис. 211. Фазовый контраст поверхности образца из титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiC)N в зависимости от угла атаки абразива, х 300

Во время влияния абразивного потока на поверхность титанового сплава с покрытиями TiN и (TiAl)N наблюдаем отсутствие на ней характерных признаков эрозионного износа. Это предопределено наличием в поверхностном слое покрытия защитных упрочняющих фаз на основе соединений тугоплавких материалов TiN, AlN, а также реализацией эффекта Роско, который заключается в упрочняющем действии тонких покрытий.

Свойства этих соединений превышают свойства основы, которые являются почвой повышения газоабразивной стойкости титанового сплава. Абразивная частица, имея меньшие значения твёрдости, чем материал покрытия, не может значительно влиять на процесс его газоабразивного износа (рис. 212, 213).

Т. о., в результате фрактографических исследований установлено: основным фактором, который определяет процесс газоабразивного износа, является угол атаки; наибольшая интенсивность изнашивания наблюдается при угле атаки 75° ; механизм газоабразивного изнашивания титановых образцов с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N базируется на микрорезании и пластической деформации при достаточно высоких касательных напряжениях и многоциклового усталости материала с образованием микроразрывов в результате максимальных нормальных напряжений; покрытия TiN и (TiAl)N владеют наилучшей стойкостью против газоабразивного износа.

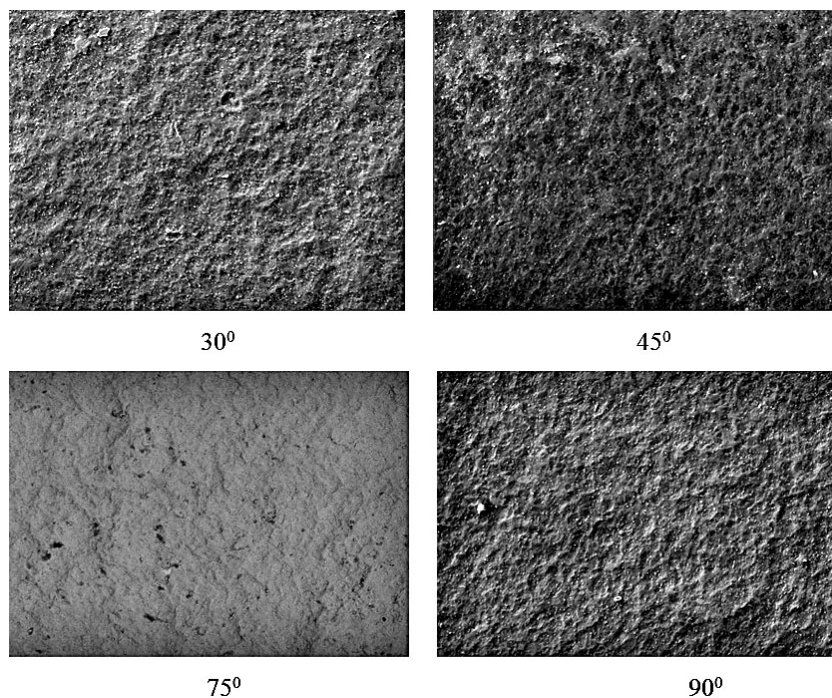


Рис. 212. Поверхность образца из титанового сплава VT20 с покрытием TiN в зависимости от угла атаки абразива, $\times 300$

Высокая газоабразивная стойкость объясняется наличием в ПС покрытия защитных укрепляющих фаз, а также реализацией эффекта Роско; в зависимости от конструктивных и технологических факторов ВПП повышают газоабразивную стойкость титановых сплавов в 8...12 раз.

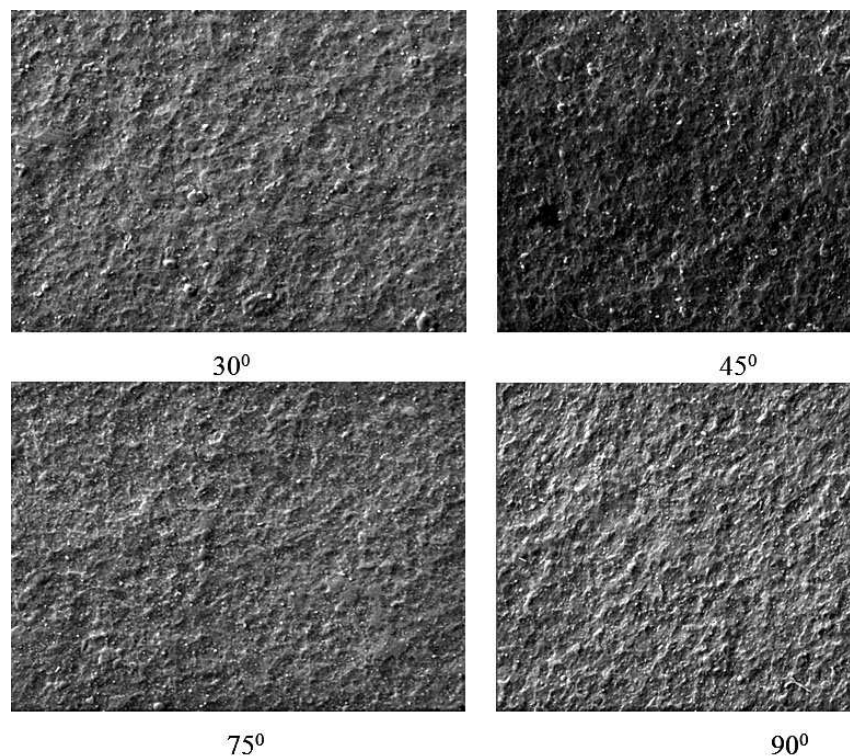


Рис. 213. Поверхность образца из титанового сплава BT20 с покрытием (TiAl)N в зависимости от угла атаки абразива, $\times 300$

Анализ напряжённо-деформированного состояния покрытий при газоабразивном износе. Для определения значений эквивалентных напряжений, которые действуют в зоне контакта абразивной частицы и поверхности образца из титанового сплава, как без, так с покрытием, использовали метод конечно-элементного анализа, при этом применяли программный пакет NASTRAN.

Оценка напряжённо-деформированного состояния проводилась, как пример, на образце с покрытием TiN (табл. 19, поз. 8). Условия нагрузки образца отвечают экспериментальным. Алгоритм проведения расчёта представлен на рис. 113.

Модель напряжённо-деформированного состояния образца без покрытия разбита на конечные элементы. Действие абразивных частей промоделировано по углам атаки абразива ($\alpha=30^\circ, 45^\circ, 75^\circ$ и 90°). Модель состоит из 7956 элемен-

тов и имеет 6250 узлов. На рис. 214 и 215 изображены поля эквивалентных напряжений в этой модели.

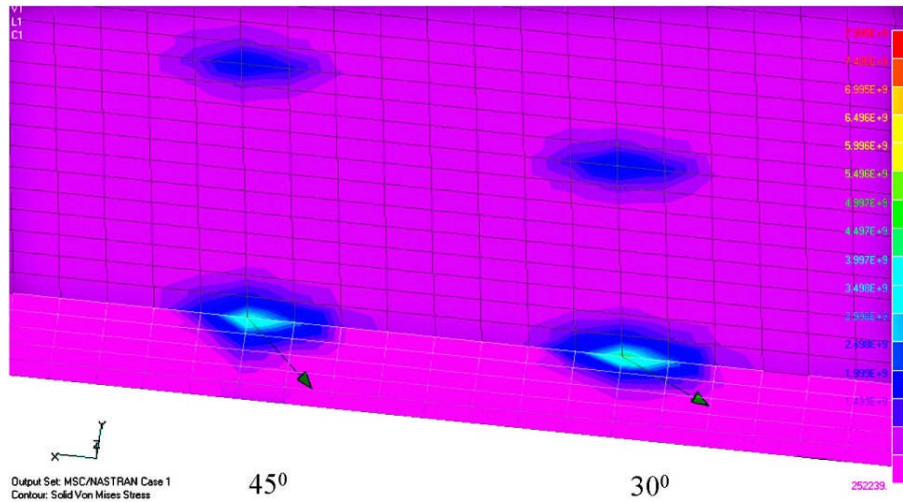


Рис. 214. Поля эквивалентных напряжений в модели образца без покрытия в зависимости от угла атаки абразива, Па

В результате анализа модели установлено, что напряжения в зоне контакта занимают значительную площадь как по поверхности, так и по поперечному сечению. Значения напряжений предельного состояния, при которых будет проходить разрушение ПС, представляют $\sigma_{\text{эКВ}} \approx 3,498 \cdot 10^9$ Па. К тому же, характерным является то, что с увеличением угла атаки нормальные напряжения становятся больше касательных и глубина проникновения их увеличивается.

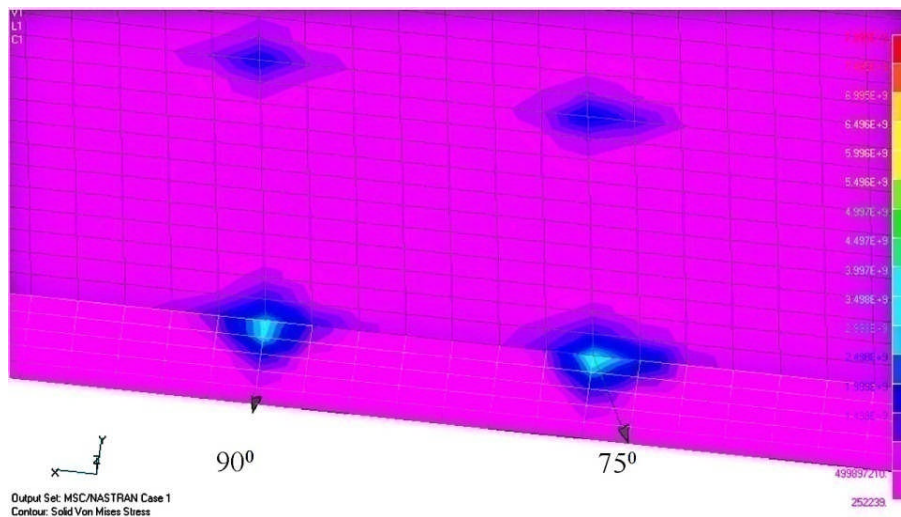


Рис. 215. Поля эквивалентных напряжений в модели образца без покрытия в зависимости от угла атаки абразива, Па

Модель напряжённно-деформированного образца с покрытием TiN разбита на конечные элементы. Модель состоит из 10608 узлов и имеет 8750 элементов.

При анализе модели образца с покрытием TiN рассчитаны поля эквивалентных напряжений по углам атаки абразива (рис. 216 и 217).

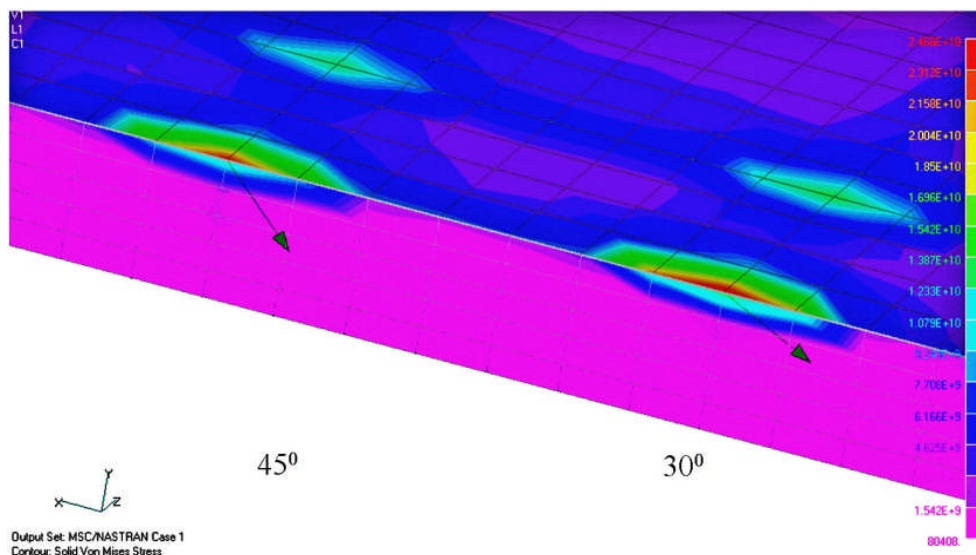


Рис. 216. Поля эквивалентных напряжений в модели образца с покрытием TiN в зависимости от угла атаки абразива, Па

В результате анализа установлено, что напряжения предельного состояния образца с покрытием достигают $2,312 \cdot 10^{10}$ Па. Это более чем в 6 раз превышает данные образца без покрытия. Полученный результат совпадает с результатами экспериментальных исследований (табл. 35). Значительное повышение напряжений предопределено наличием в покрытии остаточных напряжений, а также повышенной адгезионной прочности покрытия.

Т. о., в результате экспериментальных исследований выявлено, что основным кинематическим параметром, который определяет характер разрушения материала и его интенсивность при газоабразивном износе является угол падения абразивной частицы на поверхность. Установлено, что наибольшая интенсивность изнашивания титанового сплава как с покрытием, так и без наблюдается при угле атаки 75° . Это связано с комплексным влиянием процессов микрорезания и пластического деформирования материала, что предопределено значительными касательными и нормальными напряжениями в системе “основа-покрытие”.

Показано, что ВПП в зависимости от параметров технологического процесса до 8...12 раз повышают газоабразивную стойкость титанового сплава. Высокая газоабразивная стойкость объясняется изменением структуры ПС, а также реализацией эффекта Роско.

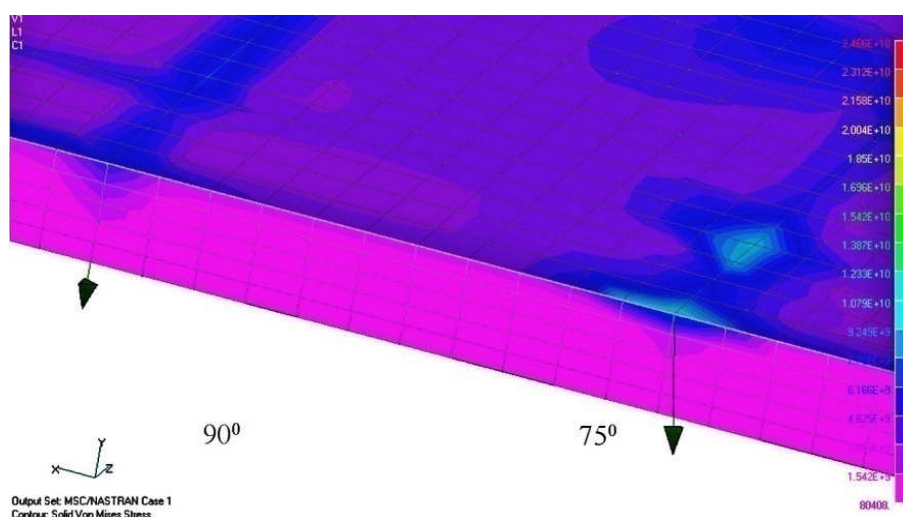


Рис. 217. Поля эквивалентных напряжений в модели образца с покрытием TiN в зависимости от угла атаки абразива, Па

Разработаны математические модели технологического процесса нанесения ВПП по критериями газоабразивной стойкости, которые дополняют общую методологическую информационную базу и способствуют разработке принципа управления свойствами ПС.

На основе фрактографических исследований установлено, что механизм газоабразивного изнашивания титановых образцов с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N базируется на микрорезании и пластической деформации при достаточно высоких касательных напряжениях и многоциклового усталости материала с образованием микроразрывов в результате максимальных нормальных напряжений.

На основании анализа напряжённо-деформированного состояния создана возможность прогнозирования свойств газоабразивной стойкости, что позволяет в широких пределах управлять режимами технологического процесса.

2.1.12. Разработка оптимальных параметров процесса ВПП

При решении задач многопараметрической оптимизации объект исследования характеризуется несколькими критериями оптимизации. Вследствие этого появляется проблема выбора важности этих критериев и назначения им весовых коэффициентов. Это связано с тем, что согласно реальной постановке задачи оптимизации, влияние конкретного критерия на то оптимальное значение режима технологического процесса нанесения ВПП может быть разным (более сильным или менее). Кроме того, улучшая один критерий можно неминуемо ухудшить значение других (табл. 38), т. е. они являются неравнозначными. По-

этому и возникает задача определения некоторой компромиссной точки, которая в равной степени может удовлетворять всем требованиям (компромисс по Парето).

Согласно методике математического планирования эксперимента определение обобщённого критерия для каждого опыта экспериментальных испытаний (табл. 20) заключалось в использовании системы экспертных оценок (эксперты из Института проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины), согласно которой каждому критерию оптимизации установлен “рейтинг”. Основу этого метода составляет то, что эксперт оценивает важность каждого критерия оптимизации в баллах (начиная с 1). Задача определения весовых коэффициентов при большом количестве параметров качества является очень сложной. С одной стороны, неточное задание веса совсем изменяет рассчитанные рейтинги, с другой стороны, при большом количестве параметров – это задача по сложности сравнима с самим построением рейтинга. По результатам всех ответов выполняется расчёт рангов и весовых коэффициентов. Результаты вычислений представлены в табл. 38 и 39. Т. о., на основе математических моделей и результатов экспериментальных исследований проведено определение оптимальных параметров технологического процесса нанесения многофункциональных градиентных ВПП.

Таблица 38

Значение ранга критериев оптимизации

Эксперты	Критерии оптимизации					
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ε_i , с ⁻¹	ε_T , с ⁻¹	σ^{-1} , МПа	К
1	4	6	5	3	2	1
2	4	6	5	3	2	1
3	3	5	6	4	1	2
4	3	5	6	4	1	2
5	4	6	5	3	1	2
6	4	5	6	3	2	1
7	3	6	5	4	2	1
Ранг P_i	3,57	5,57	5,43	3,43	1,57	1,43

Результаты расчета эффективности обобщенного критерия качества приведены в табл. 40.

Из табл. 40 видно, что наибольшее значение эффективности критерия качества отвечает опыту 14 (табл. 20), реализованные в котором параметры и является оптимальными. Это значение обобщенного критерия качества есть, по существу, расстоянием точки факторного пространства, которое отвечает опыту 14, к гипотетической наилучшей точке.

Значение весовых коэффициентов критериев оптимизации

№	Название критериев	Значение	Среднее значение a_i	Весовые коэффициенты K_i
1	σ_B , МПа	1...2 %	1,015	0,79
2	$\sigma_{0,2}$, МПа	4...6 %	1,05	0,59
3	ε_i , c^{-1}	2...4 раза	3	0,6
4	ε_T , c^{-1}	2...4 раза	3	0,8
5	σ^{-1} , МПа	15...20 %	1,175	0,99
6	K	8...10 раз	6	1

Таким образом, в результате проведенной с использованием полученных математических моделей многокритериальной (компромисс за Парето) оптимизации было найдено самое оптимальное сочетание уровней факторов, которые влияют на критерии оптимизации:

X_1 – покрытие (TiAl)N;

X_2 – $h_{\text{п}} = 6,5 \cdot 10^{-6}$ м;

X_3 – $t_{i.o.} = 405$ с;

X_4 – $P_{p.r.} = 0,3602$ Па.

Результаты многопараметрической оптимизации

№	Номер по табл. 20	Тип покрытия	Коэффициент эффективности $U_{\text{эфф.}}$
1	14	(TiAl)N	0,680998076
2	15	(TiC)N	0,63520376
3	5	(TiAl)N	0,633173229
4	7	(TiC)N	0,627621294
5	9	(TiAl)N	0,605392558
6	3	(TiC)N	0,588099168
7	13	(TiC)N	0,546004665
8	8	TiN	0,522277471

К тому же отметим, что конструктивные элементы из титановых сплавов с ВПП (TiAl)N (опыт 14) можно использовать при $T=593$ °С без снижения эксплуатационных свойств (рис. 218, 219) [629, 630]. Это даст возможность на этапах создания (разработки и производства) силовых установок вместо стальных материалов в качестве конструктивных материалов для лопаток компрессора последних ступеней использовать титановые сплавы, что позволит снизить массу летательного аппарата и повысить его тактико-технические характеристики.

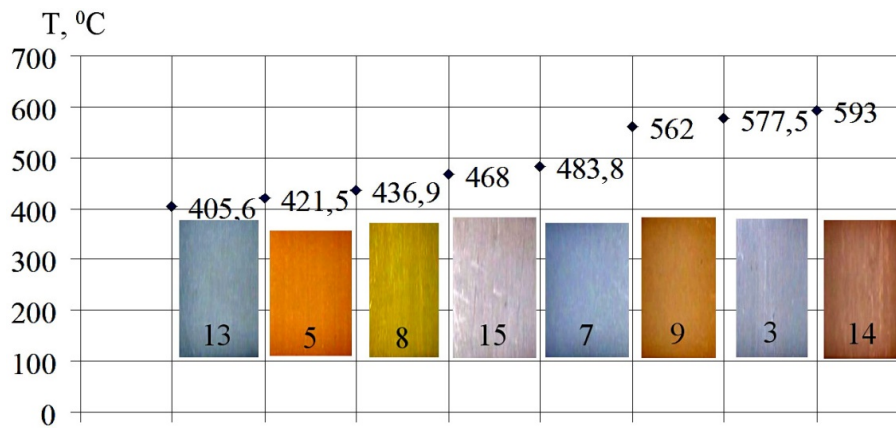


Рис. 218. Наибольшая эксплуатационная температура применения лопаток компрессора с ВПП TiN, (TiAl)N и (TiC)N; тип покрытий, согласно табл. 35

Проверка достоверности полученных результатов проводилась путем нанесения ВПП (TiAl)N по указанным режимам, которые получены в результате многокритериальной оптимизации и проверки значений характеристик прочности и газоабразивной стойкости (критериев оптимизации). Отклонения составляли 3...7 %, что свидетельствует о достоверности полученных результатов исследований.

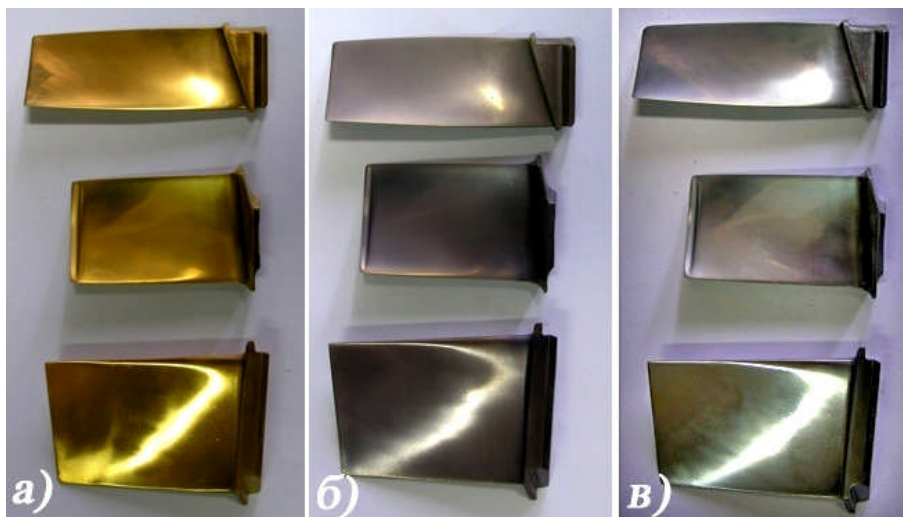


Рис. 219. Внешний вид лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов с ВПП: а – покрытие TiN; б – покрытие (TiAl)N; в – покрытие (TiC)N

Оценка надёжности и ресурса изделий с ВПП. Количественная оценка надёжности и ресурса является необходимым условием объективного подхода относительно решения проблемы повышения надёжности и долговечности си-

ловых установок летательных аппаратов. Количественная оценка позволит выявить влияние надёжности лопатки компрессора с ВПП на общую надёжность и порядок обслуживания силовой установки, объективно решать задачи, которые связаны с определением безопасности полётов и задачи боеготовности, правильно планировать объём закупки новых лопаток с защитными покрытиями.

Оценка повышения ресурса лопатки компрессора силовой установки летательного аппарата за счёт применения технологического процесса нанесения ВПП заключалась в определении комплексного показателя и базировалась на учёте рангов, весовых коэффициентов и средних значений критериев оптимизации (табл. 38 и 39).

Оценка эксплуатационной надёжности базировалась на изучении опыта эксплуатации и регулярного сбора, обработки и анализа статистических данных относительно отказов силовых установок летательных аппаратов.

Расчёт проводился с использованием формулы

$$R_{\text{лор}} = \frac{\sum_{i=1}^n a_i k_i}{\sum_{i=1}^n k_i}.$$

где n – количество показателей; a_i – среднее значение показателя; k_i – весовой коэффициент.

Таким образом, ресурс лопатки компрессора силовой установки летательного аппарата за счёт внедрения технологического процесса нанесения ВПП увеличивается в 2,67 раза.

Известно [347, 631, 632], что основными показателями надёжности силовых установок являются: интенсивность отказов; вероятность возникновения отказа; наработка на отказ; частота отказов.

Интенсивность отказов является одним из основных критериев, который полно характеризует надёжность технических систем в каждый данный момент времени. Она показывает, какая часть от исправно работающих в рассмотренном интервале времени двигателей выходит из строя в единицу времени, и, следовательно, характеризует опасность появления отказов в данный момент времени. Этот критерий надёжности часто называют λ -характеристикой и рассчитывают по формуле

$$\lambda(t) = \frac{\Delta n(t)}{N_i \Delta t}.$$

где $\Delta n(t)$ – число двигателей, неисправных из-за отказа рабочих лопаток компрессора; $N_i \Delta t$ – число двигателей, исправных за период времени (за период времени избранный ресурс двигателя до первого капитального ремонта).

Вероятность безотказной работы характеризует вероятность того, что в течение определённого интервала времени и в установленных условиях эксплуатации не состоится ни один отказ, который приведет к досрочному снятию двигателя.

Статистическая оценка вероятности безотказной работы силовых установок выполняется по формуле

$$P(t) = 1 - \frac{\Delta n(t)}{N_i},$$

где $\Delta n(t)$ – число двигателей, неисправных из-за отказа рабочих лопаток компрессора; N_i – количество двигателей.

Оценка вероятности возникновения отказа проводится по формуле

$$Q(t) = 1 - P(t).$$

Термин “наработка на отказ” принято употреблять, как для двигателей, которые не восстанавливаются, так и для тех, которые подлежат возобновлению. Разница заключается в том, что в первом случае рассматривается наработка к отказу, а во втором – на отказ. В работе считаем, что двигатели подлежат восстановлению. Тогда выражение для расчёта величины наработка на отказ имеет вид

$$T = \frac{1}{n(t)} \left[\sum_{i=1}^n t_i + [N - n(t)] t_n \right],$$

где $n(t)$ – число отказов объектов за время t ; N – общее число объектов, которые находятся под надзором; t_i – наработка i -го объекта на отказ; t_n – наработка на отказ n -го объекта.

Оценка плотности вероятности наработки на отказ статистически определена как количество отказов однотипных систем, возникших в рассмотренном интервале наработки, отнесённых к произведению числа рассмотренных систем на длину интервала:

$$f = \frac{n_{\text{неиспр}}}{N_0 \Delta t},$$

где $n_{\text{неиспр}}$ – число неисправных двигателей; N_0 – общее количество двигателей; Δt – величина рассмотренного интервала наработки.

На примере двигателя РД-33 проведён расчёт показателей надёжности, как результат внедрения технологического процесса нанесения ВПП на лопатки компрессора. Результаты расчётов представлены в табл. 41.

В большинстве случаев внедрение нового технологического процесса обработки поверхностей деталей ограничивается получением эффекта в производстве за счёт снижения себестоимости.

Однако в результате проведённых экспериментальных исследований установлено, что технологический процесс нанесения ВПП повышает надёжность и долговечность лопаток компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения. Увеличение годового экономического эффекта, в основном, базируется на возвышенности ресурса лопатки в 2,67 раза.

Таблица 41

Сравнение значений показателей надёжности двигателя РД-33

Силовая установка РД-33	Критерии надёжности			
	Интенсивность отказов, (1/ч)	Вероятность возникновения отказа	Наработка на отказ (ч)	Плотность отказов (1/ч)
РД-33, лопатки без покрытия	$4,49 \cdot 10^{-4}$	0,136	2578	$3,88 \cdot 10^{-4}$
РД-33, лопатки с покрытием	$1,49 \cdot 10^{-4}$	0,05	7031	$1,42 \cdot 10^{-4}$
Значение показателей надёжности	Уменьшается в 3,01 раза	Уменьшается в 2,72 раза	Увеличивается в 2,73 раза	Уменьшается в 2,73 раза

Оптимизация технологии ВПП по энергоёмкости и производительности. Многочисленные разработки способов поверхностного упрочнения (ПУ) и многооперационных технологий, особенно по улучшению свойств покрытий, как правило, не сопровождаются оценкой их экономической эффективности и целесообразности. Поэтому в проблеме ПУ наименее изучен вопрос об экономических и стоимостных критериях при альтернативном подходе ко всем способам ПУ.

Основной причиной отсутствия методов оценки экономической эффективности альтернативных способов ПУ является недостаток информации о комплексе механических свойств упрочнённой детали, в том числе её износостойкости в экстремальных условиях эксплуатации, особенно при больших контактных нагрузках. Нет также методов достоверной оценки экономической эф-

фективности применения упрочнённой детали в сопряжениях, механизмах и узлах машин.

Такой оценке доступны в настоящее время только простейшие случаи – упрочнённый режущий и штамповый инструмент, а также быстроизнашивающиеся сменные органы различных машин. Сдерживающим фактором является также отсутствие общих теоретических положений износа, поверхностного разупрочнения и упрочнения поверхностей. В настоящее время не разработаны реальные расчётные методы прогноза долговечности упрочнённых деталей в сложных условиях эксплуатации. Многие экспериментальные оценки этих характеристик в лабораторных условиях часто не подтверждаются натурными испытаниями.

Прямым следствием такого положения с экономическими критериями является то обстоятельство, что общие затраты на ремонт в машиностроении начали превышать затраты на новую технику. Увеличение затрат на производство машин с поверхностно упрочнёнными деталями многократно окупилось бы отсутствием необходимости в частом ремонте машин и ликвидацией простоев оборудования.

Необходимость развития ресурсосберегающих технологий должна создать толчок к возбуждению интереса и реализации работ по оценке экономической эффективности ПУ. Основой для разработки экономических критериев явится всестороннее исследование комплекса механических свойств, несущей способности и предельного состояния, достигаемых различными способами ПУ.

В условиях ограниченности энергетических ресурсов одной из основных задач ПУ является экономия электроэнергии.

Исходя из тенденции увеличения числа различных специальных установок и устройств для ПУ деталей машин, использующих электроэнергию, следует вывод о необходимости развития методов, обладающих наименьшей энергоёмкостью.

В рамках представленной работы предпринята попытка определения минимальной энергоёмкости и максимальной производительности – технологии ВПП, как фактора в ряду критериев оптимизации вместе с комплексом термо-механических свойств [369, 633].

Энергетические затраты в первую очередь состоят из затрат на ионное травление, осаждение покрытия, а также на работу вакуумных насосов. В табл. 42 представлены энергетические затраты на один технологический цикл.

Как видно из табл. 42 диапазон энергетических затрат колеблется от минимального уровня 9,50 кВт·час (поз. 15) до максимального уровня 14,87 кВт·ч (поз. 8). Т. о., можем констатировать, что энергетические затраты на один и тот же, по сути, технологический процесс могут различаться в 1,6 раза.

Экономическая эффективность технологии определяется также производительностью работы оборудования, т. е. объемом продукции, который вырабатывается в единицу времени.

Таблица 42

Энергетические затраты технологии ВПП

№	Тип покрытия	Ионное травление кВт·ч	Осаждение по- крытия кВт·ч	Вакуумные на- сосы кВт·ч	Общие затраты кВт·ч
1	(TiAl)N	0,710	2,82	9,2	12,73
2	TiN	0,533	2,72	9,8	13,05
3	(TiC)N	0,888	1,36	8,6	10,84
4	TiN	0,976	2,38	9,9	13,25
5	(TiAl)N	0,621	1,41	7,9	9,93
6	(TiAl)N	0,799	2,35	8,9	12,04
7	(TiC)N	0,444	3,06	10,1	13,60
8	TiN	0,843	3,23	10,8	14,87
9	(TiAl)N	0,488	2,59	8,8	11,87
10	TiN	1,021	1,19	8,6	10,81
11	(TiC)N	0,666	2,55	9,8	13,01
12	TiN	0,577	1,53	8,5	10,60
13	(TiC)N	0,932	2,89	10,5	14,32
14	(TiAl)N	0,399	3,06	9,1	12,55
15	(TiC)N	0,754	0,85	7,9	9,50
16	TiN	0,644	2,13	9,2	11,97

При нанесении покрытия в вакуумную камеру серийной установки типа ННВ6 загружается в среднем 30 компрессорных титановых лопаток АГТД. Производительность процесса определяется, в основном, длительностью этапов нанесения покрытия: ионного травления, временем вакуумирования, загрузки и выгрузки. Время же этапа нанесения покрытия определяется заданной толщиной. Продолжительность технологических этапов формирования покрытия приведена в табл. 43.

Таблица 43

Технологическое время обработки

№	Длительность осаждения покрытия (его толщина), с	Время ионного травления, с	Общее время обработки, с	Производительность, шт/с
1	2160	720	2880	0,01042
2	2880	540	3420	0,00877
3	1440	900	2340	0,01282
4	2520	990	3510	0,00850
5	1080	630	1710	0,01754
6	1800	810	2610	0,01149

7	3240	450	3690	0,00813
8	3420	855	4275	0,00701
9	1980	495	2475	0,01212
10	1260	1035	2295	0,01307
11	2700	675	3375	0,00889
12	1620	585	2205	0,01361
13	3060	945	4005	0,00749
14	2340	405	2745	0,01093
15	900	765	1665	0,01802
16	2250	653	2903	0,01033

Как следует из табл. 43, диапазон возможной производительности оборудования колеблется от минимального уровня 0,00701 шт./с (поз. № 8) до максимального уровня 0,01802 шт./с (поз. № 15). В итоге замечаем, что производительность нанесения аналогичных покрытий на серийной установке может колебаться в пределах 1,6 раза.

Экспериментальные результаты обработаны соответственно ППП ПРИ-АМ. Уравнение регрессии для производительности имеет вид

$$Y = 0,0110432 - 0,0520513x_1x_5^2x_4^3 - 0,029447x_1x_5^2x_2^3.$$

Модель адекватна ($F_{\text{расч.}} = 27,56 > F_{\text{кр}} = 1,37$ при $\alpha = 0,05$), информативна (коэффициент множественной корреляции 0,946, значимый $F_{\text{расч.}} = 55,52 > F_{\text{кр}} = 3,81$ при $\alpha = 0,01$ для критерия Бокса-Веца) и устойчива (число обусловленности 2,53; коэффициенты парной корреляции регрессоров между собой равны нулю). Модель объясняет 89,52 % общего рассеяния.

Анализ поверхностей функции отклика Y (производительность) позволяет провести детальный анализ влияния факторов на значение функции отклика и определить то значение факторов, которое в течение всего времени влияния имеет наибольший или наименьший эффект.

На рис. 220 приведена поверхность отклика $Y = f(X_2X_4)$ при фиксированных значениях X_1 и X_3 . На рис. 221 – поверхность функции отклика $Y = f(X_2X_5)$ и на рис. 222 – поверхность функции отклика $Y = f(X_4X_5)$.

Следует отметить, что все поверхности характеризуются наличием зон экстремальных значений функции отклика. Это свидетельствует об эффективности математического моделирования.

Проведение многофакторного эксперимента с учётом конструкционных, технологических и эксплуатационных факторов и многокритериальной оптимизации с учётом комплекса механических свойств, энергоёмкости и производительности оборудования позволяют управлять технологией нанесения ВПП для

достижения максимальной прочности и долговечности детали с покрытием при минимальных материальных затратах и максимальной производительности.

Т. о., показана эффективность применения математического моделирования и многокритериальной оптимизации технологии вакуум-плазменного нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости.

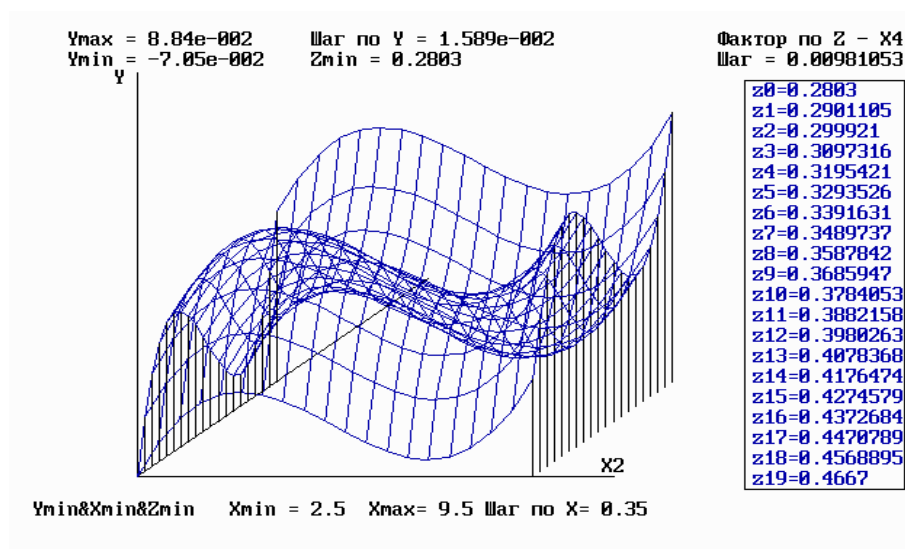


Рис. 220. Поверхность функции отклика $Y = f(X_2, X_4)$

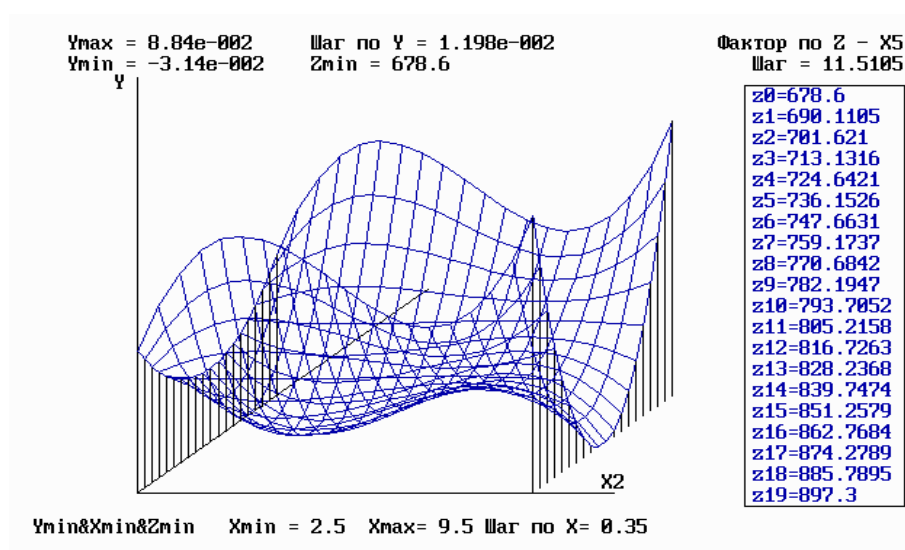


Рис. 221. Поверхность функции отклика $Y = f(X_2, X_5)$

Этот подход позволил одновременно повысить предел выносливости титанового сплава на 15...20 %, газоабразивную стойкость в 8...12 раз и снизить в 2...4 раза скорость изотермической и термоциклической ползучести. Оптимизация технологии упрочнения титановых лопаток компрессора позволила снизить в 3 раза интенсивность отказов газотурбинного двигателя, снизить вероятность отказа в 2,72 раза, повысить ресурс лопатки компрессора в 2,67 раза.

Наряду с комплексом термомеханических свойств покрытий в качестве критериев оптимизации приняли энергоёмкость и производительность технологического оборудования. Оптимальные условия нанесения покрытий обеспечивают максимально достижимую прочность и долговечность изделий при минимальных энергозатратах и максимальной производительности технологического оборудования.

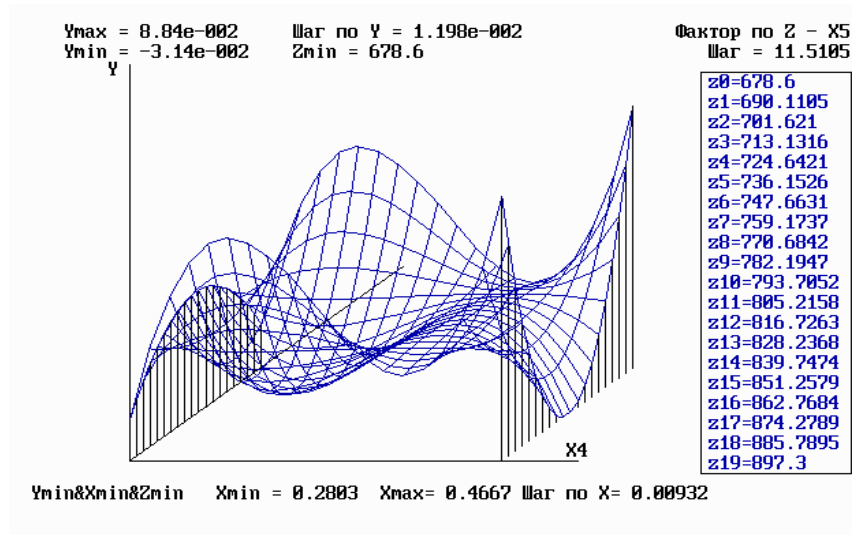


Рис. 222. Поверхность функции отклика $Y = f(X_4, X_5)$

Разработаны математические модели, устанавливающие зависимость характеристик прочности и газообразивной стойкости покрытий от одновременного влияния конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов. Эти модели являются основой для создания управляющих программ для технологического оборудования с системами ЧПУ. Автоматизированное управление процессом нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости может решить самую острую проблему в практике покрытий – обеспечить воспроизводимость и стабильность свойств. Особенно важно увеличить нижнее значение коридора разброса свойств, обеспечив стабильность процесса нанесения при автоматизированном его управлении.

Показано, что конструктивные элементы из титановых сплавов с ВПП можно использовать до температуры 593 °С без снижения его эксплуатационных свойств. Это ставит задачу разработки теплозащитных покрытий для титановых сплавов. Замена стальных лопаток компрессора на титановые с покрытиями позволит снизить вес авиационных газотурбинных двигателей и улучшить тактико-технические характеристики.

Оптимизация по критериям прочности и износостойкости позволяет удовлетворить запросы двух творческих групп. Конструкторам новой техники предоставляется необходимый комплекс термомеханических свойств для расчёта

изделий с покрытиями на прочность и долговечность. Технологи устанавливают режимы нанесения покрытий, обеспечивающие максимально достижимую прочность и долговечность при минимальных затратах и максимальной производительности. Подобный подход существенно сокращает объём лабораторных, стендовых и натуральных испытаний. Вместо поиска на эмпирически-интуитивной основе предложена расчётно-экспериментальная база для целенаправленного усовершенствования технологий ПУ.

2.2. Исследование эмалирования титановых сплавов

2.2.1. Сведения об эмалевых покрытиях

В мировой цивилизации эмалирование относится к самой древней технологии обработки поверхности. Об этом свидетельствуют раскопки египетских пирамид и других древних поселений. Однако в наши дни информация по эмалированию Ti-сплавов крайне ограничена и не имеет системного характера. Преимущественная сфера применения эмалирования Ti-сплавов – это нанесение жаростойких покрытий. В работе [634] исследовали влияние эмалевого покрытия по сравнению с традиционным покрытием TiAlCr на окисление и газонасыщение Ti-сплава при 700 °C и 800 °C. Сплошная защитная плёнка Al₂O₃ образуется на покрытии TiAlCr при обеих температурах. На границе раздела TiAlCr–Ti-сплав появляется слой взаимной диффузии во время окисления при 800 °C. Эмалевое покрытие обладает более высокими защитными свойствами благодаря его термической химической стабильности и хорошей совместимости коэффициента термического расширения с Ti-сплавом. По измерению микротвёрдости оценили глубину газонасыщенного слоя. Прочность и относительное удлинение при комнатной температуре сплава с эмалевым покрытием уменьшаются соответственно на ≈ 7,4 % и 3,4 по сравнению с исходным сплавом без покрытия [634].

Эмалевые покрытия (ЭП) – многообещающий кандидат в качестве высокотемпературного защитного покрытия для титановых сплавов благодаря его высокой термомеханической стабильности, совместимости и совпадению коэффициента термического расширения (КТР) с подложками. ЭП экономически привлекательны из-за их низкой стоимости и легкого обслуживания.

Исследовано влияние атмосферы O₂, водяного пара и Ar на скорость окисления Ti под слоем стеклоэмалевого покрытия при 950 °C. Установлено, что в атмосфере O₂ скорость окисления Ti более чем на порядок меньше, чем в атмосфере водяного пара, и сопоставима со скоростью окисления в атмосфере Ar. Сделан вывод о том, что окисление Ti под слоем ЭП осуществляется с водо-

родной деполяризацией. Продуктами коррозии Ti в боросиликатных расплавах являются окислы (TiO, TiO₂), диборид (TiB₂) и силицид (Ti₅Si₃) [635].

Изучали сопротивление окислению на воздухе сплавов Ti₆Al₄V при 700 °C и Ti-48Al при 800-900 °C с ЭП и без него. Результаты показали, что ЭП может значительно защитить подложку обоих сплавов от окисления. Для сравнения покрытие TiAlCr не может обеспечить длительную защиту для сплава Ti₆Al₄V из-за интенсивной взаимной диффузии, хотя защищающая окалина Al₂O₃ может образовываться на начальной стадии окисления. ЭП остается невредимым, однородным, плотным и сцепленным с подложкой, с необнаруживаемой реакцией на границе раздела после окисления [636].

В работе [637] исследовали коррозию сплава Ti60 с алюминидным (TiAlCr) и эмалевыми покрытиями во влажном воздухе с добавками NaCl при 700-800 °C. Покрытие TiAlCr не обеспечивает защиту от коррозии из-за циклического формирования летучих продуктов при 800 °C. ЭП может защищать Ti60 от коррозии из-за своей высокой термохимической стабильности и соизмеримостью КТР подложки и ЭП.

Изучали прочность сцепления ЭП Duceration на Ti и сплавах Ti-Zr. Экспериментальные результаты показали, что сплав Ti-10Zr имеет наивысшую адгезионную прочность, которая выше, чем у титана промышленной чистоты (21,1 МПа). Когда содержание Zr увеличивается до 20 масс% или выше, прочность сцепления ниже значения нижнего предела в стандарте DIN 13.927 (25 МПа). Пришли к выводу, что высокая адгезионная прочность сплава Ti-10Zr обеспечивается малым различием КТР ЭП и сплава [638].

Влияние ЭП на окисление в воздушной среде сплава на основе Ti₃Al изучали при 750 °C. Легированные 17Nb интерметаллиды Ti₃Al обладают повышенным сопротивлением окислению из-за образования плотной, с высокой адгезионной прочностью пленки оксида TiO₂. Являясь защитным барьером, ЭП защищает сплав Ti₃AlNb от окисления [639].

Для увеличения адгезионной прочности ЭП с Ti-сплавами применяют подслои, в том числе из Au или TiN. Это существенно увеличило адгезионную прочность [640]. Повышает качество ЭП на Ti-сплавах добавки окиси церия при использовании технологии электрофореза [641]. Процесс эмалирования титана совмещают с ХТО [642].

Системные исследования по эмалированию Ti-сплавов проведены научной школой А.А. Аппена в Институте химии силикатов РАН [643-653]. На основе высококремнезёмных стекол с керамическими добавками (SiO₂, Al₂O₃, ZrO₂, Cr₂O₃, ZrSiO₄) получены коррозионностойкие покрытия для титана и его сплавов [643, 652]. Благодаря более низкому, чем у сталей, КТР ($90 \cdot 10^{-7}$, K⁻¹) и сравнительно невысокому модулю упругости, на титан можно наносить высо-

кокремнезёмные малощёлочные эмали и эмали с керамическими добавками. Высокое сродство титана к кислороду обеспечивает отличную адгезию эмалей, которые наносят без грунтового слоя и без специальных активаторов сцепления (NiO, CoO) [652]. Показано [648], что при высокотемпературной выдержке на границе контакта титана с силикатными расплавами проходят диффузионно-химические процессы, результатом которых является образование в переходном слое химических соединений и газонасыщенной диффузионной зоны в металле. Эмалированный титан находит все более широкое применение в промышленности [653].

Однако исследования комплекса механических свойств носили разрозненный и неполный характер [654-656], вследствие чего в настоящей главе 2 (п. 2.2.2) систематизированы сведения о механических свойствах эмалированного Ti-сплава.

2.2.2. Составы эмалей, режимы нанесения

В качестве материала основы принят широко распространенный сплав BT5-1 (Ti-5Al-2,5Sn). Стандартные образцы, применяемые при испытаниях на растяжение, изготавливались из листового титанового сплава BT5-1 толщиной 2 мм. Предварительно фрезерованные заготовки пакетировались по 5 шт. и обрабатывались по специально подготовленному приспособлению методом шлифования. Такая технология изготовления образцов гарантирует одинаковую площадь поперечного сечения по всей расчётной длине образца, меньший разброс результатов при испытаниях, а также обеспечивает сохранение свойств металла от возможного нагрева, т. к. глубина резания составляет 0,03 мм. Поверхность изготовленных образцов из сплава BT5-1 соответствует требованиям ГОСТ 9651-73, ГОСТ 3248-60.

Окончательной операцией перед нанесением покрытия была операция обезжиривания заготовок в спирте, с целью снятия загрязнений, краски, жиров и пр.

На подготовленные образцы наносились различные покрытия методом шликерно-обжиговой технологии, включающей такие операции, как измельчение исходных компонентов, приготовление и спекание шихты, грануляция шихты, приготовление шликера, нанесение шликера на поверхность исследуемых образцов, сушка и обжиг.

В данной работе исследовались борсодержащие эмалевые покрытия состава № 77 и высококремнезёмистые малощёлочные покрытия составов и № 52 и № 53, разработанные в Институте химии силикатов РАН (Санкт-Петербург) [644, 647, 651].

В табл. 44 приведены режимы эмалирования и характеристики покрытий: температура обжига t° , количество слоёв, длительность одного обжига τ_0 , суммарная длительность τ_c и толщина покрытия h . В табл. 45 и 46 приведены составы эмалей.

Таблица 44

Режимы эмалирования и характеристики покрытий

№ эмали	t° , С	Количество слоёв	τ_0 , мин	τ_c , мин	h , мм
77	870	4	5	20	0,65-0,70
52	920	4	5	20	0,65
58	1000	4	5	20	0,6-0,65

Таблица 45

Составы эмалей

№ эмали	Состав (вес, %)						
	Фритта 66	Фритта 3Б	Фритта 24	Cr ₂ O ₃	ZrO ₂	TiO ₂	ZrSiO ₄
77	90	-	-	1	3	1	5
52	-	45	30	5	-	-	20
58	-	40	30	15	-	-	15

Таблица 46

Составы эмалей

№ фритты	Состав (вес, %)										
	SiO ₂	B ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Na ₂ O	K ₂ O	Li ₂ O	ZrO ₂	TiO ₂	CaO	BaO	Cr ₂ O ₃
66	65	20	4	4	5	2	-	-	-	-	-
36	60	3	4	8	3	2	-	4	7	7	2
24	70	-	4	5	-	2	10	5	4	-	-

Борсодержащие покрытия (состава № 77) наносились последовательно в 4-е слоя на исследуемые образцы с суммарным, пропорциональным для каждого слоя временем обжига в течение 20 мин. Температура обжига для этой эмали составляла 850 °С. Толщина покрытия находится в пределах 0,65-0,7 мм. Для сравнения поведения сплава ВТ5-1 без покрытия при испытаниях на ползучесть при идентичных условиях произведён обжиг образцов по режимам обжига эмали № 77.

Высококремнезёмистые малощёлочные покрытия состава № 52 и 58 также наносились на образцы в 4-е слоя, причём, каждый слой обжигался в течение 5-ти минут. Толщина покрытия для эмали состава № 52 составляла 0,65 мм, температура обжига – 920 °С.

Для эмали состава № 58 толщина покрытия составляла 0,6-0,65 мм, а температура обжига – 1000 °С.

Как и для эмалей состава № 77, для эмалей состава № 52 и 58 произведён обжиг образцов без покрытия, по режимам обжига эмалей № 52 и 58.

2.2.3. Изотермическая и термоциклическая ползучесть эмалевых покрытий сплава VT5-1

Вопросы повышения высокотемпературной стабильности покрытий, связанные с высокой технико-экономической эффективностью их применения, являются в настоящее время перспективными и требуют всестороннего детального анализа. Расширение фронта работ по созданию эмалевых покрытий связано с широким распространением в промышленности титанового сплава VT5-1 и необходимостью его защиты от коррозии при высоких температурах.

В литературе ещё недостаточно данных по высокотемпературным механическим свойствам титановых сплавов вообще и сплава VT5-1 в частности, защищённых эмалевыми покрытиями.

Поэтому в данном параграфе будет изучена высокотемпературная ползучесть титанового сплава VT5-1 с различными эмалями на воздухе при постоянной и циклической изменяющейся температуре.

Известно, что сцепление является следствием взаимодействия покрытия с металлом, т. е. наличия химических и электрохимических реакций растворения и атомной диффузии. В результате взаимодействия образуется промежуточный слой, который в дальнейшем, очевидно, предопределяет сопротивление материалов внешним воздействиям [645]. Исследования взаимодействия Ti со стеклокерамическими покрытиями в условиях нанесения и выдержки при высоких температурах показали, что толщина промежуточного слоя определяется температурой и временем обжига [650].

Однако в реальных условиях работы материал испытывает одновременное воздействие высоких температур, механических нагрузок и окислительных сред.

Испытания на ползучесть проведены на базе 10 часов по стандартной методике [657] на установке «Щелкунчик», использующей фокусированный лучистый нагрев и охлаждение в оптически замкнутой малогабаритной полости с зеркальными стенками [658].

На рис. 223 представлены кривые ползучести титанового сплава VT5-1 с различными эмалевыми покрытиями при температуре 900 °С и напряжении $\sigma = 10$ МПа.

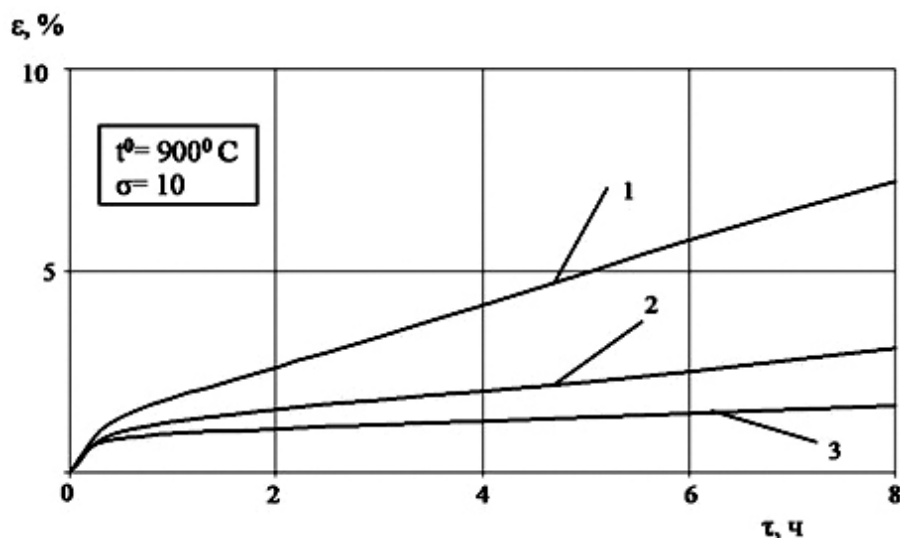


Рис. 223. Ползучесть титанового сплава VT5-1 с покрытием из эмали составов № 77 (1), № 52 (2) и № 58 (3) на воздухе

Установленный в оптической безынерционной печи испытываемый образец нагревался до температуры рабочего участка 900 °С и выдерживался в течение 10 мин для выравнивания температур по сечению образца. Контроль температуры осуществлялся 2-мя термопарами ПП-1, установленными на рабочей части образца, и прибором ПП-63.

Затем производилось плавное нагружение образцов по заданной нагрузке и осуществлялась автоматическая запись измерения деформаций во времени при изотермических и термоциклических испытаниях.

Испытания показали, что поведение материала с различными эмалевыми покрытиями при данных условиях не одинаково: для образцов с эмалью состава № 77 скорость ползучести больше, чем для образцов с эмалью №№ 52 и 58. Так образцы с покрытием эмалью № 77 достигали 1,5 % суммарного удлинения за 40 мин (кривая 1), а образцы с покрытием эмалью №№ 52, 58 за 120 мин и 455 мин соответственно (кривая 2, 3). За 8 часов суммарное относительное удлинение составляет: для образцов, покрытых эмалью состава № 77 – 7,2 %; для состава № 52 – 3 %; для состава № 58 – 1,5 %.

Для выяснения характера изменения скорости ползучести проводилось сравнение кривых разупрочнения сплава VT5-1 без покрытия и с покрытием для образцов, покрытых эмалью № 58 и 77, имеющие максимальные и минимальные скорости ползучести.

Из рис. 224 видно, что образцы с покрытием эмалью № 77 имеют большую скорость ползучести (кривая 1), чем образцы без покрытия (кривая 2).

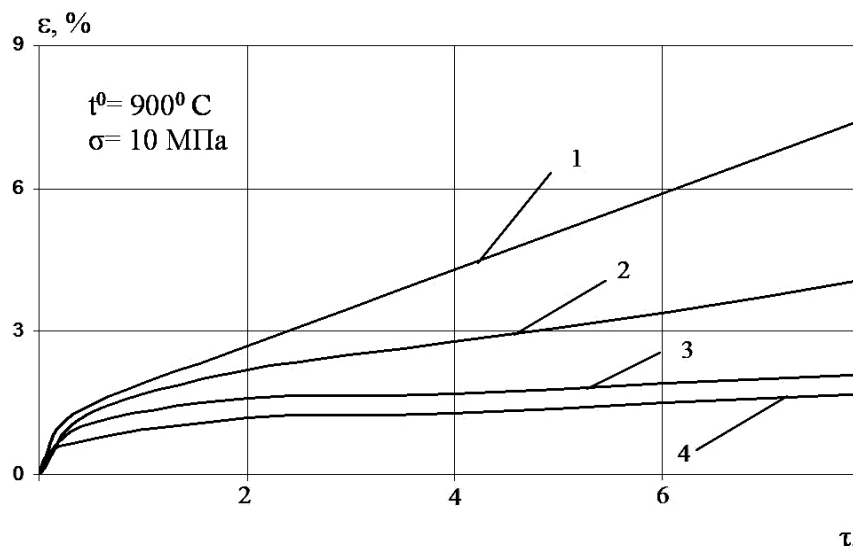


Рис. 224. Ползучесть титанового сплава BT5-1 с покрытием из эмали составов № 77 (1), № 58 (4) и без покрытия (2, 3) на воздухе

Образцы с покрытием эмалью № 58 имеют скорость ползучести несколько меньшую (кривая 4), чем образцы без покрытия (кривая 3). Различия в кривых ползучести 2 и 3 объясняются различными режимами обжига эмалей № 77 и № 58 (табл. 44).

За 8 часов испытаний суммарное относительное удлинение для образцов, покрытых эмалью состава № 77, составляла – 7,2 %; для образцов без покрытия, прошедших обжиг по технологии обжига эмалей № 77, составляет – 3,9 %; для образцов, покрытых эмалью № 58, составляет – 1,5 %; для образцов без покрытия, прошедших обжиг по технологии обжига эмалей № 58, составляет – 2 %. 1,5 % суммарное относительное удлинение все виды образцов достигало за различное время, причём, максимальное время имеет место для образцов, покрытых эмалью состава № 58 равное – 8 часов, а минимальное время – для образцов, покрытых эмалью № 77, равное – 39 мин. Изотермические испытания титанового сплава BT5-1 с эмалевыми покрытиями показывают, что эмаль состава № 58 оказывает упрочняющее воздействие на сплава, а эмаль состава № 77 его пластифицирует, увеличивая скорость ползучести & по сравнению с исходными образцами в 2,9 раза.

Т. о., упрочняющее действие эмалей № 58 и 77 можно объяснить различным химическим составом и режимом обжига (табл. 44, 45, 46).

Т. к. в условиях эксплуатации титановый сплав BT5-1 с ЭП работает при изменяющейся температуре, то на установке «Щелкунчик» были проведены испытания на ползучесть при термоциклировании, при различных формах температурного цикла. Формы термических циклов приведены на рис. 225.

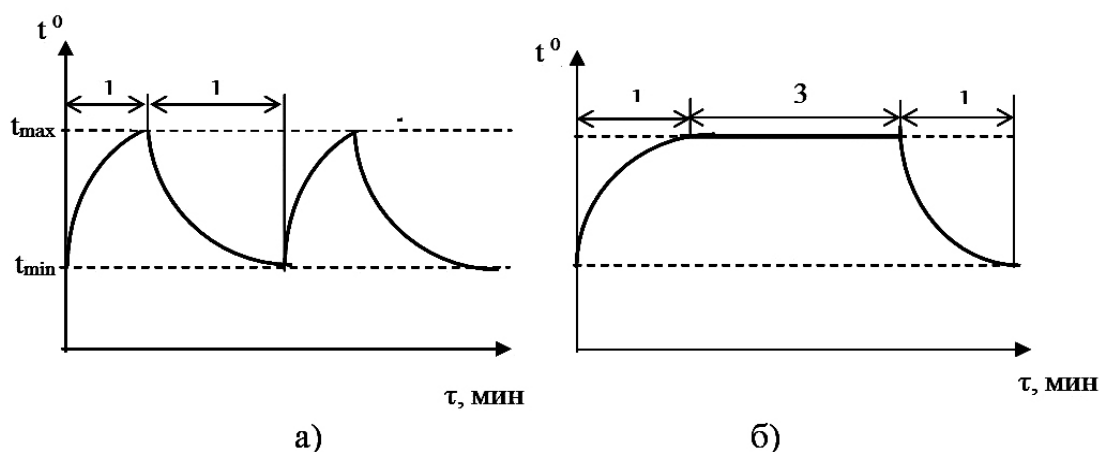


Рис. 225. Формы термического цикла: а – треугольный, б – трапецеидальный

Наложение термических напряжений приводит к ускорению процесса разупрочнения основного металла и стеклоэмалевого покрытия и более полно имитирует его реальную работу.

Воспроизведение таких условий работы возможно только на установках лучистого нагрева, дающих возможность осуществлять термоциклирование практически по любому циклу за счёт тепловой инерционности оптического нагревательно-охлаждающего устройства замкнутого типа с холодной зеркальной поверхностью.

Применение быстродействующего поворотного сектора позволяет осуществить переход от нагрева с максимальной скоростью к изотермической выдержке при максимальной температуре цикла и от максимальной температуры к полувциклу охлаждения практически мгновенно, без длительного переходного процесса, не искажая форму заданного термического цикла.

Для выяснения поведения материала без покрытия в условиях изотермической и термоциклической ползучести проведены испытания образцов по программе нагрева по треугольному циклу с максимальной температурой $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ и минимальной – $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. Большие скорости окисления титанового сплава без покрытия ограничили температуру испытаний до $700\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Длительность цикла составляла 2 мин. (1 мин. – нагрев, 1 мин. – охлаждение). Статическое напряжение при испытании составляло 14 МПа. Как видно из рис. 226 термоциклический режим нагружения (кривая 2) является более жёстким для титанового сплава ВТ5-1, чем изотермический. Так за 2 часа испытаний образцы при изотермическом режиме достигали суммарной относительной деформации равной 1,5 %, тогда как при термоциклическом – 3,68 %. При этих испытаниях на поверхности образцов появлялась окисная плёнка, которая легко отделялась, осыпалась после охлаждения до температуры $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ от поверхности металла.

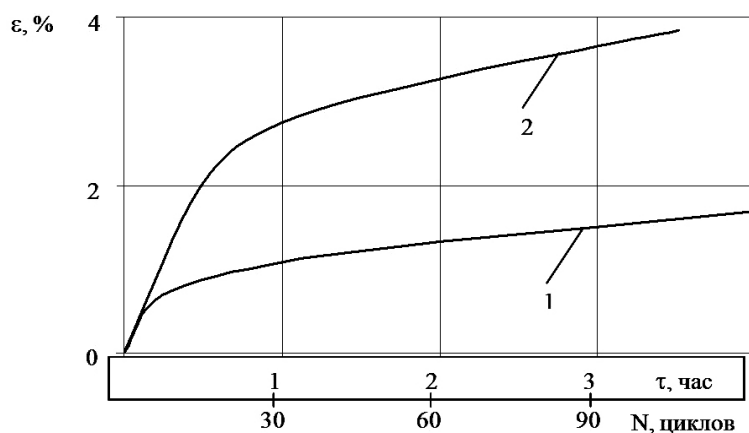


Рис. 226. Ползучесть титанового сплава ВТ5-1 без эмали в изотермическом (1) и термоциклическом (2) режимах испытания

Для испытаний на ползучесть при термоциклировании были взяты образцы, покрытые эмалью состава № 58, обладающие высокой стойкостью при ползучести в изотермическом режиме. Нагрев и охлаждение образцов проводилось по трапецеидальному и треугольному циклу с максимальной и минимальной температурой 900 °С и 350 °С соответственно. В первом случае длительность цикла составляла 5 мин (нагрев – 1 мин, выдержка при максимальной температуре – 3 мин, охлаждение – 1 мин); во втором случае 2 мин (по одной минуте нагрев и охлаждение).

На рис. 227 представлены кривые ползучести образцов с эмалью № 58 при $\sigma=8$ МПа в изотермическом и термоциклическом режимах испытаний.

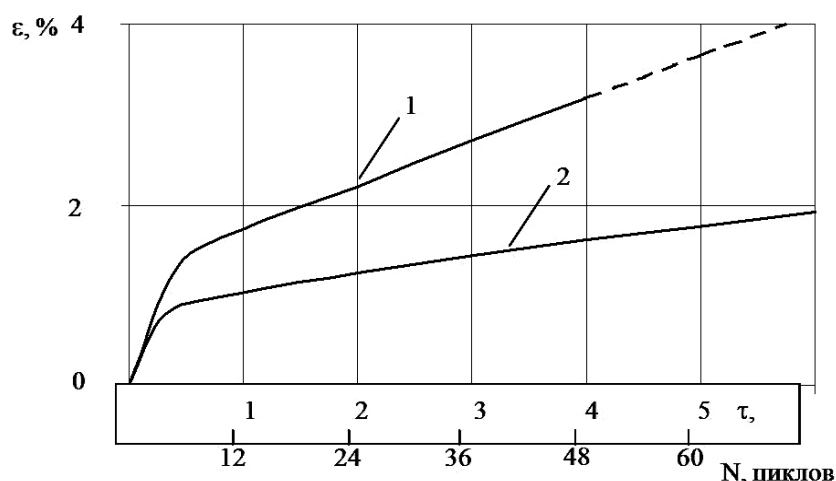


Рис. 227. Ползучесть титанового сплава ВТ5-1 с покрытием из эмали состава № 58 при изотермическом режиме и $t = 900$ °С (1) и при термоциклическом режиме с трапецеидальной формой цикла и $t = 900 \leftrightarrow 350$ °С (2)

В этом случае разупрочнение проходило наиболее интенсивно при изотермическом режиме (кривая 1) по сравнению с термоциклическим режимом (кривая 2). Так, при постоянной температуре 2 % суммарной относительной деформации образцы достигали за 1 ч 35 мин, а при термоциклировании более чем за 6 ч. Средняя скорость ползучести при изотермическом режиме составляет $\dot{\epsilon}=1,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$; при термоциклическом режиме испытаний за 1 час испытаний (12 циклов) составляет $-0,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, а за 1 цикл $-0,015 \text{ цикл}^{-1}$.

Т. о., средняя скорость ползучести при изотермическом режиме в 2,5 раза больше, чем при термоциклическом режиме испытаний. Указанное соотношение сохраняется и при напряжении $\sigma = 12 \text{ МПа}$ (рис. 228), где кривая ползучести 2 при термоциклировании лежит ниже, чем кривая ползучести 1 при изотермическом режиме. Изменение программы цикла с трапецеидального на треугольный приводит к ещё более заметному уменьшению скорости ползучести (кривая 3) в сравнении с изотермическим режимом.

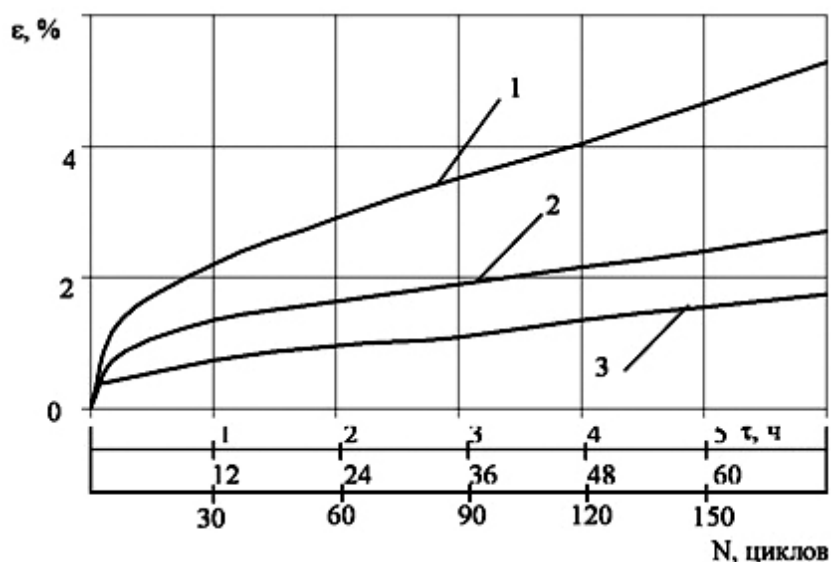


Рис. 228. Ползучесть титанового сплава ВТ 5-1 с покрытием из эмали состава № 58 при изотермическом режиме (1) и термоциклическом режиме с трапецеидальной (2) и треугольной (3) формами цикла

Средняя скорость ползучести за 1 час при изотермическом режиме составляет $1,86 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$; при термоциклическом режиме по трапецеидальному циклу (за 12 часов) $-0,32 \text{ час}^{-1}$ (за 1 цикл $-0,027 \text{ цикл}^{-1}$, $0,9 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$); при термоциклическом режиме по треугольному циклу (за 30 циклов) $-0,14 \text{ час}^{-1}$ (за 1 цикл $-0,49 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$).

На рис. 229 представлена зависимость напряжения σ , МПа от времени τ , мин., при которой достигается 1,5 % (1) и 2 % (2) деформации ползучести при

термоциклическом режиме испытаний ($T=900 \leftrightarrow 350$ °С) по трапецеидальному циклу для образцов из сплава ВТ5-1 с покрытием эмалью состава 58.

Одной из причин подобного поведения образцов при термоциклировании могут быть процессы реактивной диффузии, проходящие на границе контакта титанового сплава ВТ5-1 с силикатными покрытиями в процессе испытаний, а также теплозащитные свойства слоя покрытия. Для выяснения причин различного поведения материала с покрытием из эмали состава № 58 при термоциклическом и изотермическом режимах было проведено металлографическое исследование образцов с покрытием, а также изменения микротвёрдости или диффузионной зоны, определяемой прибором ПМТ-3 при нагрузке 50 г в виде среднего прироста микротвёрдости наружных слоёв сплава ВТ5-1 по сравнению с серединой образца, возникшего за счёт взаимодействия эмали с покрытием.

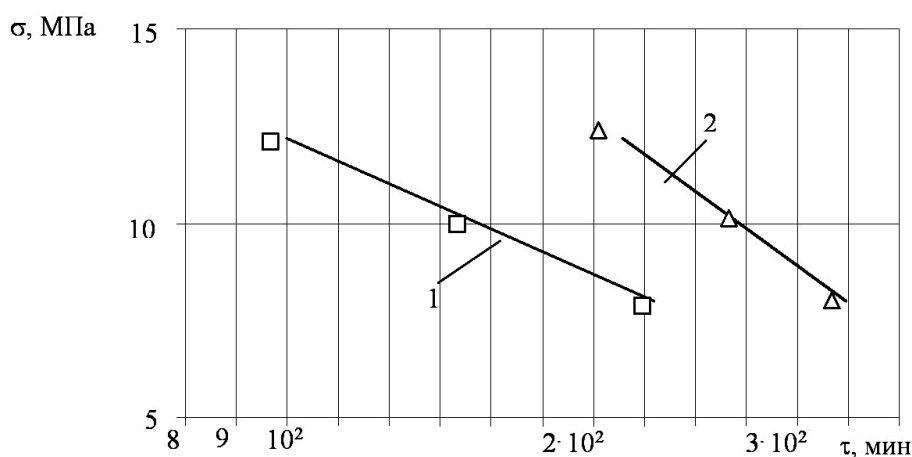


Рис. 229. Зависимость напряжения σ от времени τ , при которой достигается 1,5% (1) и 2% (2) деформация ползучести при термоциклическом режиме испытания по трапецеидальному циклу

В табл. 47 приведены результаты металлографических исследований сплава ВТ5-1 с эмалью № 58 после 6 часов испытаний на ползучесть.

В литературе [634] диффузионный слой называют ещё слоем «загрязнения». Величину его оценивают ≈ 30 мкм, измеренную сразу после стеклования эмали. Отмечают [634], что глубина этого слоя мало изменяется после выдержки в течение 1000 ч при 600 °С без приложения статической нагрузки.

Известно [644, 645, 650], что активность титана резко возрастает с повышением температуры и на поверхности титана после удаления покрытия имеются, как показал спектральный анализ [645], элементы, не обнаруженные в составе исходных образцов титана, а находящиеся в составе покрытия. Одновре-

менно в составе покрытия обнаружены элементы, содержащиеся в основном металле.

Таблица 47

Результаты металлографических исследований
сплава BT5-1 с эмалью № 58 после 6 часов испытаний на ползучесть

№	Режимы испытаний	Напряжение σ , МПа	Глубина диффузионного слоя, мкм	Глубина альфированного слоя, мкм	Прирост микротвёрдости ΔH , ГПа
1	9000	8	150	45	1,37
2	Трапец. цикл 900↔350	8	300	58	1,9
3	9000	12	300	77	1,25
4	Трапец. цикл 900↔350	12	300	74	1,47
5	Треугольный цикл 900↔350	12	200	70	2,25

Т. о., можно утверждать, что в процессе испытания покрытия при высоких температурах происходит взаимодиффузия компонентов покрытия и титана.

Анализ микроструктуры указывает [649], что при температурах 900 °С степень взаимодействия титанового сплава с силикатным покрытием возрастает, что видно от времени испытаний и характера состава эмалей. Было установлено также, что на границе “титан-покрытие” происходят сильные восстановительные реакции. Титановый сплав восстанавливает Si, Cr, В из окислов, а освобождающий кислород частично вступает в реакцию с титаном, образуя окислы титана, которые в процессе обжига хорошо растворяются в стекле покрытия, и частично диффундируют вглубь титана, создавая газонасыщенный слой твёрдого раствора, который характеризуется повышенной микротвёрдостью [649].

Установлено [634, 650], что глубина газонасыщенного слоя и его микротвёрдость – величины, по которым определяют интенсивность титана с ЭП.

Поэтому взаимодействие титанового сплава BT5-1 с покрытием и степень его диффузионного насыщения различными элементами оценивалось не только по характеру микроструктуры ПС сплава, но и по изменению микротвёрдости этих слоёв.

Экспериментальные кривые изменения микротвёрдости ПС титанового сплава BT5-1 после испытаний по трапецеидальному циклу с различными напряжениями приведены на рис. 230.

Замеры микротвёрдости произведены в 2-х взаимно-перпендикулярных направлениях торцевых, разрезанных рабочих частей (микрошлифах) испытанного титанового сплава. Такая методика позволила исключить ошибки в определении микротвёрдости и более достоверно отразить реальную картину распределения микротвёрдости. На рис. 230 по оси ординат отложен средний прирост микротвёрдости наружных слоёв титанового сплава BT5-1 по сравнению с

серединой образца, возникший за счёт взаимодействия эмали с металлом. Кривые получены после испытаний на ползучесть за 6 часов при напряжениях $\sigma=8$ МПа и $\sigma=12$ МПа.

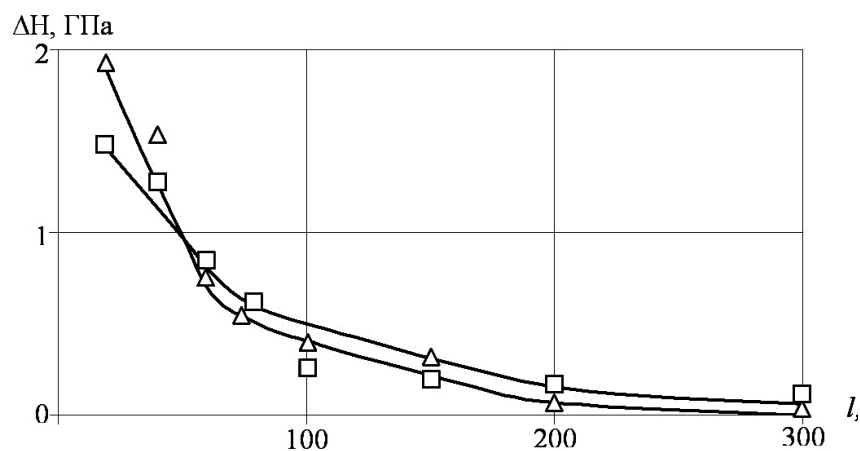


Рис. 230. Кривые прироста микротвёрдости титанового сплава VT5-1 с покрытием из эмали состава № 58 при термоциклическом режиме с трапецеидальной формой цикла

Изменение напряжения на 30% не оказывает влияния на характер распределения микротвёрдости в слоях, достаточно удаленных от поверхности раздела “титан-покрытие”, и глубину диффузионной зоны. Однако, заметное различие наблюдается вблизи ПС глубиной порядка 20 мкм. При этом микротвёрдость в этом случае для образцов, испытанных при напряжениях $\sigma = 8$ МПа была на 25 % выше, чем у образцов, испытанных при напряжении $\sigma = 12$ МПа.

Изучено влияние термоциклирования по различным тепловым программам на степень взаимодействия покрытия с основой. Характер изменения микротвёрдости при термоциклических испытаниях с различными формами цикла и при изотермических испытаниях на ползучесть при $\sigma = 12$ МПа показан на рис. 231.

При одинаковых напряжениях термоциклирование изменяет характер кривых распределения микротвердости в диффузионной зоне. Они расположены более круто в поверхностных слоях до 10 мкм, причём, термоциклирование по треугольному циклу уменьшает глубину диффузионной зоны на 30% по сравнению с изотермическими испытаниями и увеличивает значение микротвердости поверхностного слоя до $\Delta H = 2,25$ ГПа. Среднее значение величин микротвёрдости поверхностных слоев глубиной порядка 15 мкм составляет: при изотермических испытаниях – 1,25 ГПа; при термоциклировании по трапецеидальному циклу – 1,47 ГПа; при термоциклировании по треугольному циклу – 2,25 ГПа.

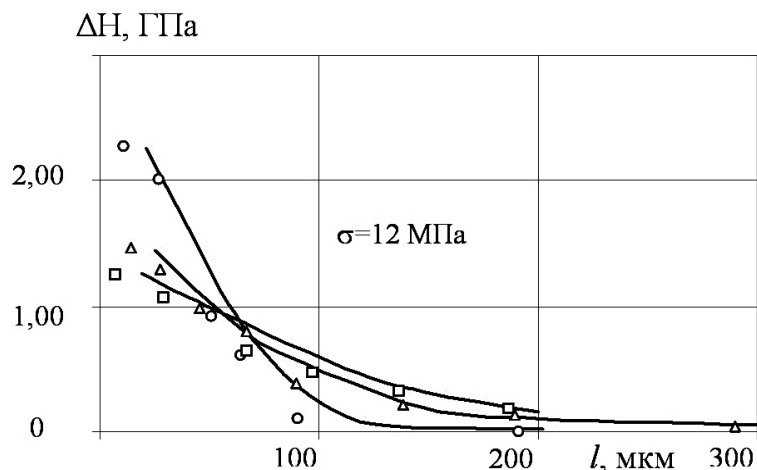


Рис. 231. Кривые изменения микротвёрдости диффузионного слоя титанового сплава BT5-1 с покрытием из эмали № 58 после 6 часов испытания на ползучесть: □ - при изотермическом режиме и $T = 900$ °C; Δ- при термоциклическом режиме с трапецидальной формой цикла и $T = 900$ °C ↔ 350 °C; ○ - при термоциклическом режиме с треугольной формой цикла и $T = 900$ °C ↔ 350 °C

При термоциклировании суммарное время пребывания образца при максимальной температуре существенно меньше, чем при испытаниях в изотермическом режиме при этой же температуре. Однако, приращение микротвёрдости, вызванное диффузионным насыщением, выше для термоциклического режима. Значит, основной вклад в диффузионную подвижность вносят не только термодиффузионные процессы, а действие термических напряжений, вызванных резкими циклическими теплосменами. Это воздействие реализует эффект аномального массопереноса, на порядки ускоряя диффузионную подвижность [659]. Из этого следует, что при испытаниях в термоциклических режимах имеет место 2 фактора:

1. Увеличение твёрдости ПС при изменении форм цикла, что свидетельствует об увеличении химико-диффузионного взаимодействия сплава BT5-1 с силикатными покрытиями.

2. Увеличение твёрдости ПС приводит к уменьшению скорости ползучести, т. е. существует корреляционная зависимость между скоростью ползучести сплава с ЭП и величиной микротвёрдости ПС сплава BT5-1.

На рис. 232 показана зависимость скорости ползучести на установившемся участке от микротвёрдости ПС, глубиной 20 мкм, для напряжений $\sigma = 8$ МПа и $\sigma = 12$ МПа.

Т. о., можно сделать выводы:

1. Установлено, что различные ЭП, нанесённые на титановый сплав BT5-1 методом шликерно-обжиговой технологии, приводят к различной скорости ползучести при одинаковых условиях испытаний.

2. Многоборные покрытия состава № 77 оказывают на титановый сплав BT5-1 пластифицирующее воздействие, а высококремнезёмистые малощелочные покрытия составов №№ 52, 58 – упрочняющее воздействие.

3. Изменение статического напряжения на 30% не оказывает влияния на характер распределения микротвёрдости в слоях, достаточно удалённых от поверхности раздела “титан-покрытие” и глубину диффузионной зоны при термоциклических испытаниях.

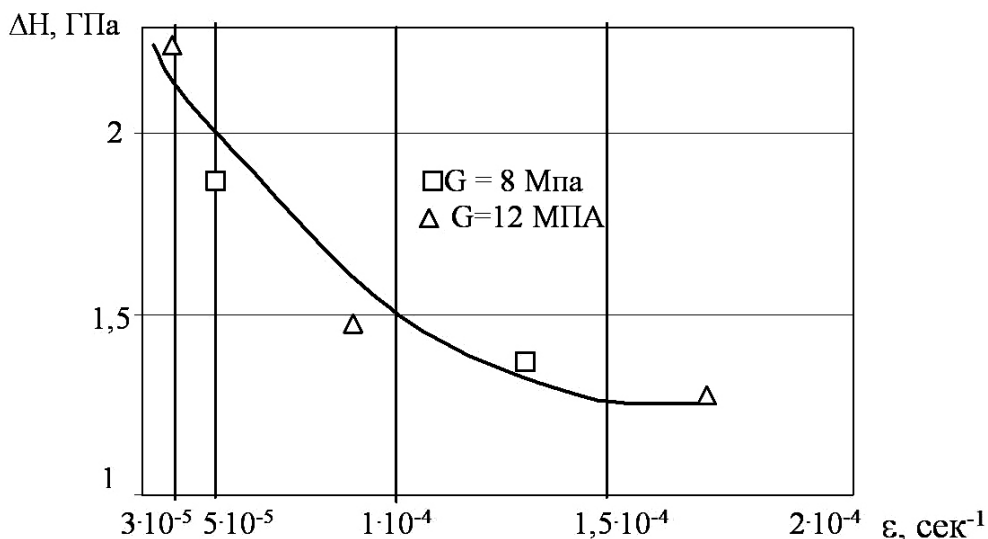


Рис. 232. Зависимость скорости ползучести титанового сплава BT5-1 с покрытием из эмали состава № 58 от твёрдости поверхностного слоя (20 мкм)

4. Термоциклирование изменяет степень диффузионно-химических процессов, происходящих на границе контакта металла с покрытием, и увеличивает твёрдость ПС сплава BT5-1.

5. Показано различное влияние термоциклирования на ползучесть сплава BT5-1 без покрытия и с покрытием эмалью.

6. Скорость ползучести титанового сплава BT5-1 имеет корреляционную зависимость от величины микротвёрдости ПС.

2.2.4. Влияние ползучести на изменение упругих и прочностных свойств ЭП

Работоспособность материалов с покрытиями определяется адгезионной и когезионной прочностью покрытий [660]. Адгезионная и когезионная прочность принимается в качестве основного критерия оценки работоспособности материалов с покрытиями в различных областях промышленности [661].

В работах ИХС РАН [643-653] по исследованию химического взаимодействия ЭП с титаном в ненапряжённом состоянии отмечается, что в случае выдержки при высоких температурах (900 °С и выше) прочность сцепления с титаном постепенно ослабевает и при истечении определённого срока покрытие легко снимается с поверхности образцов. Подчеркнуто, что чем выше температура выдержки, тем меньше времени до отслаивания ЭП. Это обстоятельство может значительно ограничить температурные пределы службы ЭП, а также снизить надёжность и долговечность конструктивных элементов.

В этих исследованиях был выяснен характер взаимодействия с титаном в процессе нанесения и эксплуатации покрытия, однако без приложения механических нагрузок. Была предпринята попытка исследовать ряд факторов, которые могут быть ответственны за уменьшение прочности сцепления покрытия с металлом в процессе эксплуатации. Было высказано предположение, что такой причиной адгезионного отслоения может являться различие КТР эмали и титана при длительной выдержке (100 часов) в условиях высоких температур (900 °С) и окислительной среды. Однако экспериментальная проверка этого предположения показала, что КТР покрытия и титана практически не меняются в результате выдержки при высокой температуре. Другой причиной, вызывающей потерю адгезионной прочности в процессе службы, могла быть интенсивная диффузия кислорода воздуха через слой эмали. Однако результаты термогравиметрического анализа показали, что масса образцов за время выдержки практически осталась постоянной [645]. В то же время значительно изменилась микротвёрдость ПС титана и глубина газонасыщенного слоя. Это позволило сделать вывод о том, что газонасыщение титана происходит не за счёт кислорода атмосферы, а за счёт взаимодействия титана с компонентами самой эмали. Подтверждением этому послужило также интенсивное повышение микротвёрдости и глубины газонасыщенных слоев титана при длительной выдержке эмалированных образцов при высоких температурах в атмосфере аргона. Химический анализ покрытий до и после испытаний, замеры микротвёрдости ПС титана и рентгенофазовый анализ продуктов взаимодействия титана с покрытием на поверхности раздела [644] подтвердили, что отслаивание эмали при длительных высокотемпературных выдержках является следствием постепенного на-

копления в промежуточном слое между титаном и покрытием продуктов взаимодействия титана с компонентами эмали, в частности – силицидов. Один из механизмов взаимодействия титана с эмалью в результате исследований представляется следующим образом. При выдержке в условиях высоких температур (но без приложения механических нагрузок) на границе “титан-покрытие” восстанавливается ряд элементов из их окислов, и образуются силициды. Освобождающийся кислород частично вступает в реакцию с титаном, образуя окислы, которые хорошо растворяются в стекле покрытия, а частично диффундируют вглубь титана, создавая газонасыщенный слой твёрдого раствора. Т. о., накопление в зоне контакта “титан-покрытие” продуктов реакции приводит к постепенному ослаблению прочности сцепления, и, наконец, к полному отслаиванию эмали [644].

Указанные эксперименты были проведены без создания напряжённо-деформированного состояния титана внешними механическими нагрузками. Исследования по влиянию напряжённого состояния, в том числе и процессов ползучести на изменение упругих, адгезионных и когезионных свойств в покрытиях в литературе практически отсутствуют.

Можно предполагать, что процессы высокотемпературной изотермической и термоциклической ползучести могут существенно ускорить химические реакции в поверхности раздела “титан-покрытие” и привести к быстрому адгезионному разрушению эмали.

Для выяснения этого влияния изложена методика и результаты по определению кинетики изменения упругих и прочностных свойств эмали в зависимости от высокотемпературной ползучести.

2.2.5. Условие равнопрочности и прочности материалов с ЭП

Многочисленные исследования адгезионной прочности неорганических жаростойких покрытий, как правило, относятся к условиям формирования этих покрытий, и практически, совершенно не рассматривалось изменение упругих, адгезионных и когезионных свойств в процессе одновременного воздействия эксплуатационных факторов – механических нагрузок, высоких температур, агрессивных сред и времени эксплуатации, а также после различных ресурсов наработки изделий с покрытиями. Этот пробел имеет место, несмотря на то, что адгезионная прочность в теории и практике нанесения покрытий признана основной проблемой.

Различные гипотезы и модели, объясняющие адгезионную прочность жаростойких покрытий, ещё не позволяют расчётным путём прогнозировать её изменение в условиях одновременного воздействия высоких температур, меха-

нических нагрузок и агрессивных сред при различных выдержках, имитирующих условия эксплуатации.

В настоящее время ещё не разработана общая теория адгезионной прочности [661].

Отсутствие в литературе сведений о кинетике изменения упругих, когезионных и адгезионных свойств покрытий в процессе одновременного воздействия эксплуатационных факторов может быть объяснено недостаточным уровнем развития экспериментальных методик.

В настоящее время практически нет методов определения количественных характеристик адгезионной и когезионной прочности жаростойких покрытий после воздействия на них процессов высокотемпературной ползучести и агрессивных сред.

Существуют различные методы качественной оценки адгезионной прочности, которые служат технологическими производственными процессами [662]. Эти методы не обеспечивают количественных характеристик адгезионной и когезионной прочности и не пригодны для технологических и конструкторских целей. Известны способы определения упругих свойств хрупких покрытий и их адгезионной прочности, отдельно определяемых на образцах различной формы. Так, например, для определения модуля упругости E используют метод составного сечения [663]; для определения адгезионной прочности используют другие различные методы [411]. К основным недостаткам указанных способов следует отнести то, что определение модуля упругости E ведут отдельно для исходного образца и для образца с покрытием, не учитывая важнейшего фактора, связанного с процессом формирования покрытий и изменением упругих свойств исходного материала.

Учитывая это обстоятельство, в Институте проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАНУ была разработана экспериментально-расчётная методика, позволяющая определить комплекс механических характеристик свойств покрытий (упругих, когезионных и адгезионных) как после нанесения покрытия, так и после одновременного воздействия механических нагрузок, высоких температур и агрессивных сред при разнообразии силовых и температурных программ и различных длительностях на одном образце стандартной формы при испытаниях на растяжение.

Методика основана на использовании аналитических зависимостей напряженно-деформированного состояния при деформировании основы внешними силами [660] и метода составного сечения для частично эмалированного рабочего участка образца, применяемого для определения упругих свойств ЭП [664].

Настоящий метод использует стандартный образец на растяжение для определения кратковременных статических характеристик, а также характеристик ползучести [665-667].

На половине рабочего участка исходного образца с покрытием или образца, прошедшего испытание на ползучесть в течение заданного времени, алмазной обработкой удаляется с двух сторон покрытие до поверхности основного металла. После удаления эмалевого покрытия на участке оставшейся эмали образуется чёткая прямоугольная кромка. Затем на рабочем участке образца устанавливают два тензорезистора – один на участке эмали, второй – на металлической поверхности, образовавшейся после алмазной обработки до удаления эмали. Образец подвергается растяжению на стандартной разрывной машине с записью диаграммы деформирования в классическом варианте σ - ε , где σ – напряжение, ε – деформация.

По различию диаграмм растяжения эмалированной и неэмалированной частей образца методом составного сечения [664] рассчитывают модуль упругости $E_{\text{п}}$ покрытия. При дальнейшем деформировании в упругой зоне с помощью тензодатчиков и оптического катетометра типа КМ-6 фиксируется деформация основного материала, соответствующая началу адгезионного отслоения покрытия на кромке или когезионного растрескивания покрытия. Деформирование ведется в упругой области для сплава ВТ5-1. Адгезионная прочность τ_a рассчитывают по деформации основы ε_a в момент отслоения эмали по зависимостям работы [660] с использованием значения $E_{\text{п}}$ и модуля упругости основы E_o , определяемого на начальном участке диаграмм деформирования эмалированной и обработанной до удаления эмали основы рабочего участка образца. Когезионная прочность эмали σ_k рассчитывается по деформации основы ε_k в момент растрескивания эмали.

Настоящая методика [665-667] позволяет также оценить изменение упругих свойств покрытий, адгезионной и когезионной прочности после различной тепловой и силовой предыстории. В том числе изотермической и термоциклической ползучести.

2.2.6. Кинетика изменения упругих свойств ЭП

Модуль упругости покрытия является главной характеристикой, определяющей величины остаточных и термических напряжений, как в процессе нанесения покрытия, так и в процессе эксплуатации. Исследованию модуля упругости ЭП уделялось достаточно внимания [664]. Однако, сведения об изменении модуля упругости E в результате воздействия механических нагрузок, высоких температур, окислительных сред и ползучести практически отсутствуют.

На основании метода составного сечения [664] рассчитывается модуль упругости E_{Π} по формуле

$$E_{\Pi} = \left(\frac{\varepsilon_0}{\varepsilon_{\Pi}} - 1 \right) \frac{h_0}{2h_{\Pi}} \cdot E_0,$$

где h_0 – толщина металлического образца; h_{Π} – толщина эмалевого покрытия.

Были проведены исследования по определению модуля упругости E_{Π} для исходных образцов с эмалью № 77, 52, 58 и образцов, прошедших испытания на ползучесть при температуре $t^0 = 700$ °С, напряжении $\sigma = 10$ МПа на базе 4 и 8 часов.

Значения ε_0 и ε_{Π} определяются из данных тензометрирования, h_0 и h_{Π} – непосредственным измерением. Значение E_0 определяется из эксперимента по диаграммам деформирования неэмалированного участка этого же образца при этом же испытании на растяжение. Результаты расчёта модуля упругости E_{Π} для различных эмалей по различным режимам сведены в табл. 48.

По полученным значениям построен график зависимости модуля упругости покрытия (табл. 48) E_{Π} от времени после испытаний на ползучесть при $t^0=700$ °С, $\sigma = 10$ МПа для эмалей состава 77 (1), № 52 (2), № 58 (3) (рис. 233).

Из этих экспериментов установлено существенное изменение модуля упругости E_{Π} в процессе одновременного воздействия высоких температур, механических нагрузок, окислительных сред в зависимости от временных выдержек. Несколько изменился и модуль упругости основного материала (табл. 48).

Таблица 48

Результаты расчёта модуля упругости E_{Π}
для различных эмалей по различным режимам

№ эмали	E, ГПа	Нагрузка σ при ползучести, МПа		
		-	10	10
		Температура испытаний, °С		
		20	700	700
		Время испытаний, ч		
	Исх. образец	4	8	
77	E_0	125,00	121,33	111,76
	E_{Π}	58,30	44,00	29,41
52	E_0	138,83	135,54	125,12
	E_{Π}	78,50	69,00	58,00
58	E_0	144,51	129,97	131,67
	E_{Π}	81,52	73,50	59,50

Так, для эмалей состава № 77 модуль упругости $E_{\text{п}}$ уменьшается после 4 часов испытаний в 1,3 раза – после 8 часов – в 1,98 раз по сравнению с исходными образцами. Для эмалей состава № 52 модуль упругости $E_{\text{п}}$ после 4 и 8 часов испытаний в 1,13 и 1,35 раз, а для эмали состава № 58 – в 1,1 и 1,37 раз меньше модуля упругости исходного состояния соответственно. Модуль упругости $E_{\text{п}}$ эмалей составов № 52 и № 58 для исходных образцов больше чем модуль упругости $E_{\text{п}}$ для эмали № 77 соответственно в 1,34 и 1,39 раза. Измененное значение модуля упругости, учитывающего процессы нанесения покрытия, обжига, будут учтены при определении когезионной и адгезионной прочности.

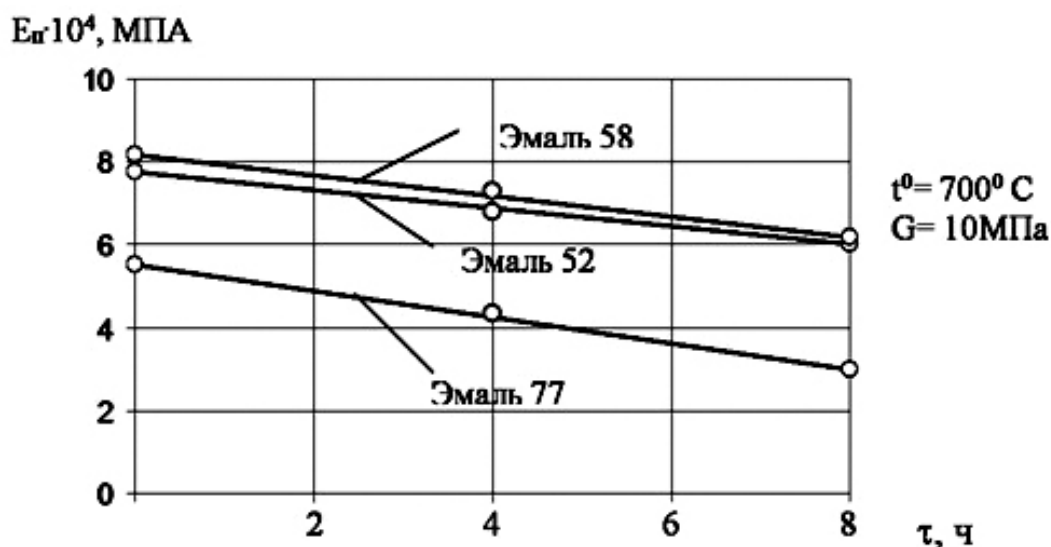


Рис. 233. Изменение модуля упругости

2.2.7. Кинетика изменения когезионных свойств эмалевых покрытий

Для оценки механических свойств защитных покрытий в настоящее время наиболее распространены методы испытаний когезионной прочности покрытий. К ним относятся испытания на растяжение, изгиб, кручение. Подобные методы широко применимы в исследовательской практике [411, 662]. Однако в литературе отсутствует описание методик и результатов испытаний по определению изменения когезионной прочности покрытий после одновременного воздействия высоких температур, механических нагрузок и рабочих сред на систему “основа-покрытие”. Поэтому по методике [665-667] определена когезионная прочность ЭП состава № 77 и составов № 52, 58, как непосредственно после нанесения покрытия, так и после одновременного воздействия механических нагрузок ($\sigma = 10 \text{ МПа}$), температур ($t^0 = 700^\circ \text{C}$) и окислительной среды (воздух). По диаграмме растяжения после определения модуля упругости осуществляется деформирование образца до адгезионного отслоения покрытия. При

этом критическую деформацию основы ε_a , соответствующую отслоению покрытия, используем в расчётных зависимостях [660] для определения адгезионной прочности τ_a покрытия. Когезионная прочность эмали σ_a определяется по деформации образца ε_k в момент когезионного растрескивания эмали. Деформация образца ε_k в момент когезионного разрушения эмали фиксировалась при помощи катетометра типа КМ-6 с отметкой на диаграмме деформирования значения ε_k . Стандартная скорость перемещения подвижного захвата и ступенчатое нагружение образца позволило с достаточной точностью фиксировать момент когезионного разрушения покрытия.

Плавное нагружение исследуемого образца с покрытием производилось со скоростью перемещения подвижного захвата, равного 0,7 мм/мин с одновременной записью диаграмм деформирования в координатах σ - ε . Одновременно ведется постоянное наблюдение за поведением системы “основа-покрытие” оптическим катетометром типа КМ-6 с фиксацией момента когезионного разрушения, зоны его действия и адгезионного отслоения.

Как известно [668] в результате температурных воздействий в покрытии возникают термоупругие напряжения за счёт разницы коэффициентов термического расширения основного материала и покрытия. Однако, эти работы не рассматривали напряженно-деформированное состояние адгезионного контакта. С учётом термических напряжений уравнения работы [660] примут для нормального напряжения в покрытии σ_{Π} и касательного напряжения в плоскости адгезионного контакта вид

$$\sigma_{\Pi} = \frac{\left(\frac{P_o}{E_o F_o} + \alpha_o \Delta t_o - \alpha_{\Pi} \Delta t_{\Pi} \right)}{F_{\Pi} \left(\frac{1}{E_{\Pi} h_{\Pi}} + \frac{2}{E_o h_o} \right)} \left(1 - \frac{Chkz}{Ch(kl)} \right) \quad (28)$$

где α_o , α_{Π} - к.т.р. покрытия и основы; $\Delta t_{\Pi} = t_2^o - t_1^{\Pi}$, $\Delta t_o = t_2^o - t_1^o$, t_2^o , t_2^{Π} - конечные температуры испытаний покрытия и основы; t_1^{Π} , t_1^o - начальные температуры испытаний покрытия и основы; z - расстояние от кромки покрытия (текущая координата); k - коэффициент, учитывающий соотношение модулей упругости первого и второго родов и толщин покрытия и основного материала:

$$K^2 = \frac{\frac{2G_o}{h_o} \cdot \frac{2G_{\Pi}}{h_{\Pi}}}{\frac{G_o}{h_o} + \frac{G_{\Pi}}{h_{\Pi}}} \left(\frac{1}{E_{\Pi} h_{\Pi}} + \frac{2}{E_o h_o} \right).$$

где h_{π} – базовый размер (принимается в расчетах равным $l=10 h_{\pi} \approx 5$ мм); G_o – модуль упругости второго рода основного материала; G_{π} – модуль упругости второго рода покрытия; P_o – нагрузка, прикладываемая к металлической основе.

Касательные напряжения на границе основы и покрытия запишутся в таком виде:

$$\tau = \frac{\left(\frac{P_o}{E_{\pi} F_o} + \alpha_o \Delta t_o - \alpha_{\pi} \Delta t_{\pi} \right) \cdot K}{t \left(\frac{1}{E_{\pi} h_{\pi}} + \frac{2}{E_o h_o} \right)} \cdot \frac{Shkz}{Chkl}.$$

Значения КТР титанового сплава ВТ5-1 и ЭП определялись на дифференциальном dilatометре “УЛЬБРИХТ” типа 4330 с погрешностью измерения $\pm 1,5 \cdot 10^{-7}$ град $^{-1}$. Измерения КТР проведены в ИХС РАН и составляют: $a_{\pi} = 68 \cdot 10^{-7}$ град $^{-1}$ при $t_o^0 = 500$ °С и $a_o = 90 \cdot 10^{-7}$ град $^{-1}$ при $t_o^2 = 300$ °С.

Экспериментальная проверка расчётной модели осуществлялась сравнением параметров сетки регулярных трещин с расчётным профилем напряжения σ_{π} в покрытии.

При дальнейшем деформировании образца после появления первой трещины в эмали в интервале $\varepsilon_k < \varepsilon < \varepsilon_a$ на поверхности покрытия образуется сетка регулярных трещин. Для статистической обработки результатов и выявления закономерности когезионного разрушения был замерен шаг трещины с помощью оптического микроскопа “Мир-12”.

Измерение шага трещин “а” проводилось вдоль пяти линий, параллельных оси образца и расположенных по ширине его на равном расстоянии друг от друга. Результаты измерений приведены на рис. 234.

Из рисунка следует, что распределение значений шага трещины “а” подчиняется нормальному закону (рис. 234, кривая 1). Для сравнения экспериментально измеренного шага трещин с расчетной величиной участка, на котором происходит передача усилий в покрытие от деформированной основы через адгезионную связь произведен расчет напряжений в покрытии σ_{π} по уравнению (28) вдоль поверхности адгезионного контакта с учётом температурных воздействий (кривая 2, рис. 234).

Из сравнения расчётных зависимостей напряжения в покрытии σ_{π} (рис. 234, кривая 2) и экспериментально измеренных значений шага трещин “а” (кривая 1) следует их совпадение. Расчётное значение σ в покрытии σ_{π} на участке, находящемся за пределами шага трещин “а”, асимптотически приближается к максимальному значению, равному $\sigma_{\pi} = \varepsilon_k \cdot E_{\pi}$. Этим подтверждается дос-

товерность расчётной модели для ЭП. Достоверность подтверждается также статистической обработкой не менее 40 измерений шага трещин “а” для каждого исследуемого образца. Для образцов с ЭП, имеющих различную длительность наработки расчёт когезионной прочности осуществлялся с учётом измененного значения модуля упругости. Виду малого разброса результатов испытаний были испытаны по три образца на один режим. Среднее значение полученных результатов по расчету когезионной прочности эмалей № 77, 52, 58 в зависимости от длительной выдержки и температуры в окислительной среде сведены в табл. 49.

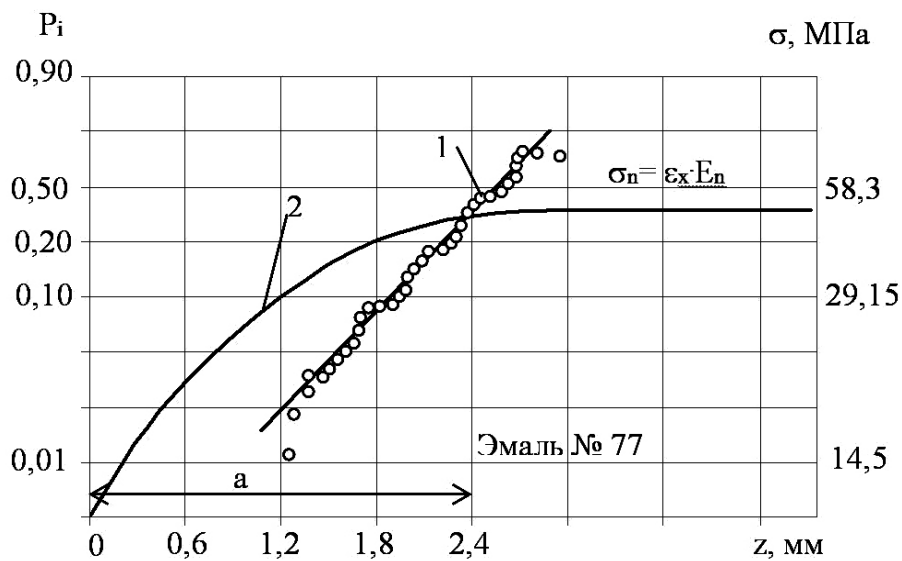


Рис. 234. Экспериментально-расчетный метод определения напряжений в эмалевых покрытиях

Как следует из рис. 235, совместное воздействие нагрузки, температуры и рабочей среды приводит к разупрочнению эмалевых покрытий. Значение когезионной прочности ЭП состава № 77 на сплаве ВТ5-1 для исходного образца превосходит значение таковой для образцов, прошедших испытания на ползучесть при температуре $t^{\circ}=700$ °С напряжений $\sigma=10$ МПа за 4 и 8 часов – в 1,76 и 2,34 раза соответственно. Снижение когезионной прочности наблюдается и для эмалей № 52 и № 58 и составляет соответственно по сравнению с исходными образцами для эмалей № 52 – 1,33 и 1,38, а для эмалей № 58 – 1,13 и 1,26 раз. Наиболее высокая когезионная прочность покрытия обнаружена у эмали состава 58 и составляет для исходного состояния 102 МПа.

Снижение когезионной прочности необходимо учитывать при расчёте на прочность и долговечность эмалированных деталей. По результатам расчёта построены графики (рис. 235).

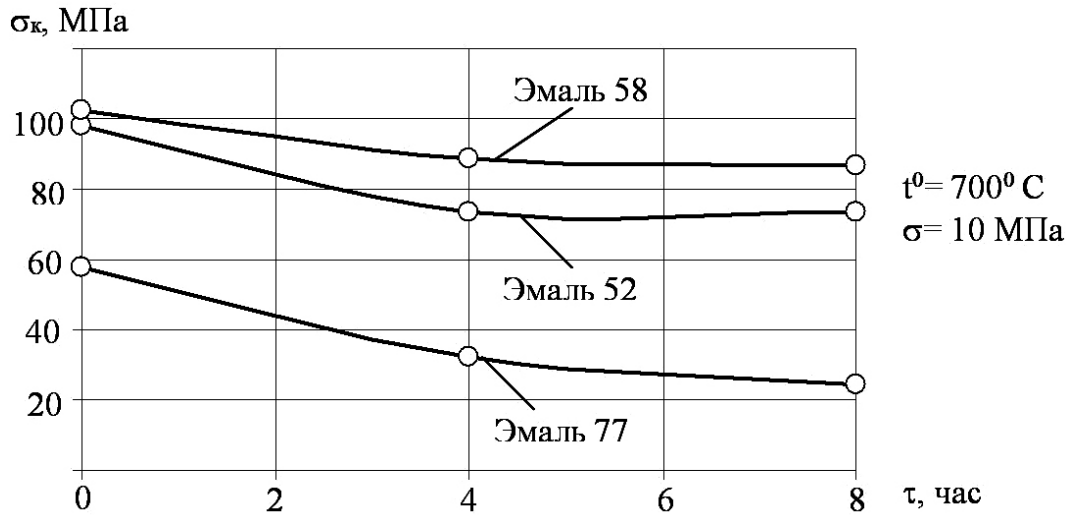


Рис. 235. Кинетика изменения когезионной прочности эмалевых покрытий

Таблица 49

Среднее значение полученных результатов по расчету когезионной прочности эмалей

Когезионная прочность σ_k , МПа			
№ эмали	Нагрузка при ползучести σ_c , МПа		
	-	10	10
	Температура испытаний, °С		
	20	700	700
	Время испытаний, ч		
Исх. образец	4	8	
77	58,3	33	24,9
52	101	75,9	72,8
58	102	89,6	80,9

2.2.8. Изменение адгезионной прочности ЭП

Для различных групп ЭП в литературе практически нет количественных, надёжных и сопоставимых характеристик прочности сцепления в физических единицах [669]. Для количественной оценки прочности сцепления хрупких ЭП известны методы, основанные на деформировании образца. Критерием прочности сцепления в этом случае служит относительная деформация основы, без какой либо попытки по этому параметру количественно оценить адгезионную прочность. Мерой прочности сцепления принимают относительную величину площади обнажившегося материала при деформировании образца [669]. Общие недостатки определения адгезионной прочности заключаются в том, что в ре-

зультате измерений ряда различных факторов, характер полученных результатов не закономерный. Предпринимается много попыток количественной оценки прочности сцепления, при этом адгезионная прочность эмалей измеряется силой, необходимой для разделения двух образцов, соединенных слоем эмали. Основным недостатком таких методик является то, что разрушение происходит не по адгезионной плоскости, а по самой эмали и совершенно открыт вопрос об одновременном разрушении по плоскости контакта системы “основа-покрытие” [670].

Поэтому по методике растяжения частично эмалированного образца [665-667] предпринята попытка определить количественно характеристики адгезионной прочности по деформации основного металла в момент отслоения покрытия. Диаграммы растяжения эмалированных образцов показали, что для всех трёх ЭП деформация основы, при которой происходит адгезионное отслоение эмали, превышает деформацию основы, при которой происходит когезионное растрескивание. После растяжения эмалированного титанового образца до уровня ε_k и дальнейшего появления трещин адгезионное отслоение эмалевого покрытия не наблюдалось. Отслоение эмали на участке, равном шагу трещин “а”, начиналось только при дальнейшем растяжении образца при деформации, равной ε_a (рис. 236).

Для случая, когда адгезионная прочность покрытия τ_a была бы ниже когезионной, по настоящей методике определить её можно было бы по расчётной зависимости [660]

$$\tau_a = \varepsilon_a \cdot E_{\text{п}} \cdot h_{\text{п}} \cdot k \cdot \text{th}(kl),$$

где $\text{th}(kl)$ – тангенс гиперболический аргумента kl .

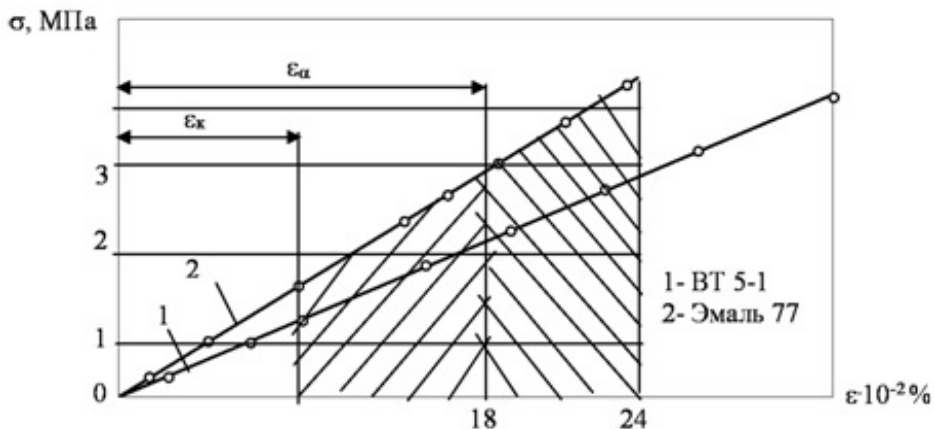


Рис. 236. Растяжение образца при деформации

Однако, для ЭП с таким химическим составом величина ε_a выше величины ε_k , для чего потребовалось некоторое изменение расчётной модели [660].

В случае испытаний хрупких покрытий составов № 77, № 52, № 58 адгезионное отслоение покрытия происходило на длине участка, равного шагу трещины “а”. Поэтому для расчета адгезионной прочности сцепления $\tau_{сц}$ базовый размер “l” был заменён экспериментально измеренным шагом трещины “а”, т. е. величиной участка передачи усилия в покрытие от деформированной основы. В качестве деформации основы введено в расчёт ε_a , т.е. деформация, при которой происходит адгезионное отслоение покрытия на участке, равном размеру шага трещины “а”. Подобный подход позволяет определить адгезионную прочность в случае, когда она существенно выше когезионной прочности. Получить адгезионное отслоение в том случае, когда $\varepsilon_k < \varepsilon_a$ удаётся на кромке участка “а” в результате такого соотношения толщин и упругих свойств, когда напряжения в покрытии σ_n для этого участка не могут достичь значений когезионной прочности σ_k и величина касательных напряжений достигает значений равных адгезионной прочности покрытия при сдвиге τ_a .

Достоверность предложенной экспериментально-расчётной методики повышается тем, что в расчётную зависимость для определения τ_a , вводится уточнённое значение модуля упругости E_n , определённое с учётом его изменения в процессе одновременного воздействия среды, напряжения и температуры. Все измерения и расчёты когезионной и адгезионной прочности проведены в упругой области деформирования основы. По расчётным значениям построены (из рис. 237) графики изменения адгезионной прочности в зависимости от времени испытания, температуры и напряжения.

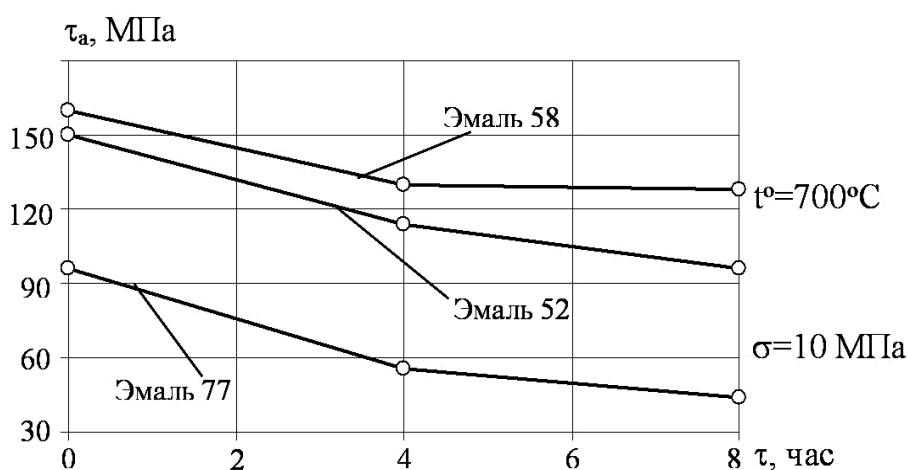


Рис. 237. Кинетика изменения адгезионной прочности эмалевых покрытий

Как видно из рис. 237, наблюдается существенное уменьшение адгезионной прочности при увеличении времени испытаний для всех эмалей. Наибольшую адгезионную прочность имеют исходные образцы, причём максимальное значение имеют образцы эмали № 58, для которых $\tau_a=152,2$ МПа, наименьшее значение для эмали № 77, для которых $\tau_a=92,1$ МПа. После 8 часов испытаний адгезионная прочность τ_a составляет для эмали № 77 44,1 МПа, для эмали № 52 – $\tau_a=92,8$ МПа и для эмали № 58 – $\tau_a=127$ МПа.

2.2.9. Оценка резервов прочности материалов с ЭП

В результате проведённых испытаний и расчётных данных установлено, что адгезионная прочность превышает когезионную прочность для всех ЭП при температуре 20 °С в исходном состоянии и после 4 и 8 часов испытаний на ползучесть при 700 °С и $\sigma = 10$ МПа.

Для ЭП состава № 77 в исходном состоянии и после испытаний на ползучесть при 700 °С и $\sigma=10$ МПа за восемь часов это превышение соответственно составляет 1,6 и 1,8 раза; для эмали № 52 – 1,5 и 1,2 соответственно; для эмали № 58 – для исходных образцов 1,5 раза, а для образцов, прошедших испытание на ползучесть, – 1,4 раза. Такое соотношение адгезионной и когезионной прочности ЭП невыгодно. Избыточный запас адгезионной прочности приводит к необоснованным увеличениям температур, времени обжига, к снижению производительности в масштабах серийного производства ЭП [644, 645].

Следует отметить критерий адгезионно-когезионной равнопрочности покрытий [660], учитывающий условие одновременности когезионного разрушения покрытия и адгезионного его отслоения в зоне образовавшейся трещины.

Критерий адгезионно-когезионной равнопрочности имеет вид:

$$\tau_a/\sigma_k = h_{п} \cdot k \cdot \text{th}(k \cdot l).$$

Данное условие накладывает ограничение на превышение адгезионной прочности над когезионной и говорит об одновременности отслоения покрытия и его разрушения при достижении критической деформации основы. В работе [671] предложен критерий, ограничивающий максимальное значение τ_a из условий перехода трещины в покрытие в металлическую основу, т. е. ограничение на охрупчивающее действие покрытия. Однако при испытании ЭП перехода в основу когезионной трещины покрытия не наблюдали. Поэтому можно оценить равнопрочные значения σ_k и τ_a по критерию адгезионно-когезионной равнопрочности, приведенному в работе [660].

$\varepsilon_k < \varepsilon_a$ определим из критерия равнопрочности при максимальной прочности, τ_a для различных эмалей составов № 77, № 52, № 58 предел прочности материалов покрытия σ_k :

$$\sigma_k = \frac{\tau_a}{h_{\text{п}} \cdot k \cdot \text{th} \cdot (k \cdot l)}$$

Физическая сторона явления заключается в том, что при имеющейся прочности сцепления необходимо повысить прочность материала покрытия на величину, обеспечивающую равнопрочность адгезионной и когезионной связи.

На основании расчётных и экспериментальных данных проведено определение равнопрочного состояния покрытий с различным составом и построены графики (рис. 238).

В результате анализа расчётных данных можно предложить следующие рекомендации:

За счёт совершенства состава эмалей повысить когезионную прочность до уровня её равнопрочности с существующей адгезионной прочностью. Путём снижения температуры и длительности обжига снизить уровень адгезионной прочности до уровня её равнопрочности с существующей когезионной прочностью. Достичь равнопрочности при неизменных значениях σ_k и τ_a можно увеличением толщины покрытия $h_{\text{п}}$.

Первая рекомендация позволяет поднять общую прочность системы “основа-покрытие”, вторая – снизить трудоёмкость изготовления

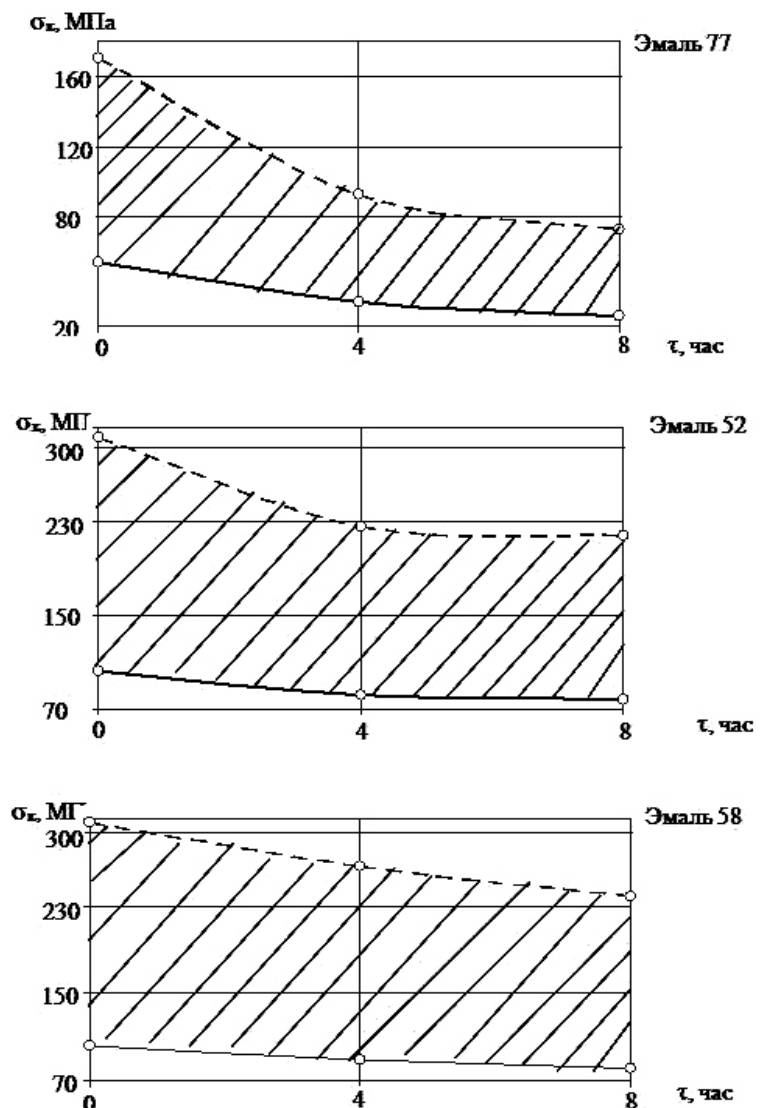


Рис. 238. Резервы прочности эмалевых покрытий: сплошная линия – экспериментальная величина, пунктирная – равнопрочная величина

покрытий, однако ориентирует технологов и конструкторов по слабому звену (когезионной прочности). Рекомендация повысить толщину покрытия h_n приведёт к росту защитных свойств эмали в коррозионных средах и к росту теплозащитных свойств эмали.

Т. о., был выполнен анализ ФН ИП покрытий Ti-сплавов методом ВПП, как одним из главных направлений и одной из перспективных технологий покрытий с целью повышения надёжности и ресурса ИП конструктивных элементов силовых установок летательных аппаратов военного назначения. Было установлено, что ВПП по своим физико-механическим свойствам в значительной мере отвечает основным требованиям защитных покрытий на лопатках компрессора силовых установок летательных аппаратов военного назначения.

Однако устойчивые против газоабразивного износа покрытия ИП изделий из Ti-сплавов слишком твёрдые и хрупкие, снижение их хрупкости можно выполнить снижением толщины покрытий до уровня $<0,1$ мкм. Но ПС малой толщины имеет малую долговечность в условиях неаддитивности действия эксплуатационных факторов. Принцип же многослойной структуры покрытий позволяет достигать необходимую толщину покрытий, без увеличения их хрупкости. Для получения многослойных покрытий широкие возможности открывает метод ВПП. Многослойные покрытия сочетают высокие физико-механические свойства с повышенной износостойкостью, низким коэффициентом трения, увеличивают устойчивость к абразивному износу и к окислению при повышенных температурах, что значительно повышает прочность материала.

Соответствие исполнительных поверхностей лопаток компрессора своему ФН определяет предел выносливости конструкционного материала. С увеличением наработки предел выносливости материала снижается вследствие его эрозионного или газоабразивного износа, образования концентраторов напряжений в виде царапин, забоин, коррозионных повреждений, воздействия температуры и т.д. Метод ВПП позволяет в значительной мере повысить физикохимические и эксплуатационные свойства ИП деталей из Ti-сплавов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В основе данной книги, посвящённой русскому учёному-материаловеду Анатолию Демьяновичу Верхотурову, организатору двух академических институтов на Дальнем Востоке, основоположнику материаловедения – нового этапа науки о материалах, содержатся в значительной мере его идеи и исследования, особенно во 2-й части. В данной, 1-й части – показана история становления и развития материаловедения, формирование её разделов, в т. ч. материаловедения поверхности, использование перспективных технологий получения поверхностей, отвечающих их ФН. Рассмотрен комплекс материаловедческих проблем и их решение в условиях становления нового этапа НМ – материаловедения и её одного из важнейших разделов – материаловедения поверхности на примере формирования поверхностей Ti и его сплавов.

Получение, исследование и практическое использование титана и его сплавов показало, что он становится ведущим конструкционным материалом в наступившем XXI веке – “материалом будущего”, особенно в авиационном, космическом, судостроительном машиностроении, производстве химической и медицинской техники. Однако титан и его сплавы имеют ряд недостатков (низкие характеристики при работе на трение и износ, склонность к контактному схватыванию и т.д.), что ограничивает его более широкое использование. Вследствие чего важнейшим направлением по повышению эффективности использования Ti и его сплавов в промышленности является поверхностное упрочнение и легирование. Наука и техника обладает многочисленными методами поверхностного легирования и упрочнения. В книге обобщены и переработаны материалы по созданию покрытий Ti и его сплавов различными современными физико-химическими методами. В данной части книги рассмотрены методы упрочнения вакуум-плазменными, детонационно-газовыми и другими покрытиями, эмалирование титановых сплавов.

Рассмотрены вопросы формирования многофункциональных покрытий и показана эффективность применения технологии вакуум-плазменного нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости с использованием математического моделирования и многокритериальной оптимизации. Этот подход позволил одновременно повысить предел выносливости титанового сплава на 15...20 %, газоабразивную стойкость в 8...12 раз и снизить в 2...4 раза скорость изотермической и термоциклической ползучести. Оптимизация технологии упрочнения титановых лопаток компрессора позволила снизить в 3 раза интенсивность отказов газотурбинного двигателя, снизить вероятность отказа в 2,72 раза, повысить ресурс лопатки компрессора в 2,67 раза.

Наряду с комплексом термомеханических свойств покрытий в качестве критериев оптимизации использовали энергоёмкость и производительность технологического оборудования. Оптимальные условия нанесения покрытий обеспечивают максимально достижимую прочность и долговечность изделий при минимальных энергозатратах и максимальной производительности технологического оборудования. Разработаны математические модели, устанавливающие зависимость характеристик прочности и газоабразивной стойкости покрытий от одновременного влияния конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов. Эти модели являются основой для создания управляющих программ для технологического оборудования с системами ЧПУ. Автоматизированное управление процессом нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости может решить самую острую проблему в практике покрытий – обеспечить воспроизводимость и стабильность свойств. Особенно важно увеличить нижнее значение коридора разброса свойств, обеспечив стабильность процесса нанесения при его автоматизированном управлении.

Показано, что конструктивные элементы из титановых сплавов с вакуум-плазменными покрытиями можно использовать до температуры 593 °С без снижения их эксплуатационных свойств. Это ставит задачу разработки теплозащитных покрытий для титановых сплавов. Замена стальных лопаток компрессора на титановые с покрытиями позволит снизить массу авиационных газотурбинных двигателей и улучшить тактико-технические характеристики.

Оптимизация по критериям прочности и износостойкости позволяет удовлетворить запросы двух творческих групп. Конструкторам новой техники предоставляется необходимый комплекс термомеханических свойств для расчёта изделий с покрытиями на прочность и долговечность. Технологи устанавливают режимы нанесения покрытий, обеспечивающие максимально достижимую прочность и долговечность при минимальных затратах и максимальной производительности. Подобный подход существенно сокращает объём лабораторных, стендовых и натурных испытаний. Вместо поиска на эмпирически-интуитивной основе предложена расчётно-экспериментальная база для целенаправленного усовершенствования технологий поверхностного упрочнения.

Рассмотрен вопрос эмалирования поверхностей Ti-сплавов. Эмалевые покрытия – многообещающий кандидат в качестве высокотемпературных защитных покрытий титановых сплавов благодаря их высокой термомеханической стабильности, совместимости и совпадению КТР с подложками. ЭП экономически привлекательны из-за их низкой стоимости и легкого обслуживания. Физическая сторона явления заключается в том, что при имеющейся прочности сцепления возможно повышение прочности материала покрытия на величину, обеспечивающую равнопрочность адгезионной и когезионной связи. На осно-

вании расчётных и экспериментальных данных проведено определение равнопрочного состояния покрытий с различным составом. Путём снижения температуры и длительности обжига возможно снижение уровня адгезионной прочности до уровня её равнопрочности с существующей когезионной прочностью. Достижение равнопрочности при неизменных значениях σ_k и τ_a возможно путем увеличения толщины покрытия. Первая рекомендация позволяет поднять общую прочность системы “основа-покрытие”, вторая – снизить трудоёмкость изготовления покрытий, однако ориентирует технологов и конструкторов по слабому звену (когезионной прочности). Рекомендация повысить толщину покрытия h_n приведёт к росту защитных свойств эмали в коррозионных средах и к росту теплозащитных свойств эмали.

Проведённые эксперименты показали необходимость дальнейших работ по ЭИЛ в условиях становления и развития нового этапа науки о материалах – материаловедения материалов, низкоэнтропийных технологий, в том числе с использованием комбинированных и ЭИЛ-покрытий с получением аморфных изменённых поверхностных слоёв и наноструктурных покрытий.

Во второй части книги будет уделено внимание некоторым теоретическим вопросам материаловедения и электроискровому методу покрытия титана и его сплавов, “русскому методу”, как его называют за рубежом.

Библиографические ссылки

1. JOM'S The Greatest Moments in Materials' Science and Engineering // JOM, N 2, 2006. pp. 1-8.
2. Voting for JOM's Ten Greatest Materials Moments: Fact Sheet // JOM, N 9 (26), 2006. pp. 1-9.
3. Комаров С.М. Календарь материаловеда // Химия и жизнь. 2006, № 11. С. 18-21.
4. Верхотуров А.Д. Материалогия. Вестник ДВО РАН. 2004, № 5. С. 80-86.
5. Кун Т. Структура научных революций. М.: Изд-во "Прогресс", 1977. 300 с.
6. Верхотуров А.Д., Шпилёв А.М., Евстигнеев А.И. Основы материалогии: монография. Т.1. Владивосток: Дальнаука, 2012. 270 с.
7. Ахутин А.В. Вернер Гейзенберг и философия / кн. В. Гейзенберг. Физика и философия. Часть и целое. М.: Наука, 1989. С. 363-394.
8. М.В. Ломоносов. Первые основания металлургии и рудных дел. – Санкт-Петербург: Императорская Академия наук. – 1763. – 85 с.
9. Соловьёв Ю.И. Николай Семёнович Курнаков: 1860-1941. М.: Наука, 1986. 272 с.
10. Тананаев И.В. Основные этапы развития неорганического материаловедения в СССР. Киев. Наукова думка, 1983. С. 8-29.
11. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. Электронная локализация в твёрдом теле. М.: Наука, 1976. 338 с.
12. Верхотуров А.Д., Шпилёв А.М., Евстигнеев А.И., Коневцов Л.А. К вопросу становления материаловедения (по материалам книги Р. Кана "Становление материаловедения") Профессор А.Д. Верхотуров. Избранные труды и воспоминания. В 3 т. Т. 3. Материалогия / ред. А.И. Евстигнеев, Б.Я. Мокрицкий, В.А. Ким. Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВО "КнАГТУ", 2016. (313 с.) С. 58-70.
13. Балакшин Б.С. Основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 1969. 358 с.
14. Верхотуров А.Д., Коневцов Л.А. Создание методологии частной науки и её разделов // Труды ГОСНИТИ, 2010. Т. 106. С. 132-136.
15. Верхотуров А.Д., Иванов В.И., Коневцов Л.А. О методологии материалогии и её разделов для устойчивого развития дальневосточного региона // Социальные и гуманитарные науки на Дальнем Востоке. № 2 (46). 2015. С. 153-160.
16. Верхотуров А.Д., Мокрицкий Б.Я., Пустовалов Д.А. Метод как основа новой парадигмы материаловедения // Научно-технический журнал Новости материаловедения. Наука и техника. № 1 (13), 2015. С. 1-14.
17. Верхотуров А.Д., Воронов Б.А., Коневцов Л.А. Энтропийно- экологическая материалогия // Экология промышленного производства. 2012, № 1. С. 5-15. ISSN 2073-2589.
18. Верхотуров А.Д., Достовалов В.А., Гордиенко П.С., Коневцов Л.А. Михаил Васильевич Ломоносов и современная наука о материалах. Владивосток: Изд. дом Дальневосточный Федеральный ун-т, 2012. 92 с.
19. Верхотуров А.Д., Воронов Б.А., Коневцов Л.А. В.И. Вернадский и изменение вектора развития наук при переходе человечества из биосферы в ноосферу / Избранные труды профессора А.Д. Верхотурова. Т. 1. Общие проблемы науки о материалах на современном этапе развития человеческой цивилизации. / ред. Б.А. Воронов, Ю.А. Давыдов; науч. ред.: В.М. Макиенко, Л.А. Коневцов. Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2016. 384 с. (С. 28-40).

20. Коневцов Л.А. Производство материалов, экологические проблемы и материаловедение // Физика бессвинцовых пьезоактивных и родственных материалов (Анализ современного состояния и перспективы развития): Тр. VII Междунар. междисциплинар. молодёжн. симпозиума. (Ростов/Д, 20-24 сент. 2018): в 2 т. Изд-во ЮФУ, 2018. Т. 2. (431 с.). С. 17-22.
21. Еременко В.Н. Титан и его сплавы. Издание второе. Киев: Изд-во Академии наук Украинской ССР, 1960. 500 с.
22. Кудрявцев Ю.Н., Резниченко В.А. Альтернативные возможности производства и обработки титана на основе инновационных российских технологий. Труды IV Евразийского Симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для холодного климата. Якутск: Изд-во ИЯЦ СО РАН, 2008. С. 192-198.
23. Кудрявцев Ю.Н. Титановый век: надежды, проблемы, опасности // Журнал Титан. 2002, №1. С. 70-75.
24. Кудрявцев Ю.Н. Титановый век: повестка дня – альтернативный титан // Журнал Титан. 2005, № 2. С. 81-84.
25. Кудрявцев Ю.Н. Титановый век – технологии (продолжение темы) // Журнал Титан. 2004, № 1. С. 65-73.
26. Кудрявцев Ю.Н., Резниченко В.А. Титановый век – наше будущее. Титановый мир – наш будущий дом // Журнал Титан С. 136-142.
27. Францевич И.Н.. От редактора к книге В.Н. Ерёменко “Титан и его сплавы”. Киев: Изд-во АН УССР, 1960. С. 3.
28. Муравьёв В.И., Бахматов П.В., Долотов Б.И., др. Обеспечение надёжности конструкций из титановых сплавов / ред. В.И. Муравьёв. М.: “Эком”, 2009. 752 с.
29. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. М.: Машиностроение, 1990. 400 с.
30. Корнилов И.И. Титан. М.: Наука, 1975. 305 с.
31. Колычев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Металлургия, 1968. 180 с.
32. Ляшенко Б.А., Соковых Е.К., Мироненко В.И., др. Оптимизация технологии нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости. Киев: Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, 2010. 193 с.
33. Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Парканский Н.Я., др. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Кишинёв: Штиица, 1985. 196 с.
34. Базылько А.Г., Коваль Н.П., Корниенко А.И., др. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Библиографический указатель литературы за 1943-1973 гг. / ред. Б.Р. Лазаренко, Н.И. Лазаренко. Кишинёв: Изд-во “ШТИИИИЦА”, 1974. 88 с.
35. Базылько А.Г., Гитлевич А.Е., Корниенко А.И., др. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Библиографический указатель литературы (1974-1979) / ред. Н.И. Лазаренко. Кишинёв: Изд-во “ШТИИИИЦА”, 1981. 64 с.
36. Михайлов В.В. Исследование особенностей электроискрового легирования титана и его сплавов : автореф. дис...канд. техн. наук. Киев: ИПМ АН УССР, 1976. 15 с.
37. Михайлов В.В., Гитлевич А.Е., Верхотуров А.Д., др. Электроискровое легирование титана и его сплавов. Физико-технологические аспекты и возможность практического использования. Краткий обзор // Электронная обработка материалов. 2013, № 5. С. 21-44.
38. Верхотуров А.Д., Воронов Б.А., Коневцов Л.А. Материаловедение. Раздел 2.4. / Основы материаловедения: монография. Т. 1. Верхотуров А.Д., Шпилёв А.М., Евстигнеев А.И. Владивосток: Дальнаука, 2012 (270 с). С. 230-267.

39. Верхотуров А.Д., Иванов В.И., Коневцов Л.А. Наши ориентиры в области создания и совершенствовании материалов и их свойств // Труды ГОСНИТИ. Т. 117, 2014. С. 137-158.
40. Верхотуров А.Д., Шпилёв А.М., Коневцов Л.А. Предмет исследования, концептуальные и методологические основы становления и развития материаловедения // Химическая технология. 2008, № 5. С. 197-204.
41. Верхотуров А.Д., Воронов Б.А., Макиенко В.М., Коневцов Л.А. Минералогическая материаловедение: 1 – Научная база создания новых композиционных материалов из минерального сырья ДВ региона в условиях его устойчивого развития // Учёные записки КнАГТУ. 2014, № II-1 (18). С. 86-94.
42. Верхотуров А.Д., Макиенко В.М., Коневцов Л.А., Строителев Д.В., Романов И.О. Получение новых материалов в Дальневосточном регионе: монография. В 2 ч. Ч. 1 / ред. Верхотуров А.Д. – Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, – 2013. – 293 с.
43. Профессор А. Д. Верхотуров. Избранные труды и воспоминания. Т. 3. Материаловедение. Воспоминания о пути становления науки о материалах в условиях Дальнего Востока / ред. А. И. Евстигнеев, Б. Я. Мокрицкий, В. А. Ким. – Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВО «КнАГТУ», 2016. - 313 с.
44. Коптюг В. А., Матросов В. К., Левашов В. К. Новая парадигма развития России с XXI века. Комплексные исследования проблем устойчивого развития: идеи и результаты. М.: Academia, 2000. 460 с.
45. Туманов Ю. Н. Плазменные технологии в формировании нового облика промышленного производства // Вестник РАН. 2006. Т. 76, № 6. С. 491-502.
46. Ларичкин Ф. Д. Формирование концептуальной модели рационального недропользования // Ресурсы, технологии и экономика, 2005, № 3. – С. 11-18.
47. Воронов Б.А., Крюков В.Г., Коневцов Л.А. О новом этапе развития науки о материалах и решении проблемы устойчивого развития Дальнего Востока // Физика бесвинцовых пьезоактивных и родственных материалов («LFPM-2018): Труды VII Междунар. междисциплинар. молодёжн. симпоз. (Ростов/Д - Туапсе, 20-24 сент. 2018): в 2 т. Изд-во ЮФУ, 2018. Т. 1. (444 с.). С. 234-242. ISBN 978-5-9275-2892-9.
48. Кузьмичев Е.Н., Николенко С.В., Балахонов Д.И. Получение карбида титана из рутилового концентрата плазмохимическим методом // Химическая технология. 2018. Т. 19. № 9. С. 395-401.
49. Быстров Н.З., Ветров А.А. Лисенков. Плазмохимический синтез карбида титана на медных подложках / Ю.А. // Письма в ЖТФ: 2011. - Т.37. Вып.15. - С.33-39.
50. Парфенов, О.Г. Проблемы современной металлургии титана / О.Г. Парфенов, Г.Л. Пашков. - Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2008. - 279 с.
51. Соболевский П. Г. Об очищении и обработке сырой платины // Горный журнал. 1827. Т. II, кн. 4. С. 84-109.
52. Левашов В. К. Устойчивое развитие общества: парадигма, модели, стратегия. М.: Academia, 2001. 176 с.
53. Ляшенко Б.А. О критериях адгезионно-когезионной равнопрочности и термостойкости защитных покрытий // Проблемы прочности. 1980, № 5. С. 114-117.
54. Лазаренко Б.Р., Лазаренко Н.И. Электроискровой способ изменения исходных свойств металлических поверхностей. – М.: Изд-во АН СССР, – 1958. –117 с.

55. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Материаловедение: Учебник для вузов. Изд.3-е. СПб.: ХИМИЗДАТ, 2004. 736 с.3. Самсонов Г.В., Прядко Л.Ф. Электронная локализация в твердом теле. М.: Наука, 1976. – 339с.
56. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф., др. / ред. Арзамасов Б.Н. Материаловедение: учебник для высших технических заведений. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
57. Николаев Г.И. Металл века. М.: Metallurgy, 1987. 168 с.
58. Резниченко В.А., Садыков Г.Б., Карязин И.А. Титаномагнетиты - сырьё для новой модели производства // Металлы, 1997, № 6. С. 3-7.
59. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Долотов Б.И., др. Обеспечение надёжности конструкций из титановых сплавов. М: «Эком». 2009. 752 с.
60. Процессы получения и рафинирования металлов // Ред. акад. Н.В. Агеев. М.: Наука. 1975. С. 19-25.
61. Архипов Г.И. Минеральные ресурсы горнодобывающей промышленности Дальнего Востока. М.: Горная книга, 2011. 356 с.
62. Бакулин Ю.И., Буряк В.А., Галичанин Е.Н, др. Основные проблемы изучения и добычи минерального сырья Дальневосточного экономического района. Минерально-сырьевой комплекс ДВЭР на рубеже веков. Хабаровск: ДВИМС, 1999. 214 с.
63. Складорова Г.Ф., Архипова Ю.А. Природно-ресурсный потенциал Дальневосточного Экономического района // Проблемы комплексного освоения георесурсов. Материалы IV Всероссийской научной конференции. Хабаровск: ДВО РАН. 2011. Т. II. С. 261-268.
64. Леонтьев Л.И. Титано-ванадиевый стальной пояс России (ресурсы и резервы) // Ресурсы. Технологии. Экономика. № 0, 2004. С. 2-14.
65. Цвикер У. Титан и его сплавы / Пер. с нем. М.: Metallurgy. 1979. 512 с.
66. Гуревич С.М., Замков В.Н., Блащук В.Е., др Metallurgy и технология сварки титана и его сплавов / ред. В.Н. Замков. Киев: Наук.думка, 1986. 240 с.
67. Братухин А.Г., Муравьев В.И., Долотов Б.И., др Эффективность применения титана и его сплавов в авиастроении // Авиационная промышленность, № 3-4. 1997. С. 3-9.
68. Кишкина С.И. Требования к комплексу свойств материалов самолётных конструкций // Сб. науч. трудов ВИАМ. М.: ВИАМ, 1982. С. 11-20.
69. Лякишев Н.П. Конструкционные и некоторые функциональные материалы. Настоящее и будущее // Современное материаловедение, XXI век / ред. И.К. Походня, А.Г. Косторнов, др. Киев: Наук. Думка, 1998. С. 284-296.
70. Братухин А.Г., Колачёв Б.А., Садков В.В. Технология производства титановых самолётных конструкций, др. М.: Машиностроение, 1995. 448 с.
71. Vlacliti, E.S., Jankee W.K. Friction at Clean Metals and Oxides with Special to Titanium. - J. Applied Phus. 1954, v. 25, N 25, p. 13-17.
72. Анитов И.С, Максимова А.Г., Щербакова З.В. Термическое и анодное оксидирование как методы повышения поверхностных свойств титана и его сплавов / В кн.: Химико-термическая обработка сталей и сплавов. Л., Дом техники, 1961, с. 3-16.
73. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б., Полин И.В., др. Титан и его сплавы. Л. Судпромгиз, 1960. т. 1, 516 с.
74. Макквиллэн А.Д., Макквиллэн М.К. Титан (пер. с англ.). М.: Metallurgizdat, 1958. 458 с.
75. Сидорин И.И. Титан и его сплавы. М.: НТО Машпром, 1959. 55 с.

76. Сутягин В.В., Сайкин С.А. Повышение ресурса концевой инструмента за счёт применения нанокompозитных PVD-покрытий при обработке титановых сплавов в авиационном строении // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008, 5. С. 41-44.
77. Елисеев Ю.С., Б.П. Савушкин. Электроэрозионная обработка изделий авиационно-космической техники. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2010. 437 с.
78. Фридель Ж. Дислокация. – М.: Мир, 1967. – 626 с.
79. Красовский А.Я. Физические основы прочности. - К.: Наукова думка, 1977. 140 с.
80. Лайуни Ахмед, Прокопец Г.А. Вибрационная отделочно-упрочняющая обработка турбинных лопаток // Вопросы вибрационной технологии. – Ростов на Дону: Дон. гос. техн. ун-т. – 1996. – С. 6–10.
81. Минакова А.В., Минаков В. Н., Минаков Н.В., Подрезов Ю.Н. Особенности упрочнения сплавов технически чистого титана при одноосном растяжении и прокатке // Металлофизика и новейшие технологии. – 1998. – 20, №9. – С.72–78.
82. Исследование влияния некоторых видов поверхностного пластического деформирования сплава ВТ8 на усталостную прочность // Беженев А.И., Шоботенко А.Г., Кононов В.В. Цивирко А.Э. : Запорож. машиностроит. ин-т.. – Запорожье, 1987. – 15 с. – Рус. – Деп. в УкрНИИТИ 18.04.87, № 1262–Ук87.
83. Повышение ресурса деталей ГТД из титановых сплавов / Богуслаев В.А., Долматов А.И., Жеманюк П.Д. и др. – З.:ОАО «Мотор Сич», 2000. – 108 с.
84. Попов Е.Г., Куцова В.З., Попова Н.В., Криммель А.Г., Сироштан В.В. Упрочнение сплавов титана взрывом // Физ. и химия обраб. матер. – 1990. – №3. – С. 43–48.
85. Бастун В.Н. Трещиностойкость материалов с трансляционным упрочнением при циклическом нагружении // Прикл. механика. – 1999. –35, №11. – С. 106–111.
86. Семенченко И.В., Мирер Я.Г. Повышение надежности лопаток газотурбинных двигателей технологическими методами. – М.: Машиностроение, 1977. – 160 с.
87. Пудков С., Егоров В., Косачев М. Лопатки станут прочнее // Samolet. – 1995. – №1. – С. 17.
88. Kussmaul K., Guth W., Meyer R. On the effects of shot peening on the fatigue strength and the residual stresses of parts made of Ti-6Al-4V // Pap. 3 Int. Conf. “Shot Peening: Sci., Technol., Appl. Garmisch. Partenkirchen, 1987” – Oberursel. – 1987. – P. 335–340.
89. Mille P., Sutter E. M. M., Cornet A. Relationship between surface treatment and fatigue damage of Ti-6Al-4V titanium alloy // Proc. 5 Int. Conf. “Titanium: Sci and Technol.” – Oberursel. – 1985. – P. 2155–2162.
90. Oberparleiter W., Schütz W. Shot peening – a choice to improve fatigue life of titanium components // Proc. 2nd Int. Conf. Fatigue and Fatigue Thresholds. – Birmingham. – 1984. – P. 1803–1810.
91. Hagiwara Yoshitoshi, Takahashi Kyo. Development of surface treatment and application to mass-production of titanium connecting rods // SAE Techn. Pap. Ser. – 1989. – № 891769. – P. 151–157.
92. Gray H., Wagner L., Lütjering G. Effect of modified surface layer microstructures through shot peening and subsequent heat treatment on the elevated temperature fatigue behavior of Ti alloys // “Shot Peening: Sci. Technol. Appl.: Pap. 3 Int. Conf., Garmisch. Partenkirchen, 1987”. – Oberursel (Deutschland). – 1987. – P. 467–475.
93. Гогаев К.О., Радченко О.К., Назаренко В.А. Деформування титанових сплавів прокатуванням. // Металознавство та обробка металів. – 2001. – №4. – С. 25–29.

94. Восстановление боевой авиационной техники / Стасенков В.К., Иванов В.И., Субботин К.В. и др. – К.: КИВВС, 1995. – 334 с.
95. Медведев С.Ф. Циклическая прочность металлов. – М.: Машгиз, 1961. – 304 с.
96. Петросов В.В. Теплофизика дробеударного упрочнения // Теплофизика технологических процессов. – С.: Изд-во Саратовского университета, 1975. – С. 97–106.
97. Билик Ш.М. Абразивно–жидкостная обработка металлов. – М.: Машгиз, 1960. – 198 с.
98. Gray H., Wagner L., Lütjering G. Influence of shot peening induced surface roughness, residual macrostresses and dislocation density on the elevated temperature HCF-properties of Ti alloys // Pap. 3 Int. Conf. “Shot Peening: Sci., Technol., Appl. Garmisch. Partenkirchen, 1987” – Oberursel. – 1987. – P. 447–457.
99. Ежов В.Н., Сидяченко В.М. Влияние предварительного пластического деформирования на предел выносливости лопаток компрессоров с дефектами // Проблемы прочности. – 1994. – №10. – С. 76–88.
100. Гринченко И.Г. Упрочнение деталей из жаропрочных и титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1971. – 120 с.
101. Петросов В.В. Гидродробеструйное упрочнение деталей и инструмента. – М.: Машиностроение, 1977. – 166 с.
102. Восстановление боевой авиационной техники / Иванов В.И., Иващенко И.В., Тюнин В.Д. и др. – К.: КВВАИУ, 1979. – 656 с.
103. Степнов М.Н., Вейцман М.Г., Гиацинтов Е.В., Агамиров Л.В. Сопротивление усталости сплава ВТ3-1 в связи с поверхностным наклепом // Машиноведение. – 1989. – №2. – С. 41–44.
104. Кулик В.П., Хомов С.Н., Ушков С.С., Иванов Т.К., Кошкина Н.А. Ультразвуковая обработка как метод безабразивной чистовой обработки поверхности изделий из титановых сплавов перед оксидированием // Вопр. материаловед. – 2000. – №3. – С. 112–119.
105. Бабей Ю.А., Макаре О.А., Черватюк В.А. Повышение износостойкости сплавов на основе железа и титана, упрочненных электроультразвуковой обработкой // Физ.–хим. мех. матер. – 1988. – 24, №4. – С. 103–106.
106. Яценко В.К., Стебельков И.А., Притченко В.Ф., Михайлов С.Б., Кичаев Ю.П. Поверхностное упрочнение лопаток газотурбинных двигателей в ультразвуковом поле // Проблемы прочности. – 1985. – №8. – С. 68–71.
107. Бережницкая М.Ф., Черватюк В.А., Теплий И.М. Получение защитных покрытий на титановых сплавах электроультразвуковой обработкой // Тез. докл. к зонал. конф. «Нов. матер. и ресурсосберегающ. технол. и химико-терм. обраб. деталей машин и инструм.» – Пенза. – 1990. – С. 66–67.
108. Тихонов Л.В., Свечников В.Л., Прокопенко Г.И., Гондарева Р.Г., Тарасенко Л.В. Структурные изменения при ультразвуковом поверхностном упрочнении титанового сплава // Металлофизика. – 1985. – 7, №5. – С. 48–51.
109. Богуслаев В.А., Яценко В.К., Сахно А.Г., Гончар Н.В. Эффективность технологических методов повышения качества поверхности и сопротивления усталости дисков ГТД из сплава ХН73МБТЮ-ВД // Проблемы прочности. – 1998. – №5. – С. 126–133.
110. Евстегнеев М.И., Сулима А.М., Федоров Л.А. О влиянии ультразвуковой обработки на усталостную прочность лопаток ГТД // Проблемы прочности. – 1980, №5, С. 34–36.

111. Исследование технологической наследственности при изготовлении деталей ГТД из титановых сплавов / Богуслаев В.А., Долматов А.И., Жеманюк П.Д. и др. – З.: ОАО «Мотор Сич», 2001. – 118 с.
112. Пат. 2508935 Франция, МКИ С 25 D 3/04, С 25 D 5/14. Chromage du titane / Doniat Denis, Bugnet Bernard; SORAPECSA – № 8113050; Заявл. 02.07.81; Оpubл. 07.01.83; – 2 с.
113. Рябой А.Я., Ховрин Е.В. Бронзирование деталей из титановых сплавов // Матер. семин. «Износостойкие и антифрикционные покрытия». – Москва: Моск. дом науч.-техн. проп. – 1991. – С. 95–98.
114. Иванов А.С., Пономарев А.С., Коковьякина С.А., Томсинский В.С. Никельборидные покрытия на сплавах титана // Терм. Обраб. Структура и свойства мет. – 1985. – №10. – С.118–120.
115. Иванов А.С., Потехин А.Р., Томсинский В.С. Износостойкие покрытия на титановых сплавах // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1990. – №1. – С. 30–31.
116. Yashiki Takashi, Nakayama Takenori, Kato Jun. Влияние термической обработки на износостойкость титанового сплава с покрытием Ni-P, нанесенного электролитически // J. Iron and Steel Inst. Jap. – 1995. – 81, №12. – Р. 1156–1161.
117. Белецкий М.С., Гузель В.З. Повышение надежности титановых турбинных лопаток // Тр. Ленингр. инж.-экон. ин-та. – Ленинград: ЛИЭИ. – 1975. – №14. – С. 175–179.
118. Пат. 3267383 Япония, МКИ⁵ С 23 С 28/00. Способ хромирования металлических материалов на основе титана / Андо Кимихико, Мурасю Хироюки, Уцукура Сэцухито, Накоахара Такэси; Тоэта дзидося к. к. – № 2–69025; Заявл. 19.03.90; Оpubл. 18.11.91; – 3 с.
119. Пат. 2230138 Россия, МПК С25D 3/12. Электролит для никелирования титана и его сплавов (Лукомский Ю.А., Шеханов Р.Ф.). Заявл. 08.01.2003. Оpubл. 10.06.2004.
120. Turns E.W., Browning J.W., Jones R.L. Electroplates on titanium: properties and effects // Plat. and Surface Finish. – 1975. – 62, №5. – Р. 443–451.
121. Guang-Xi Lu, Jing-Rong Liu. Nickel diffusion coating of a titanium alloy // 5th Int. Congr. Heat Treat. Mater. – Budapest. – 1986. – Р. 1932–1940.
122. Бодяко М.Н., Шипко А.А., Шатый В.А., Ларичков С.Р. Науглероживание титанового сплава ВТ6 в условиях быстрого нагрева // Защит. покрытия на мет. – 1987. – №12. – С. 29–31.
123. Белецкий В.М., Манжос А.Н., Кузьминская Г.Е. Электрохимическое упрочнение титановых сплавов α - и $\alpha+\beta$ – модификаций // Авиационная промышленность. – 1994. – №11–12. – С. 54–57.
124. Мірненко В.І. Захисні покриття на лопатках компресора силових установок військового призначення // Труды Академії. – К.: НАОУ. – 2004. – №49. – С. 222–227.
125. Kandebo Stanloy W. Rolls-Royce resolves trend 800 cracks // Aviat Week and Space Technol 2001 – 154, №23 – С.52
126. Состав для силицирования изделий из титана и его сплавов: А.с. 945239 СССР, МКИ С 23 С 9/04. / Л.А. Васильев, И.Н. Бурнышев, Л.С. Ляхович, Ю.Н. Пресман, В.Г. Миконенко (СССР). – № 3003485/22–02; Заявл. 04.11.80; Оpubл. 08.10.82, Бюл. №27. – 2 с.
127. Yue T.M., Cheung T.M., Man H.C. The effects of laser surface treatment on the corrosion properties of Ti-6Al-4V alloy in Hank's solution // J. Mater. Sci. Lett. – 2000. – 19, №3. – Р. 205–208.
128. Shimada Katsuhiko, Ueda Shigetomo. Многокомпонентное Al-Cr диффузионное покрытие на титане // J. Jap. Soc. Heat Treat. – 1988. – 28, №4. – Р. 201–206.

129. Ананьин Н.С., Полянський В.М. Химико-термическая обработка титановых сплавов, совмещенная со старением // Сборник трудов 5 Собрания металлургов России. – Краснодар: КубГТУ. – 2001. – С. 163–164.

130. Пат. 2263974 Япония, МКИ⁵ С 23 С 8/64. Поверхностная упрочняющая обработка титана или титановых сплавов / Хасиба Тосими, Судзуки Анихиро, Мидзуно Нобуюки; Дайдо токусюко к. к. – № 1–84585; Заявл. 03.04.89; Опубл. 26.10.90; – 3 с.

131. Федирко В.Н., Соболевский А.Т., Зима М.Н. Повышение жаростойкости промышленных титан-алюминиевых сплавов методом химикотермической обработки // Труды 4 Респ. науч.–техн. конф. «Повыш. надеж. и долговечности машин и сооруж.» – Киев. – 1991. – С. 103–104.

132. Порошковый состав для насыщения титановых сплавов: А.с. 1583465 СССР, МКИ⁵ С 23 С 12/03. / Г.В. Борисенко, О.Л. Ворошнина, А.В. Никончик, Колесников А.А. (СССР). – № 4339936/23–02; Заявл. 08.12.87; Опубл. 07.12.87, Бюл. №29. – 2 с.

133. Состав для молибденосилицирования изделий из титановых сплавов: А.с. 1588801 СССР, МКИ⁵ С 23 С 10/52. / Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин, А.В. Никончик (СССР). – № 4621186/31–02; Заявл. 19.12.88; Опубл. 30.08.90, Бюл. №32. – 2 с.

134. Состав для молибденосилицирования изделий из титановых сплавов: А.с. 1601196 СССР, МКИ⁵ С 23 С 10/52. / Г.В. Борисенко, А.В. Никончик, О.Л. Ворошнина (СССР). – № 4626809/27–02; Заявл. 27.12.88; Опубл. 23.10.90, Бюл. №39. – 2 с.

135. Состав для комплексного насыщения сплавов на основе титана: А.с. 1583463 СССР, МКИ⁵ С 23 С 10/52. / Г.В. Борисенко, А.В. Никончик, О.Л. Ворошнина (СССР). – № 4346568/23–02; Заявл. 21.12.87; Опубл. 07.08.90, Бюл. №29. – 2 с.

136. Ковалев Ю.Г., Немировский М.Б. Поверхностный слой титановых отливок как результат химико-термического процесса // Современ. достиж. в обл. металлургии и термообработ. – Пермь: Пермский политехнич. ин-т. – 1985. – С. 73–80.

137. Cook Stephen D., Georgette Frederick S., Skinner Harry D., Haddad Ray J. Fatigue properties of carbon- and porous-coated Ti-6Al-4V alloy // J. Biomed. Mater. Res. – 1984. – 18, №5. – P. 497–512.

138. Levin L., Vogt R.G., Eylon D., Froes F.H. Fatigue resistance improvement of Ti-6Al-4V by thermochemical treatment // Proc. 5 Int. Conf. “Titanium: Sci. and Technol.”. – Oberursel. – 1985. – P. 2107–2114.

139. Повышение износостойкости деталей из титановых сплавов путем химико-термической обработки / Бурминская Л.Н., Ключкин И.Е., Зотов Н.М.: Волгоград. политехн. ин-т. – Волгоград, 1990. – 7 с. – Рус. – Деп. в Черметинформация 15.12.90, № 5641 – чм90.

140. Состав для химико-термической обработки изделий: А.с. 1006537 СССР, МКИ С 23 С 9/04. / Л.В. Герасимов, Ю.А. Скажутин, Г.В. Пазушкин (СССР). – № 33045818/22–02; Заявл. 24.03.81; Опубл. 12.02.83, Бюл. №11. – 3 с.

141. Green Harry M. Erosion in aircraft jet engines // New Horizons Mater. And Process. – Azusa: Calif. – 1973. – P. 35–46.

142. Браун С.М., Евтушенко О.В. Борирование сплавов титана с молибденом // Порошковая металлургия. – 1977. – №12. – С. 66–69.

143. Raveh A., Inspektor A., Carmi U., Avni R. Boridation of titanium and steels in a low pressure R. F. plasma // Thin. Solid Films. – 1983. – 108, №1. – P. 39–45.

144. Момосэ О., Каваками М. Улучшение свойств поверхности титана путем борирования // Metals and Technol. – 1990. – 60, №11. – P. 6–11.

145. Tokaji Keiro, Ogawa Takeshi, Shibata Hideaki. Нихон кикай гаккай ромбунсю (Влияние газового азотирования на усталостные свойства чистого титана) // *Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A.* – 1991. – 57, №534. – P. 268–273.
146. Kabbaj M., Galerie A., Caillet M. Revêtements composites $TiAl_3$ TiB_2 sur le titane // *J. Less-Common Metals.* – 1986. – 115, №2. – P. 217–224.
147. Krzyminski H., Kunst H. Borieren refraktärer Metalle. I. Veriahrenstechnik. II. Konstitution und Eigenschaften der Boridschichten // *Härter-Techn. Mitt.* – 1973. – 28, №2. – P. 100–109.
148. Коковьякина С.А., Пономарев А.С. Повышение коррозионной стойкости железо-боридных композиций на сплаве ВТ3-1 // *Терм. обраб. мет. – Свердловск: Урал. политехн. ин-т.* – 1989. – С. 127–130.
149. Bazille P. Connaissances actuelles sur la boruration // *Trait. therm.* – 1977. – №111. – P. 31–38.
150. Коковьякина С.А., Пономарев А.С., Чаусова Л.В. Влияние состава смеси на структуру и свойства боридных слоев на титановых сплавах // *Терм. и хим.-терм. обраб. сталей и титан. сплавов.* – Пермь: Пермский политехн. ин-т. – 1987. – С. 106–110.
151. Kornmann M., Funk R. Boride coated titanium – a tough material resistant against corrosion by liquid aluminium // *Aluminium.* – 1977. – 53, №4. – P. 249–252.
152. Инякин А.А., Костогоров Е.П., Струев Н.Э., Ушаков Б.А. Борирование титановых сплавов // *Тез. докл. Всес. науч.-техн. конф. «Нов. матер. и ресурсосберг. технол. терм. и хим.-терм. обраб. в машиностр. и металлургии».* – Новокузнецк. – 1991. – С. 197.
153. Momose Osamu. Твердофазное борирование титана аморфным В и KBF_4 // *J. Surface Finish. Soc. Jap.* – 1989. – 40, №1. – P. 120–121.
154. Shibuya Yoshio, Isobe Kenji, Saton Kenji, Wakabayashi Futori. Борирование в пасте титана и сплава на его основе // *J. Surface Finish. Soc. Jap.* – 1990. – 41, №2. – P. 126–130.
155. Ефимова Л.А., Белова С.А. Исследование комплексного насыщения хромом, алюминием и углеродом титанового сплава ВТ3-1 // *Терм. и хим.-терм. обраб. сталей и титан. сплавов.* – Пермь: Пермский политехн. ин-т. – 1987. – С. 115–118.
156. Влияние диффузионного хромирования на структуру и свойства титанового сплава ВТ3-1 / Ефимова Л.А., Вологжанин О.И.: Перм. политехн. ин-т. – Пермь, 1985. – 5 с. – Рус. – Деп. в ЦНИИЭИЦветмет 24.07.85, № 1296цм–85.
157. Коломиец А.В. Силицирование титановых сплавов в порошковых средах // *Труды 4 Собр. металлосведов России.* – Ч.1. – Пенза. – 1998. – С. 116–117.
158. Пресман Ю.Н. Химико-термическая обработка титана и его сплавов // *Металлургия.* – 1979. – №13. – С. 183–185.
159. Oshida Haruhisa, Ueda Shigetomo. Упрочнение поверхности и повышение сопротивления высокотемпературному окислению титана путем диффузионного силицирования // *J. Surface Finish. Soc. Jap.* – 1989. – 40, №1. – P. 126–127.
160. Бурнышев Н.Н., Вдовин С.Ф. Коррозионная стойкость титановых сплавов с диффузионными покрытиями // *Тез. докл. 6 Омс. науч.-практ. конф. «Коррозия и защита мет. в хим., нефтехим. пром–сти и машиностр.».* – Омск. – 1990. – С. 28–29.
161. Бурнышев И.Н., Васильев Л.А., Миконенко В.Г. Термоциклическая стойкость силицированного титанового сплава ОТ4 // *Изв. вузов. Цв. металлургия.* – 1985. – №4. – С. 88–90.

162. Состав для силицирования изделий из титана и его сплавов: А.с. 945239 СССР, МКИ С 23 С 9/04. / Л.А. Васильев, И.Н. Бурнышев, Л.С. Ляхович, Ю.Н. Пресман, В.Г. Миконенко (СССР). – № 3003485/22–02; Заявл. 04.11.80; Оpubл. 08.10.82, Бюл. №27. – 2 с.
163. Frazier William E., Polakovics Donald, Koegel Wayne Классификация металлических материалов и конструкций для авиакосмического применения // JOM: J. Miner, Metals and Mater Soc. – 2001. – 53, №3. – Р. 16–18.
164. Состав для силицирования титановых сплавов: А.с. 808552 СССР, МКИ⁵ С 23 С 9/00. / Л.А. Васильев, Ю.Н. Пресман, И.Н. Бурнышев, Л.С. Ляхович, Г.В. Борисенко, В.Г. Миконенко (СССР). – № 2773244; Заявл. 29.05.79; Оpubл. 03.03.81, Бюл. №22. – 2 с.
165. Кулик А.Я., Пресман Ю.Н., Ляхович Л.С., Косачевский Л.Н. Физико-механические свойства диффузионных покрытий на титановых сплавах // Металловедение и терм. обработка мет. – 1974. – №10. – С. 17–20.
166. Пат. кл. 12 А 3 Япония, МКИ С 23 С 9/00. Упрочняющая обработка титана и его сплавов / Тайба Дзэнсоку, Маэда Кикию (Япония); Эну тэ эню тоё бэарингу к. к.. – № 53–51583; Заявл. 27.04.78; Оpubл. 06.11.79. – 2 с.
167. Niinomi M., Gong B., Kobayashi T., Ohyabu Y. Improvement in mechanical properties of $\alpha+\beta$ type titanium alloys by microstructural control using thermochemical processing // Proc. Symp. 7th World Titanium Conf. “Titanium’92: Sci. and Technol.” – San Diego (Calif.). – 1992. – Р. 853–860.
168. Федорак Р.М. Дифузійне залізнення та цементация титану. // Металознавство та обробка металів. – 1998. – №4. – С. 52–55.
169. Влияние цианирования на работоспособность компрессорных лопаток из сплава BT-8 / Трескунов Б.А., Ищенко О.В., Шевченко В.Г., Ибрагим Г.; Запорож. машиностроит. Ин-т. – Запорожье, 1986. – 5с. – Рус. – Деп. в УкрНИИТИ 13.11.86, №2604–Ук.
170. Федірко В.М., Яськів О.І., Погрелюк І.М. Вплив параметрів азотованих шарів на корозійну тривкість титанових сплавів у розчинах кислот // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – №6. – С. 111–113.
171. Федірко В., Яськів О., Притула А. Азотування і борування титанових сплавів – перспективи комбінованого оброблення // Машинознавство. – 2003. – №4. – С. 23–26.
172. Федірко В.М., Погрелюк І.М. Про роль температурного фактору в процесі азотування титанових сплавів в розрядженій динамічній атмосфері азоту // Фіз. хим. мех. матер. – 1990. – 26, № 5. – С. 76–79.
173. Мицумацу Ф., Нива Е., Сибата Х. Термообработка и окрашивание Ti и его сплавов // Metals and Technol. – 1989. – 59, №5. – Р. 27–34.
174. Roliński E. Effect of nitriding on the surface structure of titanium // J. Less–Common Metals. – 1988. – 141, №1. – Р. L11–L14.
175. Борискина Н.Г., Шашков Д.П., Кенина Е.М., Михалин В.М. Влияние азотирования на структуру поверхностных слоев и свойства титановых сплавов AT3 и AT6 // Металловед. и терм. обраб. мет. – 1981. – №7. – С.47–50.
176. Максимович Г.Г., Погрелюк И.Н., Федирко В.Н. Закономерности формирования структуры азотированных слоев титановых сплавов // Металловед. и терм. обраб. мет. – 1986. – №6. – С.11–14.
177. Яськів О.І. Оптимізація структурно–фазового стану азотованих шарів на титанових сплавах з метою підвищення корозійної тривкості в агресивних середовищах: Автореф. дис.. канд. техн. наук: 05.02.01 // Фіз.–мех. ін–т ім. Г.В. Карпенка НАН України. – Л., 2000. – 17 с.

178. Шашков Д.П., Виноградов А.В., Полохов В.Н. Кинетика азотирования и износостойкость титановых сплавов // Изв. АН СССР. Мет. – 1981. – №6. – С. 172–177.
179. Пат. 57–60872 Япония, МКИ С 23 С 11/14, G 04 В 37/00. Упрочнение поверхности титана и его сплавов / Хасимото Эйго, Судзуки Акио (Япония); Ситидзун токэй к. к. – № 50–29129; Заявл. 12.03.75; Оpubл. 29.10.82. – 3 с.
180. Федирко В.Н., Погрелюк И.Н. О кинетике азотирования титановых сплавов при температуре 1173 К // Физ.-хим. мех. материалов – 1983. – 19, №6. – С. 33–35.
181. Miiller C., Holzwarth U., Gregory J.K. Influence of nitriding on microstructure and fatigue behavior of a solute-rich beta titanium alloy // Fatigue and Fract. Eng. Mater. and Struct. – 1997. – 20, № 12. – P. 1665–1676.
182. Gregory J.K., Müller C., Holzwarth U. HIP–nitriding of a solute-rich beta alloy – surface microstructural changes // GKSS. [Rept]. – 1994. – № E78. – P. 3–12.
183. Zhao Bin, Sun Jian, Wu Jian Sheng, Yuan Zhao Xin. Gas nitriding behavior of TiAl based alloys in an ammonia atmosphere // Scr. Mater. – 2002. – 46, №8. – P. 581–586.
184. Пат. 650532 Швейцария, МКИ С 23 С 8/24. Verfahren zur Bildung einer Härteschicht im Bauteil aus Elementen der vierten, fünften oder sechsten Nebengruppen des periodischen Systems oder deren Legierungen / Drahtwerke A.G. (Швейцария). – № 5313/82; Заявл. 07.09.82.; Оpubл. 31.07.85. – 2 с.
185. Патент 54–93700 кл. 15 М 2 Япония, МКИ С 01 В 21/06. Активирование титана / Накаэ Хидэо, Мурои Кацуми (Япония); К. к. Хитати сэйсакусё. – № 53–230; Заявл. 6.01.78; Оpubл. 24.07.79; – 2 с.
186. Патент 62–74065 Япония, МКИ С 23 С 8/24. Трущийся материал из титана / Футакура Кэнъитиро (Япония); Тайхо коге к.к. – №60–213638; Заявл. 28.09.85; Оpubл. 04.04.87. – 3 с.
187. Патент 61–60956 Япония, МКИ С 23 С 8/24. Способ упрочнения поверхности титана // Сато Дзюндзи (Япония); Ситидзун токей к.к. – № 59–193480; Заявл. 14.09.84; Оpubл. 10.04.86. – 2 с.
188. Сыропятов В.Я., Зинченко В. М., Барелко В. В. Каталитическое азотирование как путь снижения температуры поверхностного упрочнения титана и его сплавов // Труды 4 Собр. металлосведов России. – Ч. 1. – Пенза. – 1998. – С. 91–93.
189. Fatu Sergiu Study and experimental research on nitration of Ti-6Al-4V type titanium alloys // Bull. Transylvania Univ. Brasov A. – 1995. – № 1. – P. 185–190.
190. Thongtem Somchai, Thongtem Titipun, McNallan Michael. Surface modification of the Ti–Al alloys at 1000–1200 K // Surface and Interface Anal. – 2001. – 32, № 1. – P. 214–217.
191. Федірко В. М., Погрелюк І. М., Яськів О. І. Азотування як метод підвищення зносостійкості титану та сплавів на його основі // Пробл. трибол. – 1996. – № 2. – С. 52–56.
192. Nagiwaru Yoshitoshi, Takahashi Kyu. Development of surface treatment and application to mass-production of titanium connecting rods // SAE Techn. Pap. Ser. – 1989. – № 891769. – P. 151–157.
193. Deng Zhenying, Xia Zhihua Rare Earths and Antimony Titanium // Proc. 1st Int. Conf. Met. and Mater. Sci. “W–Ti–RE–Sb’86”. – Vol. 2. – Oxford. – 1989. – P. 971–975.
194. Погрелюк И.Н. Кинетика азотирования титановых сплавов при температурах 1073...1373 К // Матер. 12 конферен. мол. ученых Физ–мех ин-та АН УССР. Секц. физ–хим. мех. матер. – Ч.2. – Львов: Физ–мех ин-т АН УССР. – 1986. – С. 46–48.

195. Heat treatment of titanium mono-nitride / Sohn Yong-Un, Bars J. P., Etchessahar E., Harmelin M., Debuigne J. // Proc. Symp. 7th World Titanium Conf. "Titanium'92: Sci. and Technol." – San Diego (Calif.). – 1992. – P. 1976–1989.
196. Thongtem Somchai, Thongtem Titipun, McNallan Michael. High-temperature nitridation and oxidation of Ti-based alloys // Surface and Interface Anal. – 2001. – 32, №1. – P. 306–309.
197. Fedirko V M., Pohreliuk I.M., Kalakhan O.S. Corrosion behaviour of surface titanium layer in acid solutions after nitrogen thermodiffusion saturation // Mater. and Corros. – 1998. – 49, № 6. – P. 435–439.
198. Morita Tatsuro, Shimizu Masao, Kawasaki Kazuhiro, Shiba Takayo Усталостные свойства азотированного Ti-6Al-4V сплава // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 1990. – №529. – P. 1915–1919.
199. Арзамасов Б.Н., Громов В.И. Повышение износостойкости титановых сплавов методом ионной химико-термической обработки // Трение и износ. – 1998. – 19, №2. – С.224–226.
200. Панайоти Т.А., Соловьев Г.В. Структура, фазовый состав и твердость азотированного титана // Металловед. и терм. обраб. мет. – 1992. – №9. – С. 34–38.
201. Bollinger H., Bücken B., Wilberg R. Untersuchungen zum Glimmnitrieren von Titan // Metalloberfläche. – 1977. – 31, №8. – P. 329–333.
202. Blawert C., Mordike B.L. Nitrogen plasma immersion ion implantation of pure titanium and its alloys // Proc. 10th Congr. Int. Fed. Heat Treat. And Surface Eng. Brighton. – Brighton. – 1996. – P. 99–100.
203. Tesi B., Vacci T., Badini C., Gianoglio C. Ion-nitriding techniques for titanium and titanium alloys // Proc. Int. Conf. "Heat Treat.'87". – London. – 1988. – P. 45–53.
204. Mizera J., Fillit R.Y., Wierzchoń T. Residual stresses in nitrided layers produced on titanium alloys under glow discharge conditions // J. Mater. Sci. Lett. – 1998. – 17, №15. – С. 1291.
205. Ляшенко Б.А., Клименко С.А. Тенденции развития упрочняющей поверхностной обработкой и положение в Украине // Сучасне машинобудування. – 1999. – №1. – С. 94–104.
206. Дубинина Г.Н., Когана Я.Д. Прогрессивные методы химико-термической обработки. – М.: Машиностроение, 1979. – 184 с.
207. Скворцова С.В., Лукина Е.А., Карпов В.Н. и др. Коррозионная стойкость титановых сплавов, подвергнутых ионно-плазменной обработке // Технол. легк. сплавов, 2008. – № 3. – С.116-122.
208. Пат. 2226227 Россия, с23С 14/06. Способ защиты от солевой коррозии, пылевой и капельно-ударной эрозии. Опубл. 27.03.2004.
209. Чернявский А.И., Сарычев С.М., Левочкин А.А. и др. Комбинированное поверхностное упрочнение инструмента из сплава ВТ20 // НМТ-2002. Тез. докл. Всерос. НТК, Москва, 22-23 окт. 2002, Т.1. М.: Изд-во МАТИ РГТУ, 2002. – С.51-52.
210. Wey Myong-yong, Park Yong-gwon, Ikenada Masuru-Enhanced wear and fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy modified by plasma carburizing / CrN coating // J. Mater. and Met. 2005. – 4, № 2. – с.102-108.
211. Иванов А.С. Насыщение бором и фосфором никелевых покрытий // 1 собр. металлослов России, 22-24 сент., 1993: Тез. докл. / Приволж. дом науч.-техн. проп. – Пенза, 1993. – С.50.

212. Иванов А.С., Потехин А.Р., Соколов А.Н. Высокотемпературное упрочнение никелевых покрытий на титановых сплавах // Терм. обраб. стали: теория, технол., техн. эксперим. / Дон. гос. техн. ун-т – Ростов н/Д, 1994. – С.84-89.
213. Brunelli K., Dabala M., Dughiero F. et. al. Dighiero F. et. al. Diffusion treatment of Ti-B coatings by induction heating to harden the surface of Ti6Al4V alloy // Mater. Chem. and Phys. – 2009. – 115, № 1. – С.467-472.
214. Al-Aqeeli N., Yilbas B.S., Tabet N. The effect of laser pulse frequency on the microstructure and morphology of duplex treatment Ti6Al4V alloy // Surface and Coat. Technol. – 2011 – 205, № 8-9. – С.3073-3079.
215. Тарасов А.Н. Комплексная химико-термическая и лазерная обработка деталей из титановых сплавов // Перспект. матер. – 1999. – № 1. – С.80-83.
216. Киндрачук М.В., Шевченко А.Л., Костин В.А. и др. Влияние предварительной лазерной обработки на процесс азотирования титанового сплава ВТ6 // Пробл. тертя та знош.: н.-т. зб.: – К.: «НАУ-друк», 2010. – Вип.52. – С.140-151.
217. Кульгавый Э.А., Киндрачук М.В., Шевченко А.Л. и др. Механизм износа азотированных покрытий на титановом сплаве ВТ6 // Пробл. тертя та знош.: н.-т. зб.: – К.: «НАУ-друк», 2010. – Вип.54. – С.19-30.
218. Бондар В.І., Данільченко В.Ю., Прокопенко Г.І. та ін. Лазерно-ультразвукова обробка титанового сплава ВТ-22 // Доп. Нац. АН України, 2003, № 9. – С.97-102.
219. Карпий С.В., Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А. и др. Формирование электронно-пучковой обработкой качественной поверхности титана ВТ1-0 после электровзрывного легирования алюминием // Научное наследие И.Бардина – Труды Всеросс. ТНК, посвященной 125-летию И.Бардина. Новокузнецк, 2008, Новокузнецк: СибГИУ, 2008. – С.75-78.
220. Карпий С.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А. и др. Влиянии импульсной электронно-пучковой обработки на зону электровзрывного азотирования титана // Вестн. гор.-металл. секц. РАЕН. Отделение металлургии, 2009. – № 24. – С.171-174.
221. Иванов Ю.Ф., Карпий С.В., Коваль Н.Н. и др. Морфология поверхности титана ВТ1-0 после электровзрывного легирования алюминием и электронно-пучковой обработки // Деформация и разрушение матер., 2009, № 9. – С.39-41.
222. Карпий С.В., Морозов М.М., Будовский Е.А. и др. Структурно-фазовые состояния титана после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки // Успехи физ. мет. – 2010. – 11, № 3. – С.273-293.
223. Карпий С.В., Морозов М.М., Иванов Ю.Ф. и др. Структурно-фазовые состояния поверхностных слоев титана ВТ1-0 после взрывного бороалитирования и электронно-пучковой обработки // Материаловедение – 2010. – № 10. – С.61-64.
224. Гордиенко А.И., Поболь И.Л., Хейфец М.Л. и др. Электронно-лучевое упрочнение поверхностей титановых сплавов с покрытиями // Упрочняющ. технол. и покрытия – 2011, № 12. – С.21-26.
225. Карпий С.В., Морозов М.М., Иванов Ю.Ф. и др. Структура и фазовый состав титана ВТ1-0 после электровзрывного бороалитирования и электронно-лучевой обработки // Перспект. матер. 2011, № 1. – С.82-88.
226. Ковалев А.П., Белых Л.П. исследование физического состояния поверхностного слоя титановых сплавов после комбинированного технологического воздействия // Изв. вузов Машиностр. 2005, № 8. – С.59-64.
227. Заявка 1849882 ЕПВ, МПК С23С 8/36, В24С 11/00. Method of surface treatment for titanium alloy member of aerospace instrument. Опубл. 31.10.2007.

228. Колеватов В.В. Повышение несущей способности покрытий на титановых сплавах с помощью предварительного упрочнения ППД // Упрочняющ. технол. и покрытия, 2006. – № 2. – С.27-29.
229. Yu Z.L., Li S.X., Liu Y.Y. et al. Effect of surface treatments on fatigue life of Ti-6-22-22 alloy at room and high temperatures // Mater. Sci. and Eng. A., 2004. – 383, № 2. – С.С.283-288.
230. Шипко А.А., Даричков С.Р., Кремко Е.В. Обработка газотермических покрытий на титановых сплавах с использованием индукционного нагрева // Разраб. и применение технол., оборуд. и матер. для газотерм. процессов нанесения защит. покрытий: Тез. науч.-практ. конф., Минск, 5-6 июня 1990. – Минск, 1990. – С.16-17.
231. Garbacz H., Wicinski P., Ossowski M. et al. Surface engineering techniques used for improving the mechanical and tribological properties of the Ti6Al4V alloy // Surface and Coat. Technol. 2008. – 202, № 11. – С.2453-2457.
232. Неровный В.М., Чернова Т.Г. Повышение износостойкости деталей из титановых сплавов плазменно-дуговым методом в вакууме // Упрочняющ. технол. и покрытия, 2005. – № 6. – С.36-40.
233. Семон Б.Й., Мірненко В.І., Єрмолаєв В.В. Технологічне забезпечення довговічності лопаток компресорів авіаційних газотурбінних двигунів // Зб. наук. пр. НЦ ВПС України. – Київ: НЦ ВПС України. – № 7. – 2004. – С 223–231.
234. Амирханова Н.А., Нуриева Р.Х., Дмитриева О.А. Коррозионное поведение титановых сплавов с модифицированной поверхностью // Соврем. пробл. коррозии в нар. х-ве: Зонал. науч.-техн. конф. – Уфа (Россия). – 1990. – С. 13.
235. Creation of TiN paths on titanium alloy OT4–1 by the use of a laser beam / Zimnicki J., Roźniakowski K., Wendler B. and others/ J. Mater. Sci. – 1998. – 33, №5. – P. 1385–1388.
236. Лазаренко Б.Р., Лазаренко Н.И. Электрическая эрозия металлов. Вып. 1. - М.: Госэнергоиздат, - 1944. – 60 с.
237. Лазаренко Б.Р., Лазаренко Н.И., Бакал С.З., Мастика Г.Л. Об электроискровом легировании металлических поверхностей в вакууме // ЭОМ. 1973, № 6. С.34-36.
238. Самсонов Г.В., Верхотуров А.Д., Бовкун Г. А., Сычев В.С. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Киев: наук. думка. 1976. 220 с.
239. Самсонов Г.В., Верхотуров А.Д. Закономерности эрозии катода и анода при электроискровом упрочнении // Электронная обработка материалов. 1968. № 1. С. 25-29.
240. Золотых Б.Н. Физические основы электроискровой обработки металлов. М.: ГИТТЛ. 1953. 108 с.
241. Золотых Б.Н. Электроискровой контактный способ упрочнения металлических поверхностей. М.-Л.: Госэнергоиздат, 1951. - 55 с.
242. Верхотуров А.Д. Научные основы формирования легированного слоя и создание электродных материалов при электроискровом легировании / дисс. д.т.н. Киев: ИМП НАНУ. 1984. -532 с.
243. Верхотуров А.Д., Физико-химические основы процесса электроискрового легирования металлических поверхностей. – Владивосток: Дальнаука, 1992. 180 с.
244. Верхотуров А.Д., Гордиенко П.С., Достовалов В.А., Коневцов Л.А., Панин Е.С. Высокоэнергетическое воздействие на вольфрамсодержащие материалы и металлы. Владивосток: Изд-во ДФУ, 2012. 472 с.
245. Верхотуров А.Д., Муха И.М. Технология электроискрового легирования металлических поверхностей. Киев: Техника, 1988. 181 с.

246. Самсонов Г.В., Верхотуров А.Д., Репкин Ю.Д. Закономерности формирования упрочённого слоя в процессе электроискрового легирования // Физика и химия обработки материалов. 1972, № 2. С. 110-114.
247. Самсонов Г.В., Пилянкевич А.Н., Верхотуров А.Д., Репкин Ю.Д. Исследование структуры и некоторых свойств упрочнённых слоёв при электроискровом легировании // Электронная обработка материалов. 1973. № 4. С. 21-81.
248. Верхотуров А.Д. Некоторые вопросы теории и практики метода электроискрового легирования металлических поверхностей // Физика и химия обработки материалов. – 1993, № 3. – с. 60-68.
249. Сычёв В.С., Верхотуров А.Д. Особенности эрозии и переноса материалов катода на анод при электроискровом легировании // Электронная обработка материалов. 1974. № 4. С. 39-41.
250. Иванов Е.Г. Научно-методические материалы по защитным покрытиям лопаток компрессора ГТД. – М.: Изд. ВВИА им. проф. Н.Е. Жуковского, 1982. – 116 с.
251. Мірненко В.І. Вакуум–плазмовий метод нанесення багатофункціональних покриттів на лопатки компресора силових установок літальних апаратів військового призначення // Труды академії. – К.: НАОУ. – №50. – 2004. – С. 276–282.
252. Кулагин И.С., Духота А.И. О применении газотермических покрытиях при ремонте деталей авиационной техники, подвергающихся статическим и циклическим нагрузкам // Повышение эффективности систем и методов ремонта ВС. – Москва: Воздушный транспорт. – 1982. – С. 115–117.
253. Богуслаев В.А., Долматов А.И., Сергеев С.В. Перспективы развития метода детонационного нанесения покрытий // Технологические системы. – 2001. – №4. – С. 5–9.
254. Кудрин А.П., Лабунец В.Ф. Перспективные направления в области поверхностного упрочнения и восстановления деталей авиационной техники // Технологические системы. – 2002. – №5. – С. 14–18.
255. Берман А.Ф. Деградация механических систем. – Н.: Наука, 1998. – 319 с.
256. Усталость жаропрочных сплавов и рабочих лопаток ГТД / Грязнов Б.А., Городецкий С.С., Налимов Ю.С. и др. – К.: Наукова думка, 1992. – 264 с.
257. Синергетика и фракталы в материаловедении / В.С. Иванов, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксогоев. – М.: Наука, 1994. – 383 с.
258. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. – М.: Недра, 1996. – 591 с.
259. Ходеев Ф.П., Щеголев Г.П., Бут Е.Н. и др. Изменение геометрических параметров профилей лопаток осевых компрессоров турбовальных ГТД в процессе эксплуатации // Авиационная промышленность. – 1995. – №3–4. – С.38–41.
260. Пивоваров В.А. Нормирование безопасной повреждаемости лопаток ГТД с учетом влияния эксплуатационных факторов // Проблемы безопасности полетов. – Москва:ВИНИТИ. – 1995. – №1. – С.11–14.
261. Elsner Wolfgang Schäden im Heißgaspfad von Gasturbinen und ihre Ursachen // Allianz Rept. Risiko und Sicherheit. – 1998 – 71, №2 – С.97–103, 153–159.
262. Сопротивление материалов деформированию и разрушению. Часть 1 / Трощенко В.Т., Красовский А.Я., Покровский В.В. и др. – К.: Наукова думка, 1994. – 286 с.
263. Naeem M., Singh R., Probert D. Implications of engine's deterioration upon an aero-engine HP turbine blade's thermal fatigue life // Int. J. Fatigue. – 2000. – 22, №2. – P.147–160.

264. Chen Xi, Hutchinson John W. Foreign object damage and fatigue crack threshold: Cracking outside shallow indents // *Int. J. Frakt.* – 2001. – №1. – P.31–51.
265. Иванов С.А., Иванов А.В., Рыбников А.И. и др. Исследование рабочих лопаток газовых турбин после наработки для определения возможности их эксплуатации // *Турбина и компрессор.* – 2001. – №14. – С. 9–13.
266. Тюнин В.Д. Износостойкость авиационных деталей: Учебное пособие. – К.: КВВАИУ, 1978. – 35 с.
267. Swanekamp Robert. Monitoring and maintaining advanced gas turbines // *Power (USA).* – 2001. – 145, № 2. – P. 55–56, 58, 60–62, 64, 66, 68, 70, 72, 74.
268. Справочник по текущему и среднему ремонту авиационной техники / В.Г. Александров, Б.В. Выржковский, А.М. Мещеряков, Ф.Г. Янковский / Под ред. В.Г. Александрова. – М.: ВИМО СССР, 1975. – 386 с.
269. Трощенко В.Т., Грязнов Б.А., Налимов Ю.С. Влияние технологических и эксплуатационных факторов на сопротивление усталости и живучесть рабочих лопаток ГТД // *Вибрации в технике и технологиях.* – 2001. – №5 (21). – С.2–6.
270. Петухов А.Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. – М.: Машиностроение, 1993. – 240 с.
271. Нечаев Ю.Н. Теория авиационных двигателей. – М.: ВВИА им. проф. Н.Е. Жуковского, 1990. – 703 с.
272. Prokopenko A.N. Increase in strength of helicopter gas-turbine engine compressor blades under gas-abrasive wear conditions // *Weld. World.* – 1994. – 33, №6. – P.413–414.
273. Эрозия выходных кромок лопаток турбин Т-250/300-240/ Хаимов В.А., Котляр О.Е., Ломакин Б.В., Зройчиков Н.А., Лукин С.В. // *Тяжелое машиностроение.* – 1997. – №11 – С.8–11.
274. Орлов П.В. Компрессоры газотурбинных двигателей. – К.: КВВАИУ, 1978. – 76 с.
275. Вертолетный газотурбинный двигатель ТВЗ-117 / Резник В.А., Шахов А.И., Тихомиров Ю.П. и др. – М.: изд. ВВИА им. проф. Н.Е. Жуковского, 1981. – 206 с. – инв. №15149/000327 ДСП.
276. Smialek James L., Archer Frances A., Garlick Ralph G. Turbine airfoil degradation in the Persian Gull war// *JOM: J. Miner., Metals and Mater. Soc.* – 1994. – 46, №12. – P.39–41.
277. Boyce B.L., Peters J.O., McNaney J.M., Ritchie R.O. Understanding foreign object damage through spatially resolved residual stress measurements// *JOM: J. Miner., Metals and Mater. Soc.* – 2000. – 52, №11. – P.178.
278. Новиков Г.А., Милова Е.А. Исследование характеристик сопротивления усталости поврежденных лопаток компрессора // *Труды Междунар. науч.-техн. конф. посв. памяти Н.Д. Кузнецова.* – Ч.1. – Самара: Самар. науч. центр РАН. – 2001. – С.239.
279. Терещенко Ю.М., Бойко Л.Г., Мамлюк О.В. Газотурбінні двигуни літальних апаратів. – К.: Вища школа, 2000. – 319 с.
280. Пат. 6089824 США, МПК⁷ F 01 D 5/12. Introduced in protection element against bird ingestion into aircraft turbines / Soares Eduardo Alves Tinoco. № 09/110601; Заявл. 06.07.1998; Опубл. 18.07.2000; НПК 415/121.1 – 2 с.
281. Несущая способность рабочих лопаток ГТД при вибрационных нагрузениях / Трощенко В.Т., Матвеев В.В., Грязнов Б.А. и др. – К.: Наукова думка, 1981. – 314 с.
282. Stalder J.–P. Gas turbine compressor washing state of the art: Field experiences // *Trans. ASME. J. Eng. Gas Turbines and Power.* – 2001. – 123, № 2. – P.363–370.

283. Гецов Л.Б., Мадорский А.Л., Терещенко А.Г. и др. Влияние золотых отложений на жаропрочность материалов лопаток ГТУ // Проблемы прочности. – 1989. – №1. – С.71–76.
284. Sakada Tadashi, Hatakeyama Shingo, Shimizu Toshiaki. Chiba kogyo daigaku hokoku // Rept Chiba Inst. Technol. – 2001. – № 48. – P.19–24.
285. Tarabrin A.P., Schurovsky V.A., Bodrov A.I., Stalder J.–P. Analysis of compressor fouling and a blade cleaning method // Trans. ASME. J. Turbomach. – 1998. – 120, №2. – P.256–261.
286. Круглов Е.П., Павлов А.Ф., Хакимова Г.Э., Шарафутдинов Ф.И. Очистка углеродистых отложений с поверхности узлов после эксплуатации // Вестник Казан. гос. техн. ун-та. – 1998. – №2. – С.60.
287. Бодров А.И. Исследование загрязнения и усовершенствование системы промывки проточной части осевых компрессоров ГТУ: Автореф. дис... к-та. техн. наук. 01.02.05 / Санк.–Петербург. ин–т машиностр. – С–П., 1999. – 25 с.
288. Simon Ralt, König Nikolaus Optimale Reinigungsintervalle // BWK: Brenst. –Warme-Kraft. –1999. – 51, №3. – P. 45–47, 53.
289. Гриценко Е.А., Идельсон А.М. Моделирование засоления проточной части ГТД // Техн. воздуш. флота. – 70, №1–2. – С.43–45.
290. Пат. 5984454 США, МПК⁶ В 32 В 5/16. Anti-fouling coating for turbomachinery / McMordie Bruce G., Mosser Mark F.; Sermatech International Inc. – № 08/949812; Заявл. 14.10.97; Опубл. 16.11.99; НПК 428/413.
291. Кузнецов Н.Д., Цейтлин В.И. Эквивалентные испытания газотурбинных двигателей. – М.:Машиностроение, 1976. – 216 с.
292. Орлов К.Я., Пархимович В.А. Ремонт самолетов и вертолетов: Учебник для авиац. училищ. – М.: Транспорт, 1986. – 295 с.
293. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных солев материалов. – М.: Наука, 1983. – 280 с.
294. Новиков И.И., Ермишкин В.А. Микромеханизмы разрушения металлов. – М.: Наука, 1991. – 366 с.
295. Плювинаж Г. Механика упругопластического разрушения. – М.: Мир, 1993. – 448 с.
296. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Панин В.Е., Гринев Ю.В., Данилов В.И. и др. – Н.: Наука, 1994. – 255 с.
297. Кулешов В.В. Турбореактивный двухконтурный двигатель с форсажной камерой сгорания РД-33-2С. – М.: ВВИА им. проф. Н.Е. Жуковского, 1986. – 328 с.
298. ГОСТ 23537–79. Лопатки авиационных осевых компрессоров и турбин. Термины и определения. – М.: Государственный Комитет СССР по стандартам, 1979. – 30 с.
299. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора. Часть 1. / Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д. и др. – 3.: ОАО «Мотор Сич», 2003. – 396 с.
300. Каблов Е.Н. Новые материалы и технологии – определяющий фактор развития авиационной техники // Технологические системы. – 1999. – №1. – С. 27–29.
301. Копылов А.А., Падеров А.Н., Векслер Ю.Г., Палеева С.Я., Стяжкин В.А. Карбонитридное титановое покрытие для компрессорных лопаток турбин // Защита металлов. – 1999. – 35, №1. – С. 65–67.
302. Витязь П.А., Дубровская Г.Н., Кирилюк Л.М. Газофазное осаждение покрытий из нитрида титана. – Мн.: Наука и техника, 1983. – 96 с.

303. Фролов К.В. Современные методы упрочнения поверхностей деталей машин: аналитический обзор по проблеме «Прочность, долговечность и надежность продукции машиностроения» – М.: Инст. машиновед. им. А.А. Благонравова АН СССР, 1989. – 282 с.
304. Готра З.Ю. Технология микроэлектронных устройств. Справочник. – М.: Радио и связь, 1991. – С.262–294.
305. Дороднов А.М., Петросов В.А. О физических принципах и типах вакуумных технологических плазменных устройств // Журнал теоретической физики. 1981. Т. 51, № 3. С. 504-524.
306. Гришин С.Д., Лесков Л.В., Козлов Н.П. Плазменные ускорители. – М.: Машиностроение, 1983. – 231 с.
307. Барабанов Б.Н., Блинов И.Г., Дороднов А.М. Аппаратура плазменной технологии высоких энергий – "холодные" системы для генерации плазм проводящих твердых веществ // Физика и химия обработки материалов. – 1978. – № 1. – С. 44–51.
308. Вакуумные сильноточные плазменные устройства и их применение в технологическом оборудовании микроэлектроники / И.Г. Блинов, А.М. Дороднов, В.Е. Минайчев и др. – М.: Экономика, 1974. – 85 с.
309. Андреев А.А., Брень В.Г., Вакула С.И. Применение стационарных эрозионных плазменных ускорителей для получения покрытий (метод КИБ) и результаты исследования материалов плазменных конденсатов на основе тугоплавких металлов и углерода // Труды III Всесоюзн. конф. по плазменным ускорителям. – Минск: ИФ АН БССР. – 1976. – С. 218–219.
310. Джиламур А.С., Локвуд Д.П. Импульсные генераторы металлической плазмы // ТИИЭР – 1972. – 60, № 8. – С. 65–80.
311. Кулик А.Я., Пресман Ю.Н., Ляхович Л.С. Диффузионное карбонитрирование титана // Защит. покрытия на металлах. – Киев: «Наук. думка». – 1974. – №8. – С. 104–106.
312. Любимов Г.А., Раховский В.И. Катодное пятно вакуумной дуги // УФИ – 1978. – 125, №.4. – С. 665–706.
313. Лунев В.М., Овчаренко В.Д., Хорошах В.М. Исследование некоторых характеристик плазмы вакуумной дуги // Журнал теоретической физики, 1983. – Т.79, №7. – С. 1486–1490.
314. Черняев В.Н., Кондрашин А.А. Исследование способов возбуждения импульсного вакуумно-дугового разряда с помощью дуги малой мощности // Электронная техника. – 1982. – №5. – С. 72–74.
315. Гришин С.Д., Дороднов А.М., Козлов Н.П., Лесков Л.В. Основные закономерности импульсного плазменного метода нанесения проводящих пленок в вакууме // Физика и химия обработки материалов. – 1975. – № 3. – С.57–64.
316. Самойленко Г.М., Юшков Ю.Г., Чумерин П.Ю. и др. Исследование резистивных характеристик медных покрытий на диэлектрическом основании, полученных методом вакуумно-дугового испарения // Изв. вузов. Физ. – 2010 – 53, № 10. – Ч.2. – С.146-149.
317. Береснев В.М., Турбин П.В., Ковалева М.Г. и др. Адгезионная прочность нанокompозитных покрытий TiN и Zr-Ti-Si-N, нанесенных вакуумно-дуговыми методами // 4 Междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», М., 25-28 окт. 2011: Сб. материалов. М., 2011. – С.453-454.
318. Махмуд Ахмед М., Кирик Г.В., Онанченко Е.Л. и др. Влияние высокочастотной стимуляции на структуру и свойства наноструктурных покрытий из TiN и Ti-Si-N и Zr-Ti-Si-N, осажденных на сталь // Металлофиз. и нов. технол., 2011. – 33, № 11. – С.1529-1542.

319. Долинский А.А., Басюк Б.И., Гулый С.И., Накарчевская А.И., Шуркова Ю.А. Дискретно-импульсный ввод энергии в теплотехнологиях – Киев: РИО ИТТФ, 1996. – С. 207.
320. Nazmy M., Staubli M. Alloy modification of γ TiAl for improved mechanical properties // *Scr. met. Et mater.* – 1994. – 31, №7. – P. 829–833.
321. French Robert D. Titanium for high temperature applications // *Proc. Int. Conf. “Titanium. Sci. and Technol.”* – New York (USA). – 1973. – P. 2195–2205.
322. Пат. 4250 Україна, МКП 7 C23C14/00, C23C14/24, C23C14/26. Установка для вакуум-плазмового напилення: Мірненко В.І., Ляшенко Б.А., Рутковський А.В., Семон Б.Й.; Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України. – № 2004032217; Заявл. 25.03.04; Опубл. 17.01.05, Бюл. №1 – 5.2 с.
323. Демчишин А.В., Курапов Ю.А., Гончаров А.А. и др. Исследовательская ионно-плазменная установка для нанесения покрытий в вакууме // *Пробл. спец. электротехнологии.* – 2001. – №4. – С. 41–43.
324. Пат. 5174 Україна, МКП 7 C23C14/00. Установка для вакуум-плазмового напилення: Мірненко В.І., Ляшенко Б.А., Рутковський А.В., Петренко А.М.; Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України. – № 20040705862; Заявл. 16.07.04; Опубл. 15.02.05, Бюл. №2 – 5.3 с.
325. Григоров А.И., Елизаров О.А. Ионно-вакуумные износостойкие покрытия. – М.: НИИмаш, 1979. – 48 с.
326. Колесник В.І., Мірненко В.І., Рутковський А.В., Бондар А.В. Підвищення довговічності деталей на основі титану, що працюють в умовах знакозмінних навантажень // *Труди Академії.* – К.: НАОУ. – 2003. – №41. – С. 170–174.
327. Аксенов И.И., Андреев А.А., Брень В.Г. Покрытия, полученные конденсацией плазменных потоков в вакууме (способ конденсации с ионной бомбардировкой) // *Украинский физический журнал.* – 1979. – №24. – С. 515–525.
328. Осипов В.А., Падалка В.Г., Саблев Л.П., Ступак Р.И. Установка вакуумно-дугового осаждения покрытий с сепарацией плазменного потока // *Труды. IV Всесоюзной конференции по плазменным ускорителям и ионным инжекторам.* – Москва. – 1978. – С. 384–385.
329. Аксенов И.И., Вакула С.И., Падалка В.Г. и др. Высокоэффективный источник чистой углеродной плазмы // *ЖТФ.* – 1980. – Т.50, № 9. – С. 2000–2004.
330. Белоус В.А., Хорошах В.И. Транспортировка плазменных потоков в криволинейной плазмооптической системе // *Физика плазмы.* – 1988. – №4. – С. 758–763.
331. Копылов А.А., Стяжкин В.А., Палеева С.Я., Векслер Ю.Г., Падеров А.Н. Свойства титановых лопаток компрессора турбины с имплантированным нитридным покрытием // *Физика и химия обработки материалов.* – 1999. – №2. – С. 65–68.
332. Bhushan V. High-temperature self-lubrication coating and treatments-review // *Metal finishing.* – 1980. – № 5. – P. 83–88.
333. Усаачев П.А., Пархоменко В.П. Повышение износостойкости и прочности режущих инструментов. – К.: Техника, 1981. – 160 с.
334. Копылов А.А., Векслер Ю.Г., Падеров А.Н., Стяжкин В.А. К определению свойств покрытий стальных лопаток компрессоров турбин // *Зав. лаборатория. Диагностика материалов.* – 1998. – 66, №2. – С. 47–50.
335. Плескачевский И.Ю. Влияние технологических параметров процесса вакуумно-плазменного осаждения титансодержащих покрытий на их фазовый состав и структурные характеристики // *Материалы. Технологии. Инструменты.* – 2002. – 7, №1. – С. 74–80.

336. Гуд Г.Х., Маком Р.Э. Системотехника.– М.: Советское радио, 1962. – 383 с.
337. Дубровська Г.М. Системи сучасних технологій. – Ч.: ЧІПІ, 2001. – 195 с.
338. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. – М.: Наука, 1971. – 283 с.
339. Скляр Н.М. Конструктивная прочность металлов. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1981. – №6. – С. 8–12.
340. Kim S., Yoon Y., Kim H., Park K. Improvement in mechanical properties and high temperature oxidation resistance of γ TiAl intermetallic compounds by boronising // Mater. Sci. and Technol. – 1998. – 14, №5. – P. 435–439.
341. Сопротивление материалов / Г.С. Писаренко, В.А. Агарев, А.Л. Квитка и др. – К.: Вища школа, 1986. – 775 с.
342. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Луценко А.Н. Наноструктурные ионно-плазменные защитные и упрочняющие покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // Вопр. материаловед. 2008, № 2. – С.175-186.
343. Тайра С., Отани Р. Теория высокотемпературной прочности материалов: Пер. с япон. – М.: Металлургия, 1986. – 280 с.
344. Термическая усталость материалов в условиях неоднородного термонапряженного состояния / Г.Н. Третьяченко, Л.В. Кравчук, Р.И. Куриат и др. – К.: Наукова думка, 1985. – 280 с.
345. Meckelburg Ernst. Neue Titanlegierungen für höhere Temperaturen // Antriebstechnik. – 1975. – 14, №12. – P. 715–718.
346. Сопротивление материалов деформированию и разрушению. Часть 2 / В.Т. Трощенко, А.Я. Красовский, В.В. Покровский и др. – К.: Наукова думка, 1993. – 702 с.
347. Конструкция авиационных двигателей. Часть 1 / А.В. Штода, С.П. Алещенко, С.А. Гаевский и др. – М.: Изд. ВВИА им. проф. Н.Е. Жуковского, 1969. – 408 с.
348. Петухов А.Н. О необходимости регламентирования свойств поверхностного слоя при проектировании деталей ГТД с учетом усталости // Техника воздушного флота. – 1995. – 69, №1–2. – С. 74–77.
349. Масленков С.Б., Ларкин В.А., Жебынева Н.Ф. Влияние режимов горячей пластической деформации на структуру и свойства штампованных заготовок для лопаток газотурбинных двигателей // Металловед. и терм. обраб. мет. – 1995. – №1. – С. 27–39.
350. Буров М.В., Валуев В.П., Кузнецов В.Г. и др. Повышение надежности турбинных лопаток методом вакуумно-дугового нанесения покрытий // Свароч. пр-во - 1995. - № 5. - С.13-16.
351. Богуслаев В.А., Яценко В.К., Притченко В.Ф. Технологическое обеспечение и прогнозирование несущей способности деталей ГТД - Запорожье, изд. ОАО "Мотор Сич" - 2006. -С.335.
352. Богуслаев В.А., Яценко В.К., Жеманюк П.Д. и др. Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД - Запорожье, изд. ОАО "Мотор Сич", 2005. -559 с.
353. Будилов В.В., Мухин В.С., Минаева О.Б. Защитные свойства вакуумных ионно-плазменных покрытий на лопатках компрессоров ГТД // Авиаци. промышленность – 1995, № 3-4.-С.41-45.
354. Валуев В.П., Рыбников С.И., Кузнецов В.Г. Нанесение вакуумно-дуговых покрытий на крупногабаритные изделия и изделия сложной формы // Интсрум. и технол., 2004. - № 17-18. -С.33-39.

355. Будилов В.В., Агзамов Р.Д. Обеспечение эксплуатационных свойств лопаток компрессора ГТД вакуумными ионно-плазменными методами обработки // Вестн. УГАТУ, 2005. - 6, № 1. - С.143-148.

356. Со Кен Су. Формирование фазового состава и структуры конденсационно-диффузионных покрытий никелевых сплавов методом вакуумного ионно-плазменного напыления: Автореф. канд. дис., МАТИ - Рос. гос. технол. ун-т, Москва, 2001, 24 с.

357. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Промышленная установка МАП-1 для нанесения защитных покрытий различного назначения // Авиац. про-сть. – 1995, № 7-8. – С.44-48.

358. Пат. 2171315 Россия, С23С 14/06. Способ получения защитного покрытия на лопатках газовых турбин // Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А. и др. - Оpubл. 27.07.2001.

359. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Защитные покрытия лопаток турбин перспективных ГТД // Газотурбин. технол., 2001, № 3. -С.30-32.

360. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Луценко А.Н. и др. Перспективы использования ионно-плазменных технологий в современных газотурбинных двигателях и установках // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. «Актуальные вопросы авиац. материаловедения», М., 26-27 июня 2007. М.: ВИАМ, 2007. – С.19.

361. Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Горлов Д.С. Эрозионно-коррозионностойкие ионно-плазменные покрытия для защиты титанового сплава BT8M-1 // Авиац. матер. и технол. 2008. - № 3. – С.27-34.

362. Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Горлов Д.С. Ионная обработка поверхности титановых сплавов // Там же, с. 18-26.

363. Мубояджян С.А. Эрозионно-стойкие покрытия для лопаток компрессора ГТД // Металлы, 2009. - № 3. – С.3-20.

364. Мубояджян С.А., Александров Д.А., Горлов Д.С. Нанослойные упрочняющие покрытия для защиты стальных и титановых лопаток компрессора ГТД // Авиац. матер. и технол. 2011. - № 3. – С.3-8.

365. Бикташев А.А., Глинкин В.А., Желонкин О.В. Установка «ВАТТ 900-3Д» // Оборуд. и технол. терм. обработки металлов и сплавов: Сб. докл. 9 Междунар. науч.-техн. конгресса термистов и металлургов, Харьков, 21-25 апр. 2008. Т.2. Наностр. Функц. Покрытия. Наноматериалы – новые фавориты индустрии. Печное и закалочное оборудование нового поколения. Харьков: Харьков физ. техн. ин-т, 2008. – С.97-101.

366. Ивасишин О.М., Марковский П.Е., Микулик О.В., Панарин В.Е. Повышение износостойкости титановых сплавов при высоких контактных нагрузках // МиТОМ. 1991. - № 8. – С.46-47.

367. Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев А.Д. и др. Нанесение эрозионностойких нанопокровий системы Ti-Si-B, содержащих тах-фазу, на поверхность деталей из сплава Ti6Al4V вакуумно-плазменным методом с сепарацией плазмы от капельной фракции // Упрочняющ. технол. и покрытия. 2008. - № 12. – С.23-25.

368. Пат. 7250224 США, МПК В32В 15/00. Coating system and method for vibrational damping of gas turbine engine airfoils. Оpubл. 31.07.2007.

369. Ляшенко Б.А., Соловых Е.К., Мирненко В.И., Рутковский А.В., Черновол М.И. Оптимизация технологии нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости – Киев: ИПП им. Г.С.Писаренко НАН Украины, 2010 – 193 с.

370. Пульцин Н.М. Титан и его применение в авиации. – Л.: ЛКВВИА им. А.Ф. Можайского, 1960. – 83 с.

371. Анциферов В.Н., Косогор С.П. Многослойные вакуумно–плазменные покрытия на основе карбидов титана и хрома // Физ. и химия обраб. матер. – 1996. – №6. – С. 61–65.
372. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. Механические свойства титана и его сплавов. – М.: Металлургия, 1974. – 544 с.
373. Sun Rong–lu, Guo Li–xin, Dong Shang–li. Изучение микроструктуры лазерного покрытия NiCrBSi–TiC на поверхности титанового сплава // Chin. J. Lasers. A. – 2001. – №3. – P. 275–278.
374. Кулик О.П., Бовкун Г.А. Прочность при изгибе твердых сплавов на основе карбида титана. – К.: 1999. – 65 с. (Препр. / НАН Украины. Ин-т пробл. материаловедения им. И.Н. Франсевича; 99–3).
375. Arunachalam V.S., Banerjee D. Titanium alloys for high temperature // Proc. 4 Int. Conf. “Titanium 80. Sci. and Technol.” – New York (USA). – 1980. – P. 2971–2979.
376. Çam G., Bohm K.–H., Müllauer J., Koçak M. The fracture behavior of diffusion–bonded duplex gamma TiAl // GKSS. – 1997. – №7. – P.66–68.
377. Gurrappa I. Effect of aluminizing on the oxidation of the titanium alloy, IMI 834 // Oxid. Metals. – 2001. – 56, №1–2. – P. 73–87.
378. Векслер Ю.Г., Падеров А.Н., Копылов А.А., Палеева С.Я., Киселев А.И. Комплексная оценка коррозионно–эрозионной стойкости компрессорных лопаток турбины с нитридными покрытиями // Защита металлов. – 1998. – 34, №3. – С. 278–281.
379. Schütz W. Fatigue life prediction – a somewhat optimistic view of the problem // Aluminium. – 1974. – №5. – P. 350–355.
380. Ritchie Robert O., Peters Jan O., Boyce Brad L., Campbell josh P. High–cycle fatigue in titanium alloys // Metals and mater Soc. – 2000. – 52, №11. – P. 104.
381. Stockburger H., Broden G. Werkstoffe und Bauweisen für thermisch belastete Strukturen // VDI–Ber. – 1992. – № 917. – P. 277–285.
382. Третьяченко Г.Н., Кравчук Л.В., Куриат Р.И., Семенов Г.Р., Каральник С.М., Лазовой В.П., Марусий О.И. Исследование необратимых процессов в поверхностных слоях материала моделей лопаток ГТД при термическом нагружении в газовом потоке // Проблемы прочности. – 1980. – №8. – С. 3–5.
383. Калашников И.С., Шалькевич А.Б., Тарасенко Л.В., Соболева Г.В. Повышение долговечности деталей ГТД из жаропрочных сталей мартенситного класса // Авиационная промышленность. – 1999. – №3. – С. 23–26.
384. Винер Н. Кибернетика или управление и связь в животном и машине. – М.: Советское радио, 1958. – 214 с.
385. Винарский М.С., Лурье М.В. Планирование эксперимента в технологических исследованиях. – К.: Техніка, 1975. – 168 с.
386. Налимов В.В., Чернова Н.А. Статистические методы планирования экстремальных экспериментов. – М.: Наука, 1965. – 430 с.
387. Налимов В.В., Голикова Т.И. Логические основания планирования эксперимента. – М.: Наука, 1976. – 128 с.
388. Румшинский Л.З. Математическая обработка результатов эксперимента. – М.: Наука, 1971. – 192 с.
389. Федоров В.В. Теория оптимального эксперимента.– М.: Наука, 1971. – 312 с.
390. Радченко С.Г. Математичне моделювання та оптимізація технологічних систем – К.: ІВЦ "Політехніка" - 2001 - 88 с.

391. Лапач С.Н., Пасечник М.Ф., Чубенко А.В. Статистические методы в фармакологии и маркетинге фармацевтического рынка. – К.: ЗАТ «Укрспецмонтажпроект», 1999. – 312 с.
392. Радченко С.Г., Лапач С.Н. Методология создания новой техники и технологий // Технологические системы - 2003 - № 1. -С.41-44.
393. Каталог. Программные продукты Украины. Планирование, регрессия и анализ модели ПРИАМ / НТУ КПИ, п/ред. С.Н.Лапач, С.Г.Радченко, П.Н.Бабич - К.: СП "Текпор" - 1993. -С.24-27.
394. Лапач С.Н., Радченко С.Г., Литвинчук Н.И. Пакет прикладных программ ПРИАМ. – Информационный листок о научно-техническом достижении № 88–007. – К.: УкрНИИНТИ, 1988. – 4 с.
395. Соболев И.М., Статников Р.Б. Выбор оптимальных параметров в задачах со многими критериями - М.: Наука, 1981. -111 с.
396. Подиновский В.Д., Ногин В.Д. Парето-оптимальные решения многокритериальных задач. – М.: Наука, 1982. – 256 с.
397. Жиглявский А.А., Жилинскас А.Г. Методы поиска глобального экстремума. – М.: Наука, 1991. – 248 с.
398. Дегтярев Ю.И. Методы оптимизации: Учебное пособие. – М.: Советское радио, 1980. – 272 с.
399. Мірненко В.І. Вплив технологічних параметрів вакуум-плазмових покриттів на мікротвердість композиції “титановий сплав – покриття” // Труды Академії. – К.: НАОУ. – 2004. – №52. – С. 243–249.
400. Хусу А.П., Витенберг Ю.Р., Пальмов В.А. Шероховатость поверхностей (теоретико–вероятностный подход). – М.: Наука, 1975. – 344 с.
401. Мірненко В.І. Дослідження шорсткості поверхні вакуум–плазмових покриттів на основі нітриду титану в залежності від технологічних режимів їх нанесення // Труды Академії. – К.: НАОУ. – 2004. – №53. – С. 294–299.
402. Рутковский А.В., Ляшенко Б.А., Гопкало А.П., Сорока Е.Б. Об упрочняющей роли вакуум-плазменных покрытий // Проблемы прочности. – 1999. – № 6. – С.123–126.
403. Трапезон А.Г., Ляшенко Б.А., Рутковский А.В. О влиянии вакуумных покрытий на сопротивление усталости технического титана // Проблемы прочности. – 1995. – № 11. – С. 32–40.
404. Матвеев В.В., Чайковский Б.С., Бочарова Л.А. Демпфирующие свойства турболопастных материалов при рабочих температурах // Проблемы прочности. – 1973. – №4. – С. 8–15.
405. Башта О.Т. Исследование влияние поверхностных слоев материала на декремент колебаний // Проблемы прочности. – 1970. – № 9. – С.89–92.
406. Ажажа В.М., Ковтун Г.П., Неклюдов И.М. Влияние металлических покрытий на механические свойства металлов // Матеріали міжнародного науково-технічного симпозіуму “Сучасні проблеми механіки матеріалів: фізико-хімічні аспекти та діагностика властивостей”. – Львів: НУ “Львівська політехніка”. – 2001 р. – С. 68–80.
407. Сплавы высокого демпфирования на медной основе / В.В. Матвеев, Г.Я. Ярославский, Б.С. Чайковский, С.Е. Кондратьев. – К.: Наук. думка, 1986. – 207 с.
408. Матвеев В.В. Демпфирование колебаний деформируемых тел. – К.: Наук. думка, 1985. – 264 с.

409. Басков А.Г., Кратко А.Г., Бовсуновский А.П., Матвеев В.В., Чайковский Б.С. Автоматическая система измерения характеристики демпфирования колебаний механических систем на основе микроЭВМ // Проблемы прочности. – 1990. – № 1. – С. 110–112.
410. Ляшенко Б.А., Рутковский А.В., Сорока Е.Б., Липинская Н.В. О снижении остаточных напряжений в вакуум-плазменных покрытиях // Проблемы прочности. – 2001. – № 4. – С. 62–69.
411. Харламов Ю.А., Будаच्याнц Н.А. Физика, химия и механика на поверхности твердого тела. – Луганск, ВУГУ, 2000. – 624 с.
412. Кулик М.С., Ляшенко Б.А., Мірненко В.І., Тамаргазін О.А. Підвищення надійності конструкційних елементів газотурбінних установок поверхневим зміцненням // Вісник Національного авіаційного університету. – 2010 - № 2. – С.5-9.
413. Ляшенко Б.А. Несущая способность материалов и конструктивных элементов с защитными покрытиями в экстремальных условиях эксплуатации: Автореф. дисс. ... докт. техн. наук: 05.02.09 / Инст. пробл. проч. Ан УССР. – К., 1976. – 28 с.
414. Аппен А.А. Основные физико-химические принципы создания жаростойких неорганических покрытий // Жаростойкие покрытия. – Л.; М.: Наука, 1965. – С. 3–54
415. Нанесение износостойких покрытий на быстрорежущий инструмент/ Ю.Н. Внуков, А.А. Марков, Л.В. Лавров, Н.Ю. Бердышев / Под общей редакцией Ю.Н.Внукова. – Киев: Техника, 1992. – 143 с.
416. Матвеев Н.В., Краснов А.Н., Милосердов И.В. и др. Остаточные напряжения в покрытии из нитрида титана, осажденного в вакууме // Проблемы прочности. – 1985. – № 5. – С. 90–93.
417. Djouadi M. A., Bouchier D., Stambouli V. Effets thermiques sur la contrainte interne dans le nitrure de bore depose par evaporation assistes par faisceau d'ions // Mem. et etud. Sci. Rev. met. – 1991. – 88, № 9. – P. 628.
418. Liu Changqing, Jin Zhujing, Wu Weltao Residual stress and damage mode of hard Ti(CN) coating // Acta met. Sci.. – 1990. – 26, № 1. – P. B27–B32.
419. Jin Ping, Maruno Shigeo Stress relaxion in reactively sputter-deposited TiO_xN_y films // Jap. J. Appl. Phys. Pf. 1.– 1991.–30.–N 9A.–P.2052–2062.
420. Хасуй А. Механика напыления. – М.: Машиностроение, 1975. – 288 с.
421. Туманов А.Т. Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов. – М.: Машиностроение, 1974. – 320 с.
422. Хауторн У.Р., Олсон У.Т. Основы проектирования и характеристики газотурбинных двигателей: Пер. с англ. – М.: Машиностроение, 1964. – 648 с.
423. Григорьев Ю.П. Сопротивление материалов и строительная механика авиационных конструкций. – М.: ВИМО СССР, 1977. – 512 с.
424. Иванов В.Е., Сомов А.И., Тихоновский М.А. Дислокационный механизм влияния твердых поверхностных пленок на деформацию и разрушение металлов // Защитные высокотемпературные покрытия. – Л.: Наука, 1972. – С. 291–305.
425. Рыкалин Н.Н., Шоршоров М.Х., Алехин В.П. Влияние внешней среды на особенности пластической деформации кристаллов. – М.: Наука, 1974. – 197 с.
426. Колмаков А.Г., Митин В.С., Краснобаев Н.Н., Терентьев В.Ф. Влияние магнетронных покрытий из молибден-ренийевого сплава МР-46 на механические характеристики малолегированных сплавов молибдена // Физ. и химия обраб. матер. – 1993. – № 3. – С. 92–97.

427. Бадиян Е.Е., Маслов А.И., Романенко А.В., Тонкопряд А.Г. Влияние ионно-плазменных покрытий на пластическую деформацию инструментальных сталей // Тез. докл. 13 Междунар. конф. “Физ. прочн. и пластич. мет. и сплавов” – Самара – 1992. – С. 194–195.
428. Колесник В.І., Мірненко В.І., Лозінський В.А. Вплив вакуум-плазмових покриттів на короткочасну статичну міцність та пластичність деталей з титанових сплавів // Зб. наук. пр. ЦНДІ ЗС України. – К.: ЦНДІ ЗС України. – 2003. – №4 (25). – С. 129–135
429. Антонюк В.С., Віслоух С.П., Мірненко В.І. Оптимізація технологічного процесу нанесення вакуум-плазмових покриттів за критеріями короткочасної статичної міцності та пластичності // Технологические системы. – 2004. – №2. – С. 37–43.
430. Антонюк В.С., Віслоух С.П., Мірненко В.І., Рутковський А.В. Багатокритеріальна оптимізація технологічних параметрів формування вакуум-плазмових покриттів // Вісник Черкаського державного технологічного університету. – Черкаси: ЧДТУ. – 2004. – №2. – С. 71–76.
431. Уманский Э.С., Ляшенко Б.А. Условия адгезионной и когезионной равновесности жаростойких покрытий // Космические исследования на Украине. – Киев: ИПП АН СССР. – 1975. – С. 58–64.
432. Расчеты машиностроительных конструкций методом конечных элементов / Мяченков В.И., Мальцев В.П., Майборода В.П. и др. – М.: Машиностроение, 1989. – 576 с.
433. Шимкович Д.Г. Расчет конструкций в MSC. visualNastran for Windows. – М.: ДМК Пресс, 2004. – 704 с.
434. Шимкович Д.Г. Расчет конструкций MSC/NASTRAN for Windows. – М.: ДМК Пресс, 2001. – 448 с.
435. Костюк Г.И. Физико-технические основы нанесения покрытий, ионной имплантации и ионного легирования, лазерной обработки и упрочнения, комбинированных технологий. Книга 1: Физические процессы плазменно-ионных, ионно-лучевых, плазменных, светолучевых и комбинированных технологий. – Х.: АИНУ, 2002. – 588 с.
436. Костюк Г.И. Физико-технические основы нанесения покрытий, ионной имплантации и ионного легирования, лазерной обработки и упрочнения, комбинированных технологий. Книга 2: Справочник для расчета основных физических и технологических параметров оценки возможностей и выбора типа технологий и оборудования. – Х.: АИНУ, 2002. – 442 с.
437. Sato Y., Sasaki H., and Kumana A. Surface layer yielding of low-carbon steel cylinders // J. Mater. Sci. Soc. Jap. – 1980. – 17, № 3/4. – P.185-192.
438. Гликман Л.А., Санфирова Т.П., Степанов В.А. О возникновении остаточных напряжений первого рода при растяжении // Журн. теорет. Физики. – 1949. – № 3. – С.327-330.
439. Ляшенко Б.А., Мирненко В.И., Рутковский А.В. Поверхностное упрочнение изделий из титановых сплавов для перспективных разработок // Артиллерийское и стрелковое вооружение. – 2004. – Вып. 2. – С.50-52.
440. Гопкало А.П., Рутковский А.В., Мирненко В.И. Влияние поверхностных вакуум-плазменной обработки на сопротивление статическому и циклическому нагружению титанового сплава // Проблемы прочности, 2007. - № 1. – С.100-106.
441. Колесник В.І., Мірненко В.І., Лозінський В.А. Термомеханічні властивості титанового сплаву VT20 з вакуум-плазмовими покриттями // Зб. наук. пр. ЦНДІ ЗС України. – К.: ЦНДІ ЗС України. – 2004. – №2 (27). – С. 172–180.
442. Єрмолаєв В.В., Мірненко В.І., Антонюк В.С., Ткаченко В.А. Оптимізація технології нанесення багатшарових вакуум-плазмових покриттів за критеріями ізотермічної

та термоциклічної повзучості // Зб. наук. пр. “Наукові нотатки ЛДГУ”. – Луцьк: ЛДГУ. – 2003. – вип. 13. – С. 116–124.

443. Мірненко В.І., Рутковський А.В., Петренко А.М. Вплив вакуум–плазмових покриттів на ізотермічну та термоциклічну повзучість титанового сплаву VT20 // Зб. наук. пр. “Вісник ЧДТУ”. – Черкаси.: ЧДТУ. – 2004. – №1. – С. 41–45.

444. Моисеев В.Н., Знаменская Е.В. Влияние нагревов в $\alpha+\beta$ и β -области на свойства и структуру сплавов титана с оловом и цирконием // Легирование и термическая обработка титановых сплавов. – Москва: ВИАМ. – 1977. – С.73–75.

445. Титановые сплавы в машиностроении /Б.Б. Чечулин, С.С. Ушаков, И.Н. Разуваева, В.Н. Гольдфайн. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.

446. Елисеев Ю.С., Абраимов Н.В., Крымов В.В. Химико-термическая обработка и защитные покрытия в авиадвигателестроении. – М.: Высшая школа, 1999. – 525 с.

447. McCarthy P.R. Taking the test in thermomechanical fatigue // Mater. World. –1994. – 2, № 9. – P.468–470.

448. Kouta F.H.H. Cyclic-temperature cyclic-stress torsion machine // Modell. Simul. and Contr. – 1985. – В2, № 4. – P.11–21.

449. Woodford D.A. The effects of prior temperature cycling on rupture life of superalloys // Mater. 4th Int. Conf. Fract. Waterloo. “Adv. Res. Strength Fract.” – New York e.a. – 1977 – P.803–812.

450. Трушечкин В.П. Расчетно-экспериментальное исследование термоусталости лопаток газовых турбин // Проблемы прочности. – 1988. – № 2. – С.75–80.

451. Essam G.R., Syers G. The mechanical behaviour assessment of materials to be used in gas turbines at very high temperatures // Adv. Mater. Conf.'91 "Adv. Mater. Eval.: Key Role Process. and Appl.", – Birmingham. – 1991. – P.V1/1–V1/8.

452. Rother M.J., Higashi J.T. An automated material testing system for evaluating the effects of thermal mechanical fatigue on material properties // Mater. 2nd Int. Conf., Munich ‘Low Cycle. Fatigue and Elastoplast. Behav’’. – London – 1988. – P.320–324.

453. Holmes J.W., McClintock F.A. Induction heating of thin disk specimens as a means of studying thermal cheek encountered by nickel base superalloys // Ser. met. – 1983. – 17, № 11. – P.1335–1370.

454. Holmes J.W., McClintock F.A., O'Hara K.S., Cenners M.E. Thermal fatigue testing of coated monocrystalline superalloys // Symp. Bolton Landung “Low Cycle. Fatigue” – Philadelphia – 1988. – P.672–691.

455. Терещенко А.Ф. К методике испытаний жаропрочных сплавов на длительную прочность при прямом нагреве образцов // Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. – Киев: АН УССР. – 1963. – С.91–94.

456. Терещенко А.Ф. Влияние метода нагрева образцов на механические характеристики материалов при растяжении // Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. – Киев: ИТИ. – 1961. – С.220–225.

457. Клыпин Б.А. Установка для испытаний на растяжение и кратковременную длительную прочность при высоких температурах // Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. – Киев: АН УССР. – 1963. – С.95–105.

458. Конради Г.Г., Федотов М.А. Замечания к методу прямого нагрева образцов при исследовании механических свойств материалов // Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. – Киев: АН УССР. – 1963. – С.58–63.

459. Hauser D., Wright J.W. Tensile behavior of highstrength alloys during rapid heating // Space Shuttle Mater. – Vol.3. – Azusa, Calif. – 1971. – P.277–285.
460. Sumner G. Heating methods and grips // Proc. Symp. Techn. High Temp. Fatigue Test. – London. – 1985. – P.71–96.
461. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах // Вестн. АН СССР. – 1974. – № 11. – С.10–15.
462. Кирьянчев Н.Е., Троицкий О.А., Клевцур С.А. Электропластическая деформация металлов (Обзор) // Проблемы прочности. – 1983. – № 5. – С.101–105.
463. Копанев А.А. К вопросу о природе электропластического эффекта в металлах // Пробл. прочности. – 1991. – № 1. – С.47–51.
464. Conrad H., Karam N., Mannan S. Effect of electric current pulses on the recrystallization of copper // Scr. met. – 1983. – 17, № 3. – P.411–416.
465. 214. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. A Study of the electroplastic effect in metals // Scr. met. – 1978. – 12, № 11. – P.1063–1068.
466. Varma S.K., Cornwell L.R. The electroplastic effect in aluminium // Scr. met. – 1979. – 13, № 8. – С.733–738.
467. Новогрудский Л.С. К оценке прочности конструкционных материалов при криогенных температурах и воздействии импульсов электрического тока // Пробл. прочности. – 1985. – № 12. – С.78–81.
468. Sprecher A.F., Mannan S.L., Conrad H. On the mechanisms for the electroplastic effect in metals // Acta met. – 1986. – 34, № 7. – P.1145–1162.
469. Троицкий О.А., Никитенко Ю.В. Электропластическая деформация ниобия // Электрон. обраб. материалов. – 1990. – № 3. – С.27–30.
470. Троицкий О.А. Электропластическая деформация стали растяжением и волочением // Сталь. – 1974. – №5. – С.450–453.
471. Клыпин А.А. О пластической деформации металлов при наличии электрического воздействия // Проблемы прочности. – 1975. – № 7. – С.20–26.
472. Conrad H., Sprechen A.F., Cao W.D., Lu X.P. Electroplasticity – the effect of electricity on the mechanical properties of metals // J. Metals. – 1990. – 42, № 9. – P.28–33.
473. Троицкий О.А., Стащенко В.И. Исследование электропластической деформации металла методом релаксации напряжений // Физика металл. и металловед. – 1979. – 47, №1. – С.180–187.
474. Karpenko V.V., Podgorodetsky A.E. Electric current effect investigations on metal fatigue life // 8 Int. Conf. Fract. “Fract. Mech.: Successes and Probl.” – Lviv. – 1993. – P.165–166.
475. Зуев Л.Б., Громов В.Е., Пекер Н.В. Распространение полос Людерса при электронно-пластическом эффекте // Металлофизика. – 1992. – 14, № 11. – С.88–90.
476. Громов В.Е., Стащенко В.И., Троицкий О.А. и др. Эффективность действия различных видов тока на ползучесть монокристаллов цинка // Изв. АН СССР. Мет. – 1991. – № 2. – С.154–158.
477. Троицкий О.А. Об упрочнении металлических кристаллов, подвергаемых предварительному нагружению с током // Изв. АН СССР. Мет. – 1979, – № 4. – С.160–163.
478. Климов К.М. Электростимулированная ручьевая прокатка труднодеформируемых металлов и сплавов // Металлургия. – 1996. – № 5. – С.14–15.
479. Гиндин И.А., Лавриненко И.С., Неклюдов И.М. Магнитопластический эффект в диспрозии // Физ. твердого тела. – 1974. – 16, №6. – С.1663–1667.

480. Гиндин И.А., Лавриненко И.С., Неклюдов И.М. Влияние магнитного поля на ползучесть никеля // Физ. твердого тела. – 1976. – 18, №4. – С.1182–1185.
481. Каменецкая Д.С., Пилецкая И.Б., Ширяев В.И. Влияние магнитного поля на пластическую деформацию ферромагнитных материалов // Пробл. металловед. и физ. мет. – Москва: Металлургия. – 1973. – №2. – С.119–127.
482. Каменецкая Д.С., Пилецкая И.Б., Ширяев В.И. Влияние магнитного поля на ползучесть железа // Физ. мет. и металловедение. – 1976. – 42, №2. – С.423–425.
483. Taub A.I. Frischmann P.G. Effect of a magnetic field on flow of amorphous alloys // Scr. met. – 1982. – 16, №11. – P.1267–1268.
484. Ковалева Т.Г., Шевчук А.Д., Терещенко П.И. К вопросу исследования влияния магнитного поля на модуль Юнга и внутреннее трение сплава ОХ27Ю5А // Пробл. прочности. – 1981. – № 11. – С.70–73.
485. Кишкин С.Т., Клыпин А.А. Эффекты электрического и магнитного воздействия на ползучесть металлов и сплавов // Докл. АН СССР. – 1973. – 211, №2. – С.325–327.
486. Chow C.K., Netbach E. Magnetically and thermally activated dislocation motion in Ni single crystals // Acta met. – 1976. – 24, №5. – P.453–461.
487. Hayashi S. Magneto-plastic effect in nickel and nickel-cobalt alloy single crystals // J. Phys. Soc. Jap. – 1972. – 32, №4. – P.949–957.
488. Lakshmanan T.S. Electrotransport in metals and alloys // Trans. Inst. Metals. – 1975. – 28, № 4. – P.345–364.
489. Sorbello R.S. Theorie of electromigration in metals // Comments Solid State Phys. – 1975. – 6, № 5–6. – P.117–122.
490. Krumbein S.J. Metallic electromigration phenomene // Proc. 33rd Meet. IEEE Holm Conf. Elec. Contacts. – New York. – 1987. – P.15–26.
491. Ho P.S., Kwok T. Electromigration in metals // Repts Progr. Phys. – 1989. – 52, № 3. – С.301–348.
492. 242. Rosenberg R. Mechanisms of electromigration damage in metallic thin films // Nature and Behav. Grain Boundaries. New York–London. – 1972. – P.329–338.
493. Lobotka P., Luby S. Influence of the noise driving force on the diffusion of copper in aluminum thin films // Czech. J. Phys. – 1981. – B31, №10. – P.1099–1107.
494. Sigsbee R.A. Electromigration and metalization lifetimes // J. Appl. Phys. – 1973. – 44, № 6. – P.2533–2540.
495. Chisholm M.E. Aaron D.B., Wiley J.D., Perepezko J.H. Electromigration studies in amorphous and polycrystalline alloys // Appl. Phys. Left. – 1988. – 53, №2. – P.102–103.
496. Parinos A.J., Schwarz J.A. The effect of microstructure on the resistance electromigration of Al–Cu thin film conductors // Thin Solid Films. – 1991. – №1. – P.47–63.
497. Ghate P.B., Blair J.C. Electromigration testing of Ti: W/Al and Ti: W/Al–Cu film conductors // Thin Solid Films. – 1978. – 55, № 1. – P.113–123.
498. Gilde R., Daal H.J.Van, Brongersma H.H. Electromigration and coagulation in thin films of pure indium and pure tin // Phys. Status solidi. – A105, №2. – P.493–499.
499. Ross. C.A., Evetts J.E. A study of threshold and incubation behavior during electromigration in thin films metallisation // Mater. Sci. III: Symp. Electron. Packag. – Pittsburgh (Pa). – 1988. – С.319–325.
500. Vau L., Hong C., Crook D. Passivation material and thickness effects on the MTTF of Al–Si metallization // "23rd Annu. Proc.: Reliab. Phys. – New York. – 1985. – P.115–118.

501. Власов В.П., Зайтов Ф.А., Каневский В.М. О миграции индия в CdHgTe после воздействия импульсным магнитным полем // Физ. тверд. тела. – 1992. – 34, №10. – С.3264–3265.
502. Дунаева Т.Ю., Дьяков Б.Б. Воздействие электрического поля на свойства неоднородных покрытий // Изв. АН СССР. Неорганич. материалы. – 1974. – 10, №3. – С.525–528.
503. Кидин И.Н., Андрюшечкин В.И., Горбунов И.П. Алюмосилицирование стали при электронагреве // Защитн. покрытия на металлах. – Киев: Наукова думка. – 1973. – Вып.1. – С.137–140.
504. Волков В.А., Алиев А.А. Некоторые особенности борирования в условиях электронагрева // Изв. ВУЗов СССР. Черная металлургия. – 1975. – № 3. – С.162–165.
505. Фокин М.Н., Медведева Н.И., Опара Б.К. и др. Влияние парциального давления кислорода на окисление меди при 140–200 °С при одновременном наложении переменного тока // Защита металлов. – 1972. – 8, №6. – С.647–653.
506. Bhavani K., Vaidyan V.K. Oxidation of iron and influence of an electric field at room temperature // Oxid. Metals. – 1981. – 15, №1–2. – P.137–145.
507. Малевская Л.А. Влияние постоянного электрического поля на термическое окисление кремния в сухом кислороде // Физ.-хим. процессы в полупроводн. и на их поверхности. – Воронеж. – 1981. – С.28–31.
508. Yamada Tamotsu, Iida Takaya, Nomura Hiroshi, Suzuki Kiyoko. Влияние переменного тока на коррозию алюминия // Bull. Nagoya Inst. Technol. – 1974. – №26. – P.217–225.
509. Кравчинский А.П., Левочкина И.А. Влияние внешнего магнитного поля на коррозию железа и алюминия // Коррозия и защита от коррозии мет. и сплавов. – Москва: Машиностроение. – 1985. – С.31–33.
510. Bologna M.K., Savin I.K., Didkovsky A.B. Electric-field-induced enhancement of vapor condensation heat transfer in the presence of a non-condensable gas // Int. J. Heat and Mass Transfer. – 1987. – 30, №8. – P.1577.
511. Пустовойт В.Н. Охлаждающая способность закалочных жидкостей в магнитном поле // МиТОМ. – 1978. – №2. – С.41–43.
512. Опара Б.К., Фокин М.Н., Втулкин А.В. и др. Влияние способа нагрева на высокотемпературное окисление циркония в газовой фазе // Защита металлов. – 1974. – 10, №2. – С.175–178.
513. Опара Б.К., Фокин М.Н., Ракоч А.Г. и др. Влияние способа нагрева на окисление титана, циркония и стали 3 при различных парциальных давлениях кислорода // Защита металлов. – 1976. – 12, №3. – С.281–286.
514. Опара Б.К., Фокин М.Н., Ракоч А.Г. и др. Влияние парциального давления кислорода на окисление титана, циркония, хромистых и углеродистых сталей при нагреве различными способами // Научн. тр. Моск. ин-т стали и сплавов. – 1976. – №94. – С.11–19.
515. Линечкай Б.Л., Опара Б.К., Фокин М.Н. и др. Влияние способа нагрева и степени разрежения в реакционном пространстве на высокотемпературное окисление вольфрама и молибдена // Научн. тр. Моск. ин-т стали и сплавов. – 1977. – №102. – С.30–34.
516. Кидин И.Н., Андрюшечкин В.И., Горбунов И.П. Природа хромоалюмосилицированных слоев, образующихся в условиях различных скоростей и способов нагрева // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1975. – №1. – С.150–153.
517. Embley G.T., Russell E.S. Thermal-mechanical fatigue of gas turbine bucket alloys // 1st Parsons Int. Turbine Conf. – London. – 1984. – P.157–164.

518. Голуб Н.В. Термоусталостное разрушение защитных покрытий в зависимости от физико-механических свойств системы покрытие-подложка // Тез. научн.-практ. конф. "Разраб. и применение технол., оборуд. и матер. для газотерм. процессов нанесения защ. покрытий" – Минск. – 1990. – С. 24.
519. Wu Zhongxing, Wang Baochu, Jin Dashen, Xie Meiyang, Liu Xin, Shiqin. The surface layer fatigue failure of heat-resiting steels at high temperature and the protective effect of alloy coatings // Proc. 4th Int. Conf. Mech. Behav. Mater. – Vol.1. – Oxford e.a. – 1983. – P. 393–398.
520. Hebsur M.G. Miner R.V. High temperature isothermal and cyclic oxidation behavior of a single crystal Ni base superalloy // J. Mater. Energy Syst.. –1987. – 8, №4. – P. 363–370.
521. Vilasi M., Steinmetz J., Steinmetz P. Oxidation et corrosion a chaud d'un alliage γ/γ' identifie dans les revetements NiCoAlYTа pour superalliages base nickel // Met. et etud. Sci. Rev. met. – 1989. – 86, №3. – P. 133–143.
522. Brindley W.J., Miller R.A. Thermal barrier coating life and isothermal oxidation of low-pressure plasma-sprayed bond coat alloys // Surface and Coat. Technol. – 1990. – 43044, № 1–3. – P. 446–457.
523. Lih W., Chang E., Wu B.C. Effect of bond coat preoxidation on the properties of ZrO₂-8wt.% Y₂O₃/Ni-22Cr-10Al-1Y thermal-barrier coatings // Oxid. Metals. – 1991. – 36, №3–4. – P. 221–238.
524. Srinivasan V. Oxidation of ion-implanted nickel-base alloys // Proc. 2nd Int. Conf. SAMPE Metals and Metals Process. – Vol.2. – Covina (Calif.) – 1988. – P. 237–242.
525. Boumaza A. Oxidation de superalliages proteges par des revetements MCrAlYTа projetes sous plasma // Metaux. – 1988. – 63, № 750. – P. 39–58.
526. Rahmel A. Oxidation von Einkristall-Legierungen ohne und mit Beschichtung // Werkst. und Korros. – 1992. – 43, №5. – P. 258–259.
527. Simkovich G., Lee Dong-Bok. Oxidation resistant Mo-W-Cr-Pd alloys with palladium coatings // J. Less-Common Metals. – 1993. – 41, №5. – P. 356–361.
528. Wu B.C., Chang E., Chang S.F., Chao C.H. Thermal cyclic response of yttria-stabilized zirconia/CoNiCrAlY thermal barrier coatings // Thin Solid Films. –1989. – 172, № 2. – P. 185–196.
529. Rückert M., Wigren J., Svantesson J. Metallographic preparation of plasma sprayed ZrO₂ coatings sprayed under varying conditions // Prakt. Metallogr. – 1991. – 28, № 2. – P. 227–237.
530. Johner G., Wilms V., Schmitt-Thomas G., Adam P. Schutzschichtprüfung und Mikrogefüge beschichteter Turbineschaufeln aus der Nickelbasislegierung IN 100 // Metall. – 1983. – 37, № 3. – P.229–233.
531. Яковчук К.Ю., Пиюк Е.Д. Установка для термоциклирования // Зав. лаборатория. – 1988. – № 2. – С. 65–66.
532. Hashida T., Takahashi H., Miyasaki K. Оценка разрушения от термоудара материалов с градиентом свойств // J. Jap. Soc. Powder and Powder Met. – 1991. – 37, № 2. – P.307–312.
533. Fukumoto M., Yamazaki T., Mizobe K., Umemoto M., Okane I. Изучение поведения плазменнонапыленных ФГМ при повторяющемся термическом ударе в условиях градиента температур // Quart. J. Jap. Weld. Soc. – 1991. – 9, №4. – P.568–574.
534. Лебедев Л.М., Морозов М.Г., Райбман Э.М. Лучистый нагрев в испытательной технике // Тр. н.-и. и конструкт. ин-та испытательн. машин, приборов и средств измерения масс. – 1974. – вып.3. – С.11–19.

535. Алабин А.Н., Змиевский В.И., Камков С.В. О применении фокусирующих печей с эллиптическими отражателями для высокотемпературных испытаний металлов на растяжение // Зав. лаборатория. – 1980. – 46, №8. – С.771–772.
536. Бурнышев И.Н., Васильев Л.А., Миконенко В.Г. Термоциклическая стойкость силицированного титанового сплава ОТ4 // Изв. вузов. Цв. металлургия. – 1985. – №4. – С.88–90.
537. Кузьмин М.А. Безинерционные печи. – М.: Машгиз, 1950. – 18 с.
538. Кузьмин М.А. Расчет и конструирование безинерционных печей. – М.: Машгиз, 1961. – 221 с.
539. Ласло Т. Оптические высокотемпературные печи. – М.: Мир, 1968. – 209 с.
540. Оптические печи / Лопатина Г.Г., Сасоров В.П., Спицын Б.В. и др. – М.: Металлургия, 1969. – 215 с.
541. Устройство для нагрева образцов при механических испытаниях: А. с. 678384 СССР, МКИ С23С14/48 / Б.А. Ляшенко, Э.С. Уманский, В.М. Товт, О.В. Цыгулев (СССР). – № 2432985/22-02; Заяв. 10.05.77; Опубл. 04.03.79, Бюл № 29. – 4 с.
542. Оптическая термокамера: А. с. 2378494/25–28 СССР, МКИ С23С14/24 / Ю.Н. Васильев, Э.М. Райбман, Б.Н. Снов (СССР). – № 3241271/18-21. Заяв. 15.02.81; Опубл. 04.10.82, Бюл № 2. – 2 с.
543. Schneider G.A., Petzow G. Thermal shock testing of ceramics – a new testing method // J. Amer. Ceram. Soc. – 1991. – 74, № 1. – P.98–102.
544. Ляшенко Б.А., Колесник В.І., Мірненко В.І., Ткаченко В.А., Лозінський В.А. Обладнання та методика дослідження матеріалів із покриттями на ізотермічну та термоциклічну повзучість // Зб. наук. пр. ЦНДІ ЗС України. – К.: ЦНДІ ЗС України. – 2003. – №3 (24). – С. 192–199.
545. Устройство для термических испытаний образцов. Авт. свид. СССР № 720344, МКИ С23С14/48 / Н.В. Новиков, Б.А. Ляшенко, О.В. Цыгулев, В.М. Товт (СССР). – № 3003485/21. Заяв. 22.10.78; Опубл. 14.05.80, Бюл № 9. – 5 с.
546. Расчеты и испытания на прочность. Методы ускоренных испытаний на термоциклическую ползучесть // Гос. стандарт Украины ДСТУ 2677-94.
547. Мірненко В.І., Рутковський А.В., Зенкін М.А. Автоматизована система контролю та управління дослідженням ізотермічної та термоциклічної повзучості // Технологические системы. – 2004. – №3. – С. 69–72.
548. Мірненко В.І. Аналіз впливу експлуатаційних факторів на довговічність лопаток компресора силових установок військового призначення // Труды Академії. – К: НАОУ. – 2003. – №48. – С. 317–323.
549. Механическое поведение материалов при различных видах нагружения / Трощенко В.Т., Лебедев А.А., Стрижало В.А. и др. – К.: Логос, 2000. – 571 с.
550. Kaiser Bruno. Schwingfestigkeitssteigerung durch thermische und thermochemische Randschichtverfestigungsverfahren // Draht. – 1991. – 42, № 7–8. – P. 540–542.
551. Hashimoto Munetoh, Shiratori Masaki, Nagashima Shin-ichi, Saito Kazuhiro, Fujiwara Nobuhiro. Влияние последующей термообработки на усталостную прочность сталей с покрытием TiC // J. Soc. Mater. Sci., Jap. – 1990. – 39, №441. – P. 596–601.
552. Shiozowa Kazuoki, Ohshima Seiji. Effect of TiN coating on fatigue strength of carbon steel // Ibid. – 1990. – 39, №442. – P. 927–932.
553. Shiozowa Kazuoki, Ohshima Seiji. Effect of TiN coating on corrosion fatigue strength of carbon steel // Ibid. – 1990. – 39, №442. – P. 958–964.

554. Завизион М.Я., Дружинин Ю.А., Золоторь М.Н. Влияние плазменного напыления на усталостную прочность основного металла // *Материалы научн.-практи. конф. «Интенсификация, экономика и организация сварочного производства в 12-й пятилетке»*. – Ленинград, 1986. – С. 66–71.
555. Яковчук К.Ю., Корсакевич Н.И., Акрымов В.А., Малашенко И.С. Влияние покрытий метал/керамика на циклическую прочность жаропрочных никелевых сплавов // *Пробл. спец. электрометаллургии*. – 1992. – №3. – С. 48–52.
556. Villechaise P., Mendez J., Delafond J. Application du mélange ionique dynamique a l'fmeilization dela resistance a la fatigue du 316L // *Met. et etud. Sci. Rev. Met.* – 1991. – 88, №9. – P. 551.
557. Малашенко И.С., Яковчук К.Ю., Корсакевич Н.И., Рыбников А.И. Циклическая прочность никелевых сплавов с конденсированными покрытиями Me-Cr-Al-Y // *Пробл. спец. электрометаллургии*. – 1987. – №3. – С. 41–45.
558. Трапезон А.Г., Ляшенко Б.А., Лысенков М.О. Соппротивление усталости метал лов с упрочняющими покрытиями (Обзор) // *Проблемы прочности*, 2013. - № 3. – С. 42-57.
559. Кузьменко В.А. Усталостные испытания на высоких частотах нагружения – Киев: Наук. думка, 1979. – 336 с.
560. Єрмолаєв В.В., Орват К.Г., Мірненко В.І. Використання прискорених випробувань матеріалів з покриттями для оцінки довговічності авіаційних конструкцій // *Труди Академії*. – К.: НАОУ. – 2000. – №20. – С. 73–75.
561. Кашталян Ю.А. Характеристики упругости материалов при высоких температурах. – Киев: Наук. думка, 1970. – 111 с.
562. Кузьменко В.А., Трапезон А.Г., Крук Б.З., Письменный Н.Н. К анализу напряженного состояния ступенчатых образцов, применяемых при усталостных испытаниях на изгиб // *Пробл. прочности*. – 1980. – № 12. – С. 45–50.
563. Кузьменко В.А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов. – Киев: Изд-во АН УССР, 1963. – 152 с.
564. Мандельштам Л.И. Лекции по теории колебаний. – М.: Наука, 1972. – 470 с.
565. Пановко Я.Г. Внутреннее трение при колебаниях упругих систем. – М.: Физматгиз, 1960. – 256 с.
566. Борздыка А.М. Методы горячих механических испытаний металлов. – М.: Металлургиздат, 1955. – 352 с.
567. Прочность материалов при высоких температурах / Г.С. Писаренко, В.Н. Руденко, Г.Н. Третьяченко, В.Т. Трощенко. – Киев: Наук. думка, 1966. –796 с.
568. Серенсен С.В., Гарф М.Э., Козлов Л.А. Машины для испытаний на усталость. – М.: Машгиз, 1957. – 404 с.
569. Серенсен С.В., Гарф М.Э., Кузьменко В.А. Динамика машин для испытаний на усталость. – М.: Машиностроение, 1967. – 460 с.
570. Форрест П. Усталость металлов: Пер. с англ. – М.: Машиностроение, 1968. – 350 с.
571. Моравец Й. Электрогидравлическая система для динамических и квазистатических программных испытаний // *Вестник машиностроения*. – 1973. – № 11. – С.12–17.
572. Агранат Б.А. Ультразвуковая технология. – М. Металлургия, 1974. – 504 с.
573. Гершгал Д.А., Фридман В.М. Ультразвуковая аппаратура. – М.: Энергия, 1967. – 263 с.
574. Розенберг Л.Д. Источники мощного ультразвука. – М.: Наука, 1967. – 379 с.

575. Степаненко Н.Д., Вякин В.Н. Усталостные испытания композиционных материалов в условиях плоского напряженного состояния // Вибрационная прочность и надежность двигателей и систем летательных аппаратов. – Куйбышев. – 1977. – вып. 4. – С. 103–112.
576. Mason W.P., Wood W.A. Fatigue mechanism in metals at ultrasonic frequencies // J. Appl. Phys. – 1968. – 39, № 11. – P. 5581–5584.
577. Школьник Л.В. Методика усталостных испытаний. Справочник. – М.: Металлургия, 1978. – 304 с.
578. Трапезон А.Г. Расчет упругих элементов при резонансных усталостных испытаниях. – Киев: Наук. думка, 1983. – 96 с.
579. Корнилов А.А. Определение усталостной прочности листовых материалов // Зав. лаб. – 1969. – № 4. – С. 498–500.
580. Самгин В.А., Троян И.А. Приспособление для испытаний листовых материалов на усталость при чистом изгибе // Пробл. прочности. – 1971. – № 3. – С. 111–113.
581. Трапезон А.Г. Методы расчета колебаний механических систем и их использование при экспериментальном изучении усталости материалов: Автореф. дис. ... д-ра техн.наук. 05.02.09 / Ин-т пробл. прочн. НАН Украины – К, 1998. – 30 с.
582. Глаговский Б.А. О выборе несущей частоты в системах измерения и управления, работающих с тензодатчиками // Автоматика и телемеханика. – 1965. – Т. 26. – № 8. – С. 40–47.
583. Корнилов А.А. Исследование выносливости легких сплавов на пластинчатых образцах в условиях плоского напряженного состояния при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения : Автореф. дис. ... канд. техн. наук. 01.02.06 / Ин-т пробл. прочн. АН УССР – К., 1968. – 28 с.
584. Трапезон О.Г., Мірненко В.І., Бондар А.В. Установка для дослідження матеріалів з покриттями на термомеханічну втому // Зб. наук. пр. ННДЦ ОТ і ВБ України. – К.: ННДЦ ОТ і ВБ України. – 2003. – №20. – С. 101–105.
585. Писаревский М.М. Труды научно-технического совещания по изучению рассеяния энергии при колебаниях упругих тел. – Киев: Изд-во АН УССР. – 1968. – С. 54–89.
586. Пат. 2489 Україна, МКП 7 G01N3/00. Установка для дослідження зразків матеріалів на термомеханічну втому: Ляшенко Б.А., Трапезон О.Г., Рутковський А.В., Мірненко В.І., Бондар А.В.; Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України. – № 2003076427; Заявл. 09.07.03; Опубл. 17.05.04, Бюл. №5 – 5.12 с.
587. Копылов А.А., Векслер Ю.Г. Виброгазообразивная износостойкость компрессорных лопаток турбин // Защита металлов. – 2000. – том 36, № 2. – С. 215–217.
588. Крайдер К.Г. Введение в композиционные материалы с металлической матрицей // Композиционные материалы с металлической матрицей. Т.4. – М.: Машиностроение, 1978. – 504 с.
589. Антонюк В.С., Трапезон О.Г., Мірненко В.І., Рутковський А.В. Розробка основ аналітичного розрахунку пружних систем з покриттями на базі вибраних задач механіки і теорії коливань // Вісник Житомирського державного технологічного університету. – Житомир: ЖДТУ. – 2004. – №4(31). – С. 5–10.
590. Писаренко Г.С. Сопrotивление материалов. – Киев: Вища школа, 1973. – 672 с.
591. Ляшенко Б.А., Єрмолаєв В.В., Мірненко В.І., Рутковський А.В., Бондар А.В. Методика та результати прискороеного визначення циклічної міцності титану з тонкоплівковими покриттями // Труды Академії. – К.: НАОУ. – 2003. – №43. – С. 335–344.

592. Трапезон О.Г., Мірненко В.І., Бондар А.В. Методика дослідження матеріалів з покриттями на втому за допомогою високочастотної установки прискореними термомеханічними випробуваннями // Зб. наук. пр. ННДЦ ОТ і ВБ України. – К.: ННДЦ ОТ і ВБ України. – 2004. – №22 (2). – С. 123–128.
593. Бабаков И.М. Теория колебаний. – М.: Наука, 1968. – 560 с.
594. Трапезон А.Г., Мирненко В.И., Бондарь А.В. Циклическая прочность титановых сплавов при нормальных и повышенных температурах в условиях высокой частоты нагружения // Вібрації в техніці та технологіях. – 2004. – №5(37). – С. 85–88.
595. Трапезон О.Г., Мірненко В.І., Неділько О.М., Бондар А.В. Оцінка впливу вакуум–плазмових покриттів на циклічну міцність титанового сплаву VT20 при температурах до 640⁰С // Зб. наук. пр. ННДЦ ОТ і ВБ України. – К.: ННДЦ ОТ і ВБ України. – 2004. – №23 (3). – С. 111–118.
596. Мірненко В.І., Бондар А.В. Оптимізація технологічного процесу нанесення вакуум–плазмових покриттів за критеріями їх циклічної міцності, шорсткості та мікротвердості // Труды Академії. – К.: НАОУ. – 2004. – №55. – С. 281–288.
597. Wood W.A., Cousland S.M., Sargent K.R. Systematic microstructural changes peculiar to fatigue deformation // Acta Met. – 1963. – №11. – P. 642–643.
598. Рекламный проспект: Открытое акционерное общество «Уральский завод гражданской авиации» (ПРАД). – Екатеринбург. – 2001.
599. Ремнев Г.Е., Шулов В.А., Кашеев В.А., Федорова Р.В., Гаращенко А.Н. и др. Изменение эксплуатационных свойств лопаток компрессора ГТД из железо–никелевых сплавов в результате обработки мощными ионными пучками. // 2 Всес. конф. «Модиф. Свойств конструкц. матер. пучками заряж. частиц.». – Том 3. – Свердловск. – 1991. – С. 21–24.
600. ГОСТ 23.002–78. Обеспечение износостойкости изделий. Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения. – Взамен ГОСТ 16429–70 и ГОСТ 18283–72; Введ. 01.07.79 – М.: Изд–во стандартов, 1978. – 14 с.
601. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах. – К.: Техника, 1970. – 395 с.
602. Крагельский И.В. Трение и износ. – М.: Химия, 1968. – 480 с.
603. Тененбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию. – М.: Машиностроение, 1976. – 272 с.
604. Кашеев В.Н. Абразивное разрушение твердых тел. – М.: Машиностроение, 1970. – 248 с.
605. Єрмолаєв В.В., Мірненко В.І., Бондар А.В. Технологічне забезпечення довговічності лопаток компресорів авіаційних газотурбінних двигунів // Тез. допов. наук.-технічн. конф. “Сучасний стан та проблеми авіаційної техніки Військово-Повітряних Сил Збройних Сил України”. – Київ: НЦ ВПС України. – 2004. – С. 31.
606. Rabinowicz E. Influence of Surface Energy on Friction and Wear Phenomena // Appl. Physics. – 1961. – 32, №8. – P. 1440–1444.
607. Grook A.W. A Study of some Impacts between Metal Bodies by a Piezoelectric Methode // Proc. Roy. Soc. – London, 1952. – A212. – P. 377–390.
608. 363. Hopkins H.G. Dynamic Anelastic Deformation of Metals // Appl. Physics. – 1961. – 14, №6. – P. 417–431.
609. Macke W. Ein Lehrbuch der theoretischen Physik // Geest und Porting. – 1960. – №14. – P. 452–462.
610. Stern M.O., Dacus E.N. Piezoelectric Probe for Plasma Research // Rev. Scient. Instr. – 1961. – 32, №2. – P. 140–143.

611. Tabor D. The Hardness of Metals // Clarendon Press. – 1951. – № 4. – P. 331–336.
612. Rumpf H. Problemstellung und neuere Ergebnisse der Bruchtheorie // materialprüfung. – 1961. – 3, №7. – P. 253–265.
613. Kochendörfer A. Physikalische Grundlagen der Formänderungsfestigkeit der Metalle // Verlag Stahleisen. – 1963. – №5. – P. 24–28.
614. Tross A. Über das Wesen und den Mechanismus der Festigkeit // Selbstverlag. – 1966. – №9. – P. 462–468.
615. Bitter J.G. A Study of Erosion Phenomens // Wear. – 1963. – 6, №1. – P. 5–21.
616. Крагельский И.В., Щедров В.С. Развитие науки о трении. Сухое трение. – М.: АН СССР. – 1956. – 236 с.
617. Крагельский И.В., Непомнящий Е.Ф., Харач Г.М. Усталостный механизм разрушения и краткая методика аналитической оценки величины износа поверхностей трения при скольжении. – М.: ИМАШ, – 1966. – 19 с.
618. Крилов К.А., Хаймзон М.Е. Долговечность узлов трения самолетов. – М.: Транспорт, 1976. – 184 с.
619. Платова С.Н., Левин С.М., Лившиц Л.С. Влияние условий газоабразивного изнашивания на структурные изменения в углеродистых сталях // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1979. – №3. – С. 101–106.
620. Левин С.М., Лившиц Л.С., Мартиросян М.М. Изнашивание коррозионностойких легированных хромистых и хромоникелевых сталей в газоабразивном потоке // Строительство объектов нефтяной и газовой промышленности. – 1978. – №3. – С. 21–27.
621. Виноградов В.Н., Платова С.Н., Лившиц Л.С. Некоторые вопросы механизма разрушения сталей в условиях газоабразивного изнашивания // Трение и износ. – 1980. – №4. – С. 656–661.
622. Когаев В.П., Дроздов Ю.Н. Прочность и износостойкость деталей машин. – М.: Высшая школа, 1991. – 319 с.
623. Morrison G.T., Scattergood R.O., Routbort J.L. Erosion of 304 stainless steel // Wear. – 1986. – №111. – P. 1–13.
624. Тушинский Л.И., Плохов А.В. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. – Н.: Наука, 1986. – 200 с.
625. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. – М.: Машиностроение, 1970. – 304 с.
626. Скубачевский Л.С. Испытания воздушно-реактивных двигателей. – М.: Машиностроение, 1972. – 228 с.
627. Колесник В.І., Неділько О.М., Мірненко В.І., Лозінський В.А. Вплив вакуум-плазмових покриттів на газоабразивну стійкість конструкційних елементів силових установок літальних апаратів військового призначення з титанових сплавів // Зб. наук. пр. ЦНДІ ЗС України. – К.: ЦНДІ ЗС України. – 2004. – №1 (26). – С. 199–207.
628. Ляшенко Б.А., Мірненко В.І., Рутковський А.В., Петренко А.М. Газоабразивна стійкість титанового сплаву ВТ20 з вакуум-плазмовими покриттями // Проблеми трибології. – 2004. – №2. – С. 142–149.
629. Пат. 3413 Україна, МКП 7 F01D5/14. Лопатка компресора газотурбінної установки: Ляшенко Б.А., Мірненко В.І., Рутковський А.В.; Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України. – № 2004021338; Заявл. 24.02.04; Опубл. 15.11.04, Бюл. №11 – 5.70 с.

630. Ляшенко Б.А., Мірненко В.І. Теплозахисні покриття на лопатках компресора з титанових сплавів // Зб. наук. пр. ННДЦ ОТ і ВБ України. – К.: ННДЦ ОТ і ВБ України. – 2003. – №19. – С. 124–129.
631. Акимов В.М., Старик Д.Э., Морозов А.А. Экономическая эффективность повышения ресурса и надежности газотурбинных двигателей. – М.: Машиностроение, 1972. – 172 с.
632. Котельников Г.Н. Основи надійності авіаційної техніки: Навчальний посібник. – К.: КІ ВПС. – 1999. – 144 с.
633. Соловых Е.К. Энергоемкость и производительность вакуум-плазменного оборудования по нанесению упрочняющих покрытий // Вісник інженерної академії України – Київ, 2011, вип. 1. – С. 205-208.
634. Xiong Yuming, Zhu Shenglong, Wang Fuhui. The oxidation behavior and mechanical performance of Ti60 alloy with enamel coating // Surface and Coat. Technol. – 2005 – 190, № 2-3. –Р. 195-199.
635. Копысов В.А., Булер П.И., Топорищев Г.А. и др. О механизме окисления титана под слоем стеклоэмалевого покрытия // Технол. легких сплавов. Науч.-техн. бюл. ВИЛСа, 1977. - № 9. – С.52-64.
636. Xiong Y., Zhu S., Wang F. et al. Effect of vitreous enamel coating on the oxidation behaviour of Ti6Al4V alloys at high temperatures // J. Coat. Technol. and Res., 2008 – 8, № 1. – С.93-96.
637. Xiong Y., Zhu S., Wang F. Synergistic corrosion behavior of coated Ti60 alloys with NaCl deposit in moist air at elevated temperature // Corros. Sci., 2008 – 50, № 1. – С.15-22.
638. Ho W., Cheng C., Chen W. et al. Evaluation of low-fusing porcelain bonded to dental cast Ti-Zr alloys // J. Alloys and Compounds, 2009 – 471, № 1-2. – С.185-189.
639. Xiong Y., Zhu S., Wang F. et al. The effect of enamel coating on the oxidation behavior of Ti₃Al-based intermetallics at 750°C in air // Mater. Sci. and Eng. A., 2007 – 460-461. – С.214-219.
640. Park S., Kim Y., Lim H. et al. Gold and titanium nitride coatings on cast and machined commercially pure titanium to improve titanium – porcelain adhesion // Surface and Coat. Technol., 2009 – 203, № 20-21. – С.3243-3249.
641. Zhang C., Zhang S., Yang H. et al. Получение эмалевого покрытия, содержащего оксид церия, на высокотемпературном титановом сплаве // Jinshu rechuli = Heat Treat. Metals, 2007 – 32, № 11. – С.49-52.
642. А.с. 908946 СССР. МКИ С23С 9/04. Паста для химико-термической обработки изделий из титана и его сплавов. Опубл. в БИ 1982, № 8.
643. Ситникова А.Я., Аппен А.А. Химически устойчивые покрытия для защиты титана. В кн.: Жаростойкие и теплостойкие покрытия. Л., Наука – 1969. –С.211-219.
644. Ситникова А.Я., Баньковская И.Б., Анитов И.С. и др. О механизме взаимодействия титана с силикатными покрытиями. ИХС АН СССР. Журнал прикладной химии, том XLIV, изд. Наука, 1971 г., № 9.
645. Ситникова А.Я., Анитов И.С., Судомойкин И.А. Взаимодействие титана со стеклокерамическими покрытиями в условиях нанесения и службы. ИХС АН СССР. Журнал прикладной химии, том XLIV, изд. Наука, 1971 г., № 7.
646. Ситникова А.Я., Борисенко В.А. и др. Влияние окислов на некоторые свойства стеклокерамических покрытий для титана. В кн.: Защитные высокотемпературные покрытия. Л., Наука – 1972. –С.189-199.

647. Ситникова А.Я., Борисенко В.А. Авт. свид. СССР № 8533557. 1976. БИ № 40.
648. Ситникова А.Я., Аппен А.А., Анитов И.С. и др. // ЖПХ – 1974. –Т.47. –С.1922-1926.
649. Ситникова А.Я., Андрущенко Н.С. Использование микроанализатора для исследования взаимодействия титана с покрытием. В сб. Защитные высокотемпературные покрытия, 1972 г. Изд. Наука. – С.353-359.
650. Ситникова А.Я., Аппен А.А., Федоров В.Н. Диффузионно-химические процессы на границе титана с силикатными покрытиями и расплавами. В сб. Защитные покрытия на металлах. Вып. 8. Изд. Наукова думка, 1974 г.
651. Аппен А.А., Ситникова А.Я. Авторское свидетельство СССР № 206024, 30.08.1967, БИ № 24.
652. Антонова Е.А., Сазонова М.В., Ситникова А.Я. Физико-химические принципы получения гетерогенных неорганических покрытий. В кн.: Температуроустойчивые функциональные покрытия – часть 1, Санкт-Петербург – 1997. –С. 39-49.
653. Ситникова А.Я., Антонова Е.Е. Применение титана со стеклокерамическим покрытием в производстве электролитического никеля. В кн.: Температуроустойчивые функциональные покрытия – часть 2, Санкт-Петербург – 1997. –С. 30-33.
654. Уманский Э.С., Товт В.М., Ляшенко Б.А., Ситникова А.Я., Цыгулев О.В. Ползучесть сплава ВТ5-1 с защитными эмалевыми покрытиями // Проблемы прочности – 1977, № 9. –С.46-48.
655. Цыгулев О.В., Ляшенко Б.А., Ситникова А.Я. и др. Влияние термоциклирования на ползучесть титанового сплава со стеклокерамическими покрытиями. В кн.: Защитные покрытия – Л., Наука, 1979. –С.208-212.
656. Ляшенко Б.А., Долгов Н.А., Ситникова А.Я. Оценка термостабильности титанового сплава со стеклокерамическими покрытиями // Температуроустойчивые функциональные покрытия – часть 2, Санкт-Петербург – 1997. –С. 113-115.
657. Методы ускоренных испытаний на термоциклическую ползучесть: ДСТУ 2637-94, Держстандарт України, Київ, 1994.
658. Иванченко А.В., Долгов Н.А., Ляшенко Б.А. Многоканальная система исследования изотермической и термоциклической ползучести // Проблемы прочности – 2005, № 6. – С.124-131.
659. Герцрикен Д.С., Мазанко В.Ф., Тышкевич В.М., Фальченко В.М. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий – Киев, РИО ИМФ – 2001. -443 с.
660. Ляшенко Б.А. О критерии адгезионно-когезионной равнопрочности и термостойкости защитных покрытий // Пробл. прочности - 1980, № 10. –С.114-116.
661. Прочность материалов и конструкций: раздел 10. Покрытия и их использование в технике / Редкол.: В.Т.Трощенко (отв. ред.) – 2-е изд. – Киев: Академперіодика, 2006. – С.981-1068.
662. Витязь П.А., Ивашко В.С., Ильющенко А.Ф. и др. Теория и практика нанесения защитных покрытий. – Мн.: Беларуская навука – 1998. -583 с.
663. Тушинский Л.И., Плохов А.В. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. – Новосибирск: Наука, 1986. -200 с.
664. Ярошевская Л.А., Ляшенко Б.А., Толстопятов Р.В. и др. К вопросу об оценке метода составного сечения для определения упругих свойств эмалевых покрытий // Проблемы прочности – 1972, № 5.

665. Ляшенко Б.А., Дмитриев Ю.В., Богущ В.Н. и др. Определение комплекса механических характеристик газотермических покрытий // В кн.: Современные достижения в области техники и применения газотермических и вакуумных покрытий – Киев, 1991. –С.90-97.
666. Дмитриев Ю.В. Методологический подход к исследованию механических характеристик материалов с покрытиями: Автореф. дисс. ... канд. техн. наук. – Киев, ИПП АН УССР, 1990. -17 с.
667. Ляшенко Б.А., Шаривкер С.Ю., Цыгулев О.В. и др. Методика определения механических характеристик композиции металл - защитное покрытие // Пробл. прочности – 1989, № 8. -С.113-115.
668. Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. М., 1964, - 518 с.
669. Смирнов Н.С. Об определении прочности сцепления защитного покрытия с металлом // В кн.: Температуроустойчивые защитные покрытия. Л., Наука – 1968. –С. 38-45.
670. Аппен А.А. Температуроустойчивые неорганические покрытия. Л., Химия – 1976. -296 с.
671. Ляшенко Б.А., Цыгулев О.В., Кузнецов П.Б. Необходимо ли всегда повышать адгезионную прочность защитных покрытий? // Пробл. прочности – 1987, № 5. –С.70-74.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ОТ АВТОРОВ	3
СПИСОК ПРИНЯТЫХ СОКРАЩЕНИЙ	22
ВВЕДЕНИЕ	23
1. ВОПРОСЫ МАТЕРИАЛОГИИ И МАТЕРИАЛОГИИ	
ПОВЕРХНОСТИ Тi-СПЛАВОВ	27
1.1. Материаловедение и материаловедение поверхности	27
1.2. Некоторые сведения о титане и его сплавах	40
1.2.1. Титан.....	40
1.2.2. Сырьевая база титана.....	45
1.2.3. Свойства титана	48
1.2.4. Титанаты	57
1.2.5. Титановые сплавы.....	58
1.2.6. Некоторые проблемы использования титана и его сплавов.....	83
1.2.7. Некоторые примеры применения титановых сплавов	97
1.3. Технологии поверхностного упрочнения Тi-сплавов	101
1.3.1. Титанирование.....	101
1.3.2. Поверхностное пластическое деформирование.....	103
1.3.3. Гальванический метод нанесения покрытий на Тi-сплавы	107
1.3.4. Химико-термическая обработка (ХТО).....	109
1.3.5. Ионная имплантация поверхности.....	119
1.3.6. Электронно-лучевая и лазерная обработка поверхностей.....	120
Тi-сплавов.....	120
1.3.7. Метод вакуумно-плазменных покрытий (ВПП).....	123
1.3.8. Эмалирование титановых сплавов	125
1.3.9. Электроискровое легирование титановых сплавов.....	126
1.3.10. Функциональные требования к защитным покрытиям	127
2. ИССЛЕДОВАНИЯ ФИЗИКОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ	
ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	134
2.1. Упрочнение Тi-сплавов вакуум-плазменными покрытиями	134
2.1.1. Анализ ФН ИП Тi-сплавов и вакуум-плазменных покрытий	134
2.1.2. Технологическое обеспечение нанесения ВПП.....	155

2.1.3.	Совершенствование оборудования ВПП.....	161
2.1.4.	Технологический процесс нанесения ВПП TiN, (TiAl)N и TiCN.....	166
2.1.5.	Многокритериальная оптимизация и выбор критериев ВПП	170
2.1.6.	Влияние технологических факторов на свойства ВПП	180
2.1.7.	Прочность и пластичность Ti-сплавов с ВПП	203
2.1.8.	Влияние ВПП на малоцикловую усталость Ti-сплавов.....	227
2.1.9.	Испытания изотермической и термоциклической ползучести.....	234
2.1.10.	Испытания термомеханической и высокочастотной усталости Ti-сплавов	253
2.1.11.	Влияние ВПП на газообразивную стойкость Ti-сплавов.....	308
2.1.12.	Разработка оптимальных параметров процесса ВПП.....	329
2.2.	Исследование эмалирования титановых сплавов	341
2.2.1.	Сведения об эмалевых покрытиях	341
2.2.2.	Составы эмалей, режимы нанесения.....	343
2.2.3.	Изотермическая и термоциклическая ползучесть эмалевых покрытий сплава VT5-1	345
2.2.4.	Влияние ползучести на изменение упругих и прочностных свойств ЭП.....	356
2.2.5.	Условие равнопрочности и прочности материалов с ЭП	357
2.2.6.	Кинетика изменения упругих свойств ЭП	359
2.2.7.	Кинетика изменения когезионных свойств эмалевых покрытий.....	361
2.2.8.	Изменение адгезионной прочности ЭП.....	365
2.2.9.	Оценка резервов прочности материалов с ЭП.....	368
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	371
	БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЕ ССЫЛКИ.....	374

Научное издание

**Ляшенко Борис Артёмович, Подчерняева Ирина Александровна,
Коневцов Леонид Алексеевич и др.**

**МАТЕРИАЛОГИЯ ПОКРЫТИЙ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
МЕТОДАМИ ФИЗИКОХИМИИ
И ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ**

Часть 1

ПОКРЫТИЯ МЕТОДАМИ ФИЗИКОХИМИИ

Отпечатано с авторского оригинала-макета
Дизайнер обложки *Е. И. Саморядова*

Подписано в печать 24.12.19. Формат 60x84 1/16. Усл. печ. л. 24,18. Тираж 500 экз. Заказ 387.

Издательство Тихоокеанского государственного университета.
680035, Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 136.
Отдел оперативной полиграфии издательства Тихоокеанского государственного университета.
680035, Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 136.