

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 10 (94)
октябрь
2012

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р техн. наук,
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного
совета**

д-р техн. наук, заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместитель главного
редактора**

д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя
редакционного совета:**

д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
В.М. БАШКОВ
А.И. БЕЛИКОВ
А.И. БОЛДЫРЕВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Е.Д. МАКАРЕНКО
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:

Л.П. ШЕСТОПАЛОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить в любом
почтовом отделении (индексы
по каталогам: "Роспечать" 85159,
"Пресса России" 39269, "Почта России"
60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,
268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован
в Министерстве РФ по делам печати,
телерадиовещания и средств
массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Гуревич Ю.Г., Овсянников В.Е., Фролов В.А., Суханов П.А. Поверхностная закалка деталей из ферритно-перлитного серого чугуна 3

Гурьянов Г.В., Кисель Ю.Е. Зависимость прочностных свойств электролитических покрытий от их субструктуры 6

Кудашева И.О., Марьина Н.Л. Динамика нагружения как критерий оценки эффекта П.А. Ребиндера в подшипниках скольжения транспортных дизелей 12

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Безъязычный В.Ф., Голованов Д.С. Расчетное определение остаточных напряжений в поверхностном слое обрабатываемой детали при дорновании 15

Гаврилов С.А. Прогнозирование динамических характеристик методов комбинированного волочения сплошных круглых профилей в условиях применения металлоплакирующих смазок 21

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Новиков А.С., Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А., Теряев А.Д., Энгелько В.И., Ткаченко К.И. Влияние облучения сильноточными импульсными электронными пучками на адгезию вакуумно-дуговых покрытий NiCrAlY на лопатках турбины ГТД из сплава ЖС26НК 25

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Табаков В.П., Чихранов А.В., Гатауллов И.Н. Разработка износостойких покрытий режущего инструмента на основе нитрида титана и кремния 28

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Кожевников А.А. Методы контроля состояния поверхностного слоя для управления процессом виброударного упрочнения (обзор) 34

Кудряков О.В., Варавка В.Н. Мониторинг начальных стадий эрозионного износа ионно-плазменных покрытий при каплеударном воздействии 40

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 10 (94)
October
2012

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr of Eng. Sci.,
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council
Dr of Eng. Sci., The honoured
worker of a science and
technics of the RF
V.F. BEZYAZCHNYI

Editorial Assistants
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants:
Dr of Eng. Sci.
V.Yu. BLUMENSTEIN

Dr of Eng. Sci.
A.V. KIRICHEK
Dr of Eng. Sci.
O.V. CHUDINA

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV

A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOICHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
L.P. SHESTOPALOVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,
which can be issued in any post office
(index on the catalogues: "Rospechat"
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta
Rossii" 60252) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00,
268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry
Tele- and Broadcasting of Mass
Communications Media. The certificate
of registration ПИ № 77-17733,
March 9, 2004

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Gurevich Yu.G., Ovsyannikov V.E., Frolov V.A., Sukhanov P.A. Surface
hardening of parts from ferrit and perlite grey cast iron 3

Guriyanov G.V., Kisel Yu.E. Assosiation of parameters of microstructure
of electrochemical coverages with dilatation 6

Kudasheva I.O., Maryina N.L. Dynamics stresses, as criterion of the estimation
effect P.A. Rebindera, in bearings of sliding of transport diesel engines 12



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Bezyazychnyi V.F., Golovanov D.S. Calculation of residual stresses of component
surface layer when burnishing 15

Gavrilov S.A. Prediction for dynamic characteristics of combined drawing
of solid cylindrical blanks using metal-cladding lubricants 21



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Noviikov A.S., Shulov V.A., Bytsenko O.A., Teryaev D.A., Teryaev A.D.,
Engelko V.I., Tkachenko K.I.** The effect of intense pulsed electron beam
irradiation on the adhesion of NiCrAlY arc-vacuum coatings of gas turbine
engine blades from GhS26NK alloy 25



PROCESSING BY COMBINED METHODS

Tabakov V.P., Chihranov A.V., Gataullov I.N. Working out of wearproof coverings
of the cutting tool on the basis of nitride of the titan and silicon 28



QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Kozhevnikov A.A. The control methods of superficial layer conditions
for management by process of vibroshock hardening (review) 34

Kudryakov O.V., Varavka V.N. Monitoring of initial stages of erosive wear
of ion-plasma coatings at droplet-shock impacts 40

Reprint is possible only with the reference to the journal
"Strengthening technologies and coatings".

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian
Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses



УДК 621.19

Ю.Г. Гуревич, В.Е. Овсянников, В.А. Фролов, П.А. Суханов
Курганский государственный университет, г. Курган
E-mail: ygga@rambler.ru

Поверхностная закалка деталей из ферритно-перлитного серого чугуна

Показано, что поверхность железа оказывает каталитическое действие на процесс диссоциации оксидов с дальнейшим окислительным и легирующим воздействием продуктов диссоциации на структуру поверхностного слоя чугуна. Эти процессы могут быть положены в основу технологии диффузионного легирования серого чугуна в среде оксидов легирующих элементов.

Ключевые слова: чугун, оксид, диссоциация, катализация, диффузионное легирование

The iron surface has catalytic an effect on process dissociation oxides with the further oxidizing and alloying influence of products dissociation on structure of a blanket of pig-iron. These processes can be taken as a principle technologies of a diffusive alloying of gray pig-iron in oxide environment of alloying elements.

Keywords: pig-iron, oxide, dissociation, a catalyzing, a diffusive, alloying.

Введение

Известно, что ферритно-перлитный серый чугун, в отличие от ковкого, не подвергается поверхностной закалке и сварке, потому что на воздухе, в первую очередь, вступает в реакцию с кислородом углерод графита, образующийся газообразный СО оказывает давление на основу чугуна, в результате образуются микротрещины [1, 2]. Чтобы избежать этого, необходимо найти такой окислитель, который окисляет углерод основы чугуна и не окисляет углерод графита.

Теоретическим основанием для такого процесса послужил факт окисления стали закисью железа FeO. Э. Гудреммон [3] отмечает, что содержащая кислород сталь склонна к сильному поверхностному обезуглероживанию при нагреве без доступа воздуха. При этом в процессе обезуглероживания большое участие принимает не кислород, растворенный в стали, а кислород, входящий во включения (FeO). Это свидетельствует о том, что при нагреве железо является катализатором для диссоциации оксида и образующийся атомарный кислород диффундирует в сталь, окисляя элементы, растворенные в ней.

Каталитическое действие железа, представленного в виде основы серого ферритно-перлитного чугуна, на диссоциацию оксида хрома при температурах 900...1100 °С было подтверждено экспериментально.

Цель работы – исследование каталитического действия железа на диссоциацию оксидов и возможности реализации простой, надежной и экономически выгодной технологии упрочнения деталей из ферритно-перлитного серого чугуна.

Результаты исследования и их обсуждение

Ниже приведен термодинамический анализ взаимодействия оксида хрома Cr₂O₃ с графитом серого чугуна и с углеродом его основы при температурах 900, 1000 и 1100 °С:



$$\Delta G_1 = 188\,401,42 - 123,06 T. \quad (2)$$

Энергия Гиббса для реакции (1)

T, К	1173	1273	1373
ΔG ₁ , кал	0,44·10 ⁵	0,32·10 ⁵	0,19·10 ⁵



$$\Delta G_3 = 271\,400,81 - 123,15 T. \quad (4)$$

Энергия Гиббса для реакции (3)

T, К	1173	1273	1373
ΔG ₃ , кал	1,27·10 ⁵	1,15·10 ⁵	1,02·10 ⁵

Поскольку при температурах 900...1100 °С у приведенных реакций $\Delta G \gg 0$, их самопроизвольное

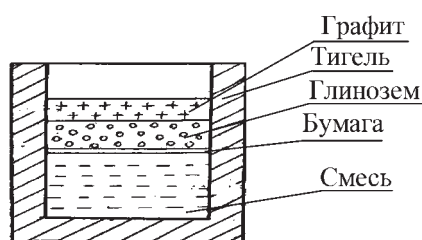


Рис. 1. Размещение материалов в тигле



Рис. 2. Окисленный слой на не травленном шлифе

протекание термодинамически невозможно. Таким образом, оксид хрома самопроизвольно при указанных температурах диссоциировать не может.

Результаты термодинамического анализа были проверены экспериментально. Смесь порошков графита и оксида хрома поместили в алундовый тигель (рис. 1), нагрели до температуры 1100 °С и выдерживали при этой температуре 8 ч. Никаких газовых выделений в течение выдержки замечено не было, следов металлического хрома в тигле обнаружено не было. Таким образом, результаты эксперимента соответствовали приведенному термодинамическому расчету.

Проверили каталитическое действие железа, представленного в виде металлической основы серого чугуна, на процесс диссоциации оксида хрома с дальнейшим окислением углерода основы серого чугуна. Порошок чугуна (размер частиц менее 63 мкм) смешали с порошком оксида хрома (размер частиц менее 63 мкм), смесь поместили в алундовый тигель, нагревали до температуры 1373 К и выдерживали при этой температуре 2, 4, 8 ч. После взаимодействия с оксидом хрома частицы чугуна превратились в сталь со следующим содержанием элементов:

τ, ч	2	4	8
C, %	1,05	0,87	0,15
Mn, %	—	0,58	0,49
Si, %	—	1,80	1,40

Результаты эксперимента подтвердили каталитическое действие поверхности железа, которое сделало возможным разрыв молекулы оксида железа, образование атомов хрома и кислорода, их адсорбцию на поверхности основы чугуна и дальнейшую диффузию вглубь сплава. После окисления углерода основы чугуна она превратилась в сталь с большим содержанием перлита и поэтому закалилась на мартенсит.

Таким образом, экспериментально была доказана возможность окисления оксидом хрома углерода основы ферритно-перлитного серого чугуна, причем графит чугуна остается не окисленным.

Известно, что диффузионное хромирование серого чугуна не применяется, так как высокое содержание углерода в чугуне не позволяет хрому (из-за образования карбидов) проникать на глубину, большую, чем 10...15 мкм. Применение для диффузионного хромирования черного чугуна оксидов хрома должно

позволить получить большую толщину диффузионного слоя за счет того, что кислород будет окислять углерод основы чугуна. Эта гипотеза была также экспериментально подтверждена.

Для экспериментов была выбрана цилиндрическая деталь из ферритно (60...90 %)-перлитного (40...10 %) серого чугуна СЧ20. Исходная структура чугуна — равномерно распределенный пластинчатый графит завихренной формы; площадь, занятая графитом, составляла 8...12 %.

Деталь помещали в открытый контейнер и засыпали оксидом хрома. Для предотвращения окисления воздухом сверху помещали слой графита толщиной 3...4 мм. Диффузионное хромирование производили при температурах 900...1100 °С в течение 2, 4 и 8 ч.

При исследовании измеряли толщину диффузионного слоя, определяли твердость и микротвердость до и после закалки, изучали микроструктуру на не травленных и травленных шлифах, определяли процентное содержание структурных составляющих.

Окисленный (диффузионный) слой был достаточно однороден, никаких дефектов не наблюдалось (рис. 2). Граница между структурой чугуна и окисленным слоем четкая. Включения графита стали мелкими и приобрели шаровидную форму.

В табл. 1 приведена толщина окисленного (диффузионного) слоя в зависимости от температур и продолжительности обработки.

Результаты рентгено-спектрального анализа диффузионного слоя представлены в табл. 2.

Полученные данные позволяют определить следующие стадии процесса взаимодействия оксида хрома с основой серого чугуна:

- диссоциации оксида хрома на поверхности основы чугуна;
- диффузия кислорода и хрома вглубь металла;
- диффузия углерода в аустените к окисляемой поверхности;

Таблица 1

Толщина окисленного слоя в зависимости от температуры диффузионного хромирования и продолжительности обработки

Температура, К	Время выдержки τ , ч	Толщина слоя, мм
1173	2	0,13
	4	0,21
	8	0,24
1273	2	0,25
	4	0,48
	8	0,70
1373	2	0,55
	4	0,79
	8	1,08

Таблица 2

Рентгено-спектральный анализ диффузионного слоя

T, К	τ , ч	Содержание элементов, %			
		С	Cr	Mn	Si
1273	8	0,95	3,44	1,12	2,32
1373	4	1,22	2,70	1,20	—
	8	0,72	4,93	0,90	2,38

Примечание. Окислитель — оксид хрома.

— окисление углерода и удаление оксида углерода СО.

Микротвердость упрочненного слоя после диффузионного хромирования и закалки $HV = 6...8,3$ ГПа свидетельствуют о том, что в диффузионном слое существуют как твердый раствор хрома в железе, так и карбиды хрома [4].

Сравнение микротвердости диффузионного слоя ферритно-перлитного чугуна после закалки с микротвердостью закаленного поверхностного слоя высокопрочного чугуна ВЧ 40 лазером [4] показывает, что разработанная технология диффузионного хромиро-

вания и поверхностной закалки ферритно-перлитного серого чугуна обеспечивает твердость поверхностного слоя, соизмеримую с лазерной обработкой и на один-два порядка больше по сравнению с традиционным диффузионным хромированием чугуна.

На основании полученных данных по методике [5] была рассчитана удельная работа износа серого чугуна и его упрочненного слоя по сравнению с хромистым чугуном. Удельная работа абразивного износа ферритно-перлитного серого чугуна после диффузионного хромирования и закалки соизмерима с удельной работой абразивного износа высокохромистого чугуна, содержащим 2,8 % С и 14,7 % Cr.

Выводы

1. Поверхность железа оказывает каталитическое действие на процесс диссоциации оксидов с дальнейшим окислительным и легирующим воздействием продуктов диссоциации на структуру поверхностного слоя чугуна. Эти процессы могут быть положены в основу технологии диффузионного легирования серого чугуна в среде оксидов легирующих элементов.

2. Реакция окисления углерода основы чугуна оксидом хрома позволяет увеличивать толщину диффузионного слоя при диффузионном легировании ферритно-перлитного серого чугуна хромом до 1,0 мм.

3. Твердость поверхностного слоя феррито-перлитного серого чугуна после диффузионного хромирования и закалки соизмерима с микротвердостью высокопрочного чугуна после закалки ТВЧ, а абразивный износ соизмерим с износом белого хромистого чугуна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Чугун:** справочник / А.Д. Шерман и др. М.: Металлургия, 1991. 575 с.
2. **Гуревич Ю.Г., Фролов В.А., Марфицын В.В.** Поверхностное упрочнение деталей из серого чугуна // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 5. С. 27–30.
3. **Гуревич Ю.Г.** Теоретические и технологические основы диффузионного окисления серого чугуна // Изв. вузов. Черная металлургия. 2010. № 9. С. 45–49.
4. **Майоров В.С., Майоров С.В.** Закалка чугуновых деталей излучением твердотелого лазера // МиТОМ. 2009. № 3. С. 6–8.
5. **Гуревич Ю.Г., Анцифиров В.Н., Савиных Л.М.** Износостойкие композиционные материалы. Екатеринбург: УРО РАН, 2005. 216 с.

УДК 631.3.004.67:621.35.035.4

Г.В. Гурьянов (Брянская государственная сельскохозяйственная академия),
Ю.Е. Кисель (Брянская государственная инженерно-технологическая академия)
E-mail: YPK2@mail.ru

Зависимость прочностных свойств электролитических покрытий от их субструктуры

Установлены зависимости прочностных свойств железных покрытий от параметров микроструктуры металла при электроосаждении и термической обработке, характеризующейся дилатацией. Исследовано влияние высокотемпературного воздействия на прочность и структуру покрытий. Показано, что в качестве контрольного параметра прочностных свойств железа можно использовать дилатацию.

Ключевые слова: композиционные электрохимические покрытия, электролитические сплавы, структура, механические свойства, износостойкость, дисперсная фаза (ДФ).

Dependences of density of distributions and the size of blocks of a mosaic of metals from dilatation are established. It is shown, that for definition of parameters of submicrostructure of electrolytic iron it is possible to use dilatation.

Keywords: composite electrochemical coatings (CEC), electrochemical alloys, structure, mechanical properties, resistance increase, dispersed phase (DPh).

Введение

Мягкое и пластичное электролитическое железо не пригодно для восстановления и упрочнения деталей машин. Вместе с тем, при обычных условиях электролиза в гальванической ванне получают покрытия железа, которые по своим качествам близки к закаленной стали 45 и имеют мелкокристаллическое строение. Таким образом, высокие механические свойства электролитическое железо приобретает благодаря его насыщению дефектами структуры. Наиболее полное описание дефектов структуры электроосажденных металлов в целом и электролитического железа, в частности, дано в работах Ю.М. Полукарова, Е.А. Мамонтова, Г.В. Гурьянова и их учеников [1–4]. Вместе с тем, общие закономерности структурообразования еще не установлены. Для выбора основных параметров тонкой структуры необходим критерий для оценки их вклада в общую дефектность металла. Таким критерием может служить изменение плотности и объема электролитического железа – дилатация.

Поэтому цель работы – попытка рассмотреть связь дефектов структуры с дилатацией металла на основе анализа собственных исследований влияния параметров электролиза на структуру и свойства электролитического железа и работ авторов [5–7].

Методика проведения исследований

Подробная технология получения композиционных электрохимических покрытий (КЭП) и образцов покрытий была разработана и изложена в работах [7–10]. Рентгеноструктурный анализ проводили на

установке "ДРОН-3М" по методике [11]. Размер блоков мозаики (D) и микроискажения (ϵ) определяли по методу моментов второго порядка, плотность дислокаций (ρ) оценивали по формуле П.Б. Хирша [12]. Морфологию и микроструктуру основы и покрытий исследовали с помощью микроскопа "МИМ-8". Прочность на растяжение КЭП изучали на образцах в виде колец [7]. Внутренние напряжения определяли методом гибкого катода [13], плотность покрытий – методом гидростатического взвешивания [14]. Повторность испытаний в опытах составляла от 3 до 10. Опытные данные обрабатывали методами математической статистики. Для построения функциональных зависимостей использовали регрессионный анализ [15, 16].

Результаты исследований и их обсуждение

Приступая к анализу условий происхождения и формирования дефектов структуры электролитических железных покрытий в целях установления закономерностей изменения механических свойств металла не имеет смысла давать подробное описание всех встречающихся в электроосажденных металлах дефектов, которые подробно изложены в работах [4, 17]. Вместе с тем, для оценки общей дефектности материалов при рассмотрении данной проблемы одним из параметров, характеризующих субструктуру покрытий, которым можно оперировать, может являться дилатация.

Теоретическая плотность металла (γ_n), имеющего идеальную кристаллическую решетку, может быть установлена довольно точно [4, 17]. Все нарушения укладки атомов в решетке (дефекты структуры) неиз-

бежно приводят к изменению плотности и объема металлов (дилатации). Соответственно, вклад дефекта в изменение удельного объема или плотности металла может послужить оценкой значимости данного вида дефектов в изменение его субмикроструктуры. Например, равновесная концентрация вакансий в металлах C_v определяется как отношение числа вакансий в решетке n к общему числу узлов в кристалле N . Концентрация вакансий зависит от температуры нагрева и достигает наибольшей величины в точке плавления [17]:

$$C_v = A \exp\left(-\frac{\alpha_v}{\alpha_{пл} \Theta}\right), \quad (1)$$

где A – константа, зависящая от типа решетки;

α_v – энергия вакансии;

$\alpha_{пл}$ – энергия плавления вакансии;

Θ – сходственная температура.

Таким образом, определяемая с помощью выражения (1) максимальная концентрация вакансий для электролитического железа будет равна: $C_v = 10^{-3} \dots 10^{-6}$ (при $\alpha_{пл} = 0,019 \dots 0,04$, $\alpha_v = 0,25$ [17]). Соответственно наибольшая дилатация (изменение объема и плотности) за счет вакансий составит: $\delta_v = \Delta V / V = \Delta \gamma / \gamma \approx n / N = 10^{-3}$. Избыток "замороженных" в процессе электрокристаллизации железа вакансий, стекая в петли, служит источником дислокаций [4].

Плотность дислокаций в электролитическом железе может быть чрезвычайно высокой и достигать $10^{12} \dots 10^{13} \text{ см}^{-2}$ [1–4]. Вместе с тем, существует верхний предел возможной плотности дислокаций, ограниченный допустимым расстоянием между дислокациями $L = 2r$, где $r = (2 \dots 3)b$ – радиус ядра дислокации; b – кратчайшее расстояние в решетке. Когда останутся одни ядра, решетки не будет – в веществе выделить отдельные дислокации невозможно [17]. Следовательно, дислокации существуют лишь при их плотности $\rho \leq 10^{13} \dots 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Дилатация, обусловленная дислокациями, в соответствии с оценками $\delta_d = 1,5 \rho b^2$ [11] для электролитического железа при предельной плотности дислокаций $\rho_{пр} = (6b)^{-2} = 4,52 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ составит $\delta_d = 5,56 \cdot 10^{-2}$. Несмотря на приближенность расчетов, эта величина достаточно хорошо совпадает с относительным изменением объема железа и большинства других "чистых" металлов при изменении термодинамической температуры от нуля до точки плавления $\Delta V / V \approx 6 \cdot 10^{-2}$ [17]. Сравнение δ_v и δ_d позволяет выделить плотность дислокаций в число основных параметров субмикроструктуры железа, ответственных за дилатацию (изменение плотности и объема).

В электронно-микроскопических исследованиях электролитического железа В.М. Козлова [4] показано, что линейные дефекты сосредоточены внутри границ, разделяющих отдельные фрагменты, объем которых представляет собой участки металла с довольно совершенной структурой. Ужесточение режимов электролиза (увеличение перенапряжения при выделении металла) приводит к уменьшению фрагментов и увеличению угла разориентировки между ними [5, 6]. Следует заметить, что размеры областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей (блоки мозаики – Д), принимаемые во многих работах за основную характеристику тонкой структуры электролитических покрытий, прямо связаны с плотностью дислокаций, сосредоточенных в субзеренных границах, например зависимостью [11]

$$\rho = 3 D^{-2}. \quad (2)$$

Для вывода зависимостей, связывающих плотность дислокаций и размер блоков мозаики с дилатацией электролитического железа, воспользуемся имеющимся в литературе соотношением для определения плотности дислокаций, сосредоточенных в границах субзерен [12]:

$$\rho = K_3 \delta (Db)^{-1}, \quad (3)$$

где K_3 – коэффициент, зависящий от формы зерен.

Заменив в уравнении (3) ρ величиной блоков по формуле (2), получим соотношение, непосредственно связывающее дилатацию и размер блоков мозаики:

$$D = K_3 b \delta^{-1}, \quad (4)$$

а для связи плотности дислокаций с дилатацией (плотностью электролитического железа) из уравнений (2) и (3) можно получить выражение

$$\rho = 3 K_3 b^2 \delta^2. \quad (5)$$

Для предварительной оценки значения коэффициента K_3 воспользуемся уравнением Хирша, широко применяемым для экспериментального анализа дислокационной структуры электролитического железа [12]:

$$\rho = \beta (3 D B)^{-1}, \quad (6)$$

где β – угол разориентировки, определяемый экспериментально. Принимая во внимание, что относительное удлинение образца $\varepsilon = \beta$ [17] и $\varepsilon = \delta / 3$, производя соответствующие замены в (6), получим

$$\rho = \delta (9 D b)^{-1}. \quad (7)$$

Сопоставление (2) и (6) позволяет предварительно установить значение $K_3 = 1/9$ и краевые условия:

$$\text{при } \delta \rightarrow 0 \quad D \rightarrow \infty, \quad \rho \rightarrow 0; \quad (8)$$

$$\text{при } \delta \rightarrow \infty \quad D \rightarrow 0, \quad \rho \rightarrow \infty. \quad (9)$$

Первое условие (8) кристаллографически соответствует идеальному материалу без дефектов (с идеальной кристаллической решеткой). Второе условие (9) не может быть выполнено, поскольку параметры субструктуры и дилатация металла ограничены предельными значениями D_{\min} , ρ_{\max} и δ_{\max} , отвечающими максимальной деформации, при которой металл теряет свою кристаллическую структуру (в первом приближении – это аморфный (жидкий) металл). Поэтому нижнее краевое условие (9) уравнений (3)–(5) следует уточнить, приняв за предельное состояние металла точку его плавления. Попробуем это выполнить для железа, приняв минимальный размер блока равным постоянной кристаллической решетки. Если по данным литературы [17, 18] принять изменение объема осадка $\Delta V = 3\alpha T_{\text{пл}}$, температуру плавления железа $T_{\text{пл}} = 1806 \pm 5$ К, коэффициент теплового расширения $\alpha = (1,02...1,43) \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, плотность жидкого металла $\gamma_{\text{ж}} = 7,0...7,13 \text{ г/см}^3$, тогда $D_{\min} = b = 2,48 \cdot 10^{-8} \text{ см}$; $K_3 = \delta_{\max} = (\gamma_{\text{и}} - \gamma_{\text{ж}}) / \gamma_{\text{и}} = 0,064...0,113$, $\rho_{\max} = (1,08...2,16) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Следует заметить, что значение K_3 близко к теоретически установленному $K_3 = 1/9$, плотности дислокаций ρ_{\max} и $\rho_{\text{пр}}$ железа одинаковы по порядку. Зависимости плотности дислокаций ($\rho \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$) и размеров блоков ($D, \text{ \AA}$) от дилатации примут вид (рис. 1):

$$D = (15,87 \dots 28,02) \delta^{-1}, \quad (10)$$

$$\rho = (18,9 \dots 10,7) \delta^2. \quad (11)$$

Интересно проследить, как изменяется тонкая структура и плотность покрытий при различных условиях электролиза. Электролитическое железо отличается высокой степенью химической чистоты, изме-

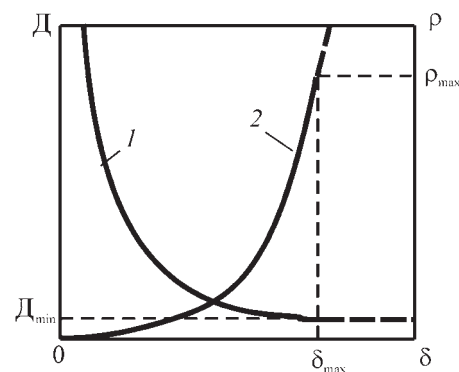


Рис. 1. Зависимость размера блоков мозаики (1) и плотности дислокаций (2) электролитического железа от дилатации

нение плотности может быть связано только процессом деформации осадка в процессе электроосаждения, насыщением его дефектами структуры, а также следствием микротрещиноватости осадков, особенно полученных из холодных хлористых электролитов.

Экспериментальные исследования по определению влияния условий электролиза на параметры субмикроструктуры осадков показали, что ужесточение режимов электролиза приводит к увеличению плотности дислокаций и измельчению блоков мозаики до предельных значений (при $\delta = 0,06...0,07$) с последующим образованием в них устойчивых субмикротрещин. Наиболее износостойкие покрытия соответствовали области перехода от монолитных осадков к трещиноватым. Таким образом, наблюдалось упрочнение материала, обусловленное процессом пластической деформации осадка в процессе электролиза, аналогичное субмикроструктурному упрочнению при пластической деформации. Хотя при "жестких" режимах электролиза осадки были пронизаны густой сеткой субмикротрещин, их прочность на сдвиг повышалась. Возможно, трещины дополнительно оказывали сопротивление движению дислокаций, благодаря чему повышалась микротвердость покрытий, но износостойкость снижалась [4, 6, 8].

Анализ экспериментальных данных позволил установить зависимость $D = f(\delta)$ (рис. 2):

$$D = 17,45 \delta^{-1}. \quad (12)$$

Зависимость $\rho = f(\delta)$ можно разделить на два участка (рис. 3). На участке I при $\delta \leq 0,055 \dots 0,065$ функция имела вид

$$\rho = 14,5 \delta^2. \quad (13)$$

На участке II (при $\delta > 0,06...0,07$) зависимость $\rho = f(\delta)$ претерпевала излом и изменяла характер. При обработке экспериментальных данных была установлена линейная зависимость $\rho = f(\delta)$:

$$\rho = 1,16 + 3,52 \delta. \quad (14)$$

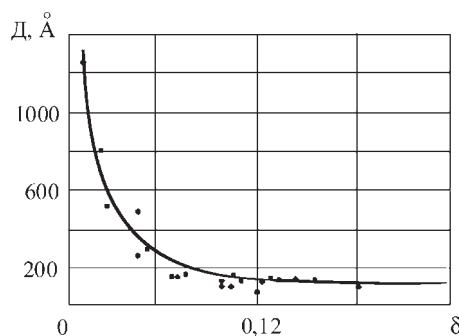
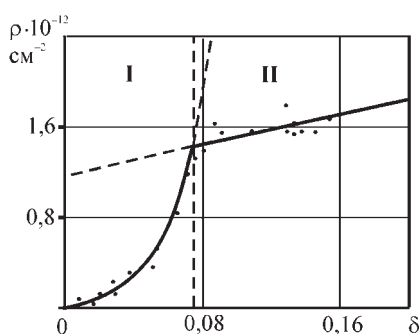


Рис. 2. Взаимосвязь между размером блоков дислокаций и дилатацией электролитического железа

Рис. 3. Взаимосвязь между плотностью дислокаций и дилатацией электролитического железа:

I – область осадков без трещин; II – область трещиноватых осадков



Уравнения (13) и (14) позволяют связать прочностные параметры материалов с их дилатацией при изменении их субмикроструктуры в различных условиях электролиза. Вместе с тем, рассматривая механизмы пластической деформации реальных металлов, следует учитывать, что параметры субмикроструктуры могут характеризовать свойства до определенного предела – предельного упрочнения, соответствующего $\delta = 0,06...0,07$, после которого в структуре материала появляются новый вид дефектов – субмикротрещины.

Экспериментальная зависимость $H_{\mu} = f(\delta^{1/2})$ также имела линейный характер с изломом в области $\delta = 0,06...0,07$ ($D = 250...350 \text{ \AA}$). Участок кривой до перегиба характеризуется процессом пластической деформации при электролизе, измельчением блоков мозаики, ростом плотности дислокаций, за счет чего происходит упрочнение осадков до предельного состояния. В области трещиноватых осадков (за перегибом кривой) влияние трещин приводит к перегибу функции $H_{\mu} = f(\delta^{1/2})$. Поскольку трещины препятствуют движению дислокаций, тем самым они упрочняют материал, однако закономерность их действия отличается от субструктурного упрочнения монокристаллических осадков.

До появления в структуре железа устойчивых микротрещин зависимость микротвердости (H_{μ} , ГПа) электролитического железа от дилатации имела вид (рис. 4):

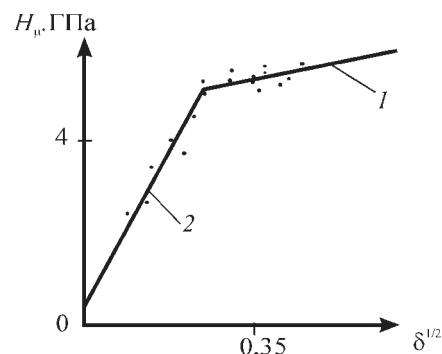
$$H_{\mu} = 0,15 + 20,48 \delta^{1/2}, \quad (15)$$

а в области трещиноватых осадков:

$$H_{\mu} = 5,22 + 0,16 \delta^{1/2}. \quad (16)$$

Учитывая физическую природу микротвердости и соотношение $\sigma_m \approx \frac{1}{3} H_{\mu}$ [20], получим выражения для пределов текучести железных покрытий (σ_m , ГПа)

Рис. 4. Взаимосвязь между микротвердостью и дилатацией электролитического железа до (1) и после (2) образования субмикротрещин



до и после образования субмикротрещин соответственно:

$$\sigma_m = 0,05 + 6,83 \delta^{1/2}, \quad (17)$$

$$\sigma_m = 1,74 + 5,33 \cdot 10^{-2} \delta^{1/2}. \quad (18)$$

Таким образом, низкая прочность осадков электролитического железа объясняется особенностями формирования покрытия на катоде, исходной структурой и дефектами кристаллического строения. Действительно, если построить зависимость прочности при растяжении электролитического железа (σ_b) от дилатации и размеров блоков мозаики, можно установить, что эти величины весьма тесно взаимосвязаны друг с другом (рис. 5, а, б). Причем зависимости $\sigma_b = f(\delta)$ и $\sigma_b = f(D^{-1/2})$, построенные по данным экспериментальных исследований, обнаруживают три характерные области: I – возрастания σ_b , связанную с увеличением дилатации, обусловленную измельчением блоков мозаики и увеличением плотности дислокаций вплоть до перехода структуры в "предельно" деформированное состояние, до появления субмикротрещин; II – линейного падения σ_b с увеличением дилатации, обусловленного образованием и увеличением плотности новых дефектов (субмикротрещин), развивающихся в осадке при ужесточении условий электролиза; III – область практически вертикального падения прочности до разрушения осадков (при увеличении размеров субмикротрещин, пронизывающих осадок полностью). Таким образом, при достижении дилатации 0,06...0,07 покрытие перестает сопротивляться растягивающим нагрузкам. Такие осадки предельно хрупкие и не диспергируются с поверхности детали благодаря высокому сцеплению с основой и достаточно хорошему сдвигу в пределах размеров субзерен.

Поскольку производительность процесса нанесения покрытий требует ужесточения условий электролиза, но вместе с тем к осадкам предъявляются требования повышенной прочности и износостойкости, необходимо в послеелектролизный период применять какие-либо технологические приемы, направ-

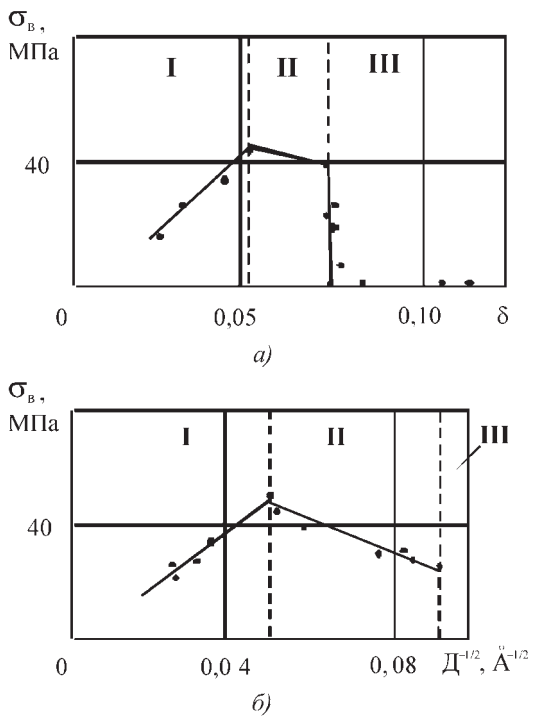


Рис. 5. Зависимость прочности на растяжение от дилатации (а) и размеров блоков мозаики (б) электролитического железа

ленные на "залечивание" субмикротрещин. К таким способам можно отнести получение КЭП на основе железа с включением твердых дисперсных частиц, например, карбида бора и нагрев деталей с покрытиями, например, ТВЧ, лазером или другими способами [2, 4].

Экспериментальная проверка этого предположения показала, что в области низкотемпературного нагрева (до 400 °С) σ_v увеличивалась (до 15...18 МПа) с одновременным уменьшением дилатации покрытий (отрезок АВ, рис. 6, а, б). Зависимость $\sigma_v = f(\delta)$ имела линейный характер. В области температур (20...400 °С), когда еще отсутствуют фазовые превращения, изменение удельного объема матрицы может происходить за счет уменьшения концентрации вакансий, межузельных атомов и плотности дислокаций, что в свою очередь приводит к уменьшению дилатации и росту прочности осадков (отрезок АВ, рис. 6). Действительно, известно, что абсолютное большинство металлов при структурных переходах может изменять свой объем на величину 0...6 % [17, 18].

В области температур нагрева осадков 400...600 °С происходит "залечивание" трещин, поверхностных и объемных дефектов, в следствии чего наблюдается значительный рост прочности осадков (отрезок ВС,

рис. 6, а). При наличии в "чистом" железе карбида бора в этой области происходит поверхностное взаимодействие ДФ с окружающей ее металлической матрицей (ликвидируются пустоты по фазовым границам) и частицы начинают играть роль в повышении прочности осадков.

При температуре нагрева 600...800 °С прочность покрытий находилась на уровне 75...80 МПа (CD, рис. 6, а). В данной области температур нагрева при взаимодействии железа с карбидом бора образуются упорядоченные твердые растворы внедрения или замещения [20]. Происходят объемные изменения компонентов покрытия, приводящие к соответствующему изменению дилатации. Причем в зависимости от кристаллической структуры образующихся соединений эти изменения могут иметь различный характер: либо приводить к росту общего объема покрытия за счет образования новых фаз, либо — к дальнейшему уменьшению объема и, соответственно, росту внутренних напряжений растяжения (ВН), вплоть до превышения предела прочности и разрушения поверхности. В последнем случае покрытия после термообработки будут пронизаны густой сеткой трещин (если прочность сцепления покрытия с подложкой достаточно высока)

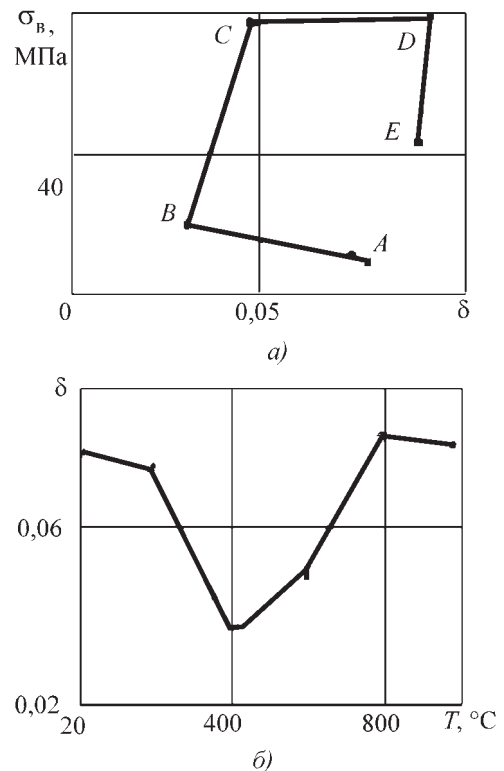
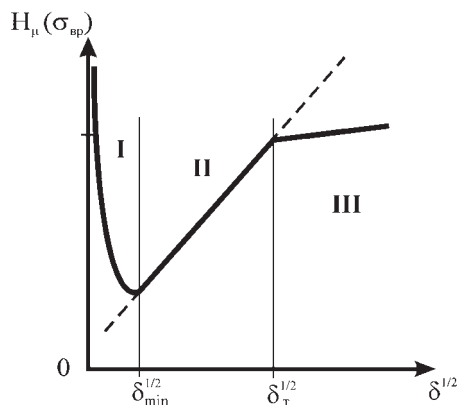


Рис. 6. Взаимосвязь между прочностью на растяжение и дилатацией (а) после термической обработки и зависимость дилатации от температуры обработки (б) электролитического железа

Рис. 7. Взаимосвязь между прочностными свойствами и дилатацией электролитического железа



или произойдет отслоение разрушенного покрытия (если ВН превысят прочность сцепления). Взаимодействие, указанных выше процессов, приводило к стабилизации прочности на высоком уровне. Дальнейший рост температуры нагрева образцов до 1000 °С (отрезок DE, рис. 6) приводил к развитию процессов взаимодействия компонентов КЭП и росту ВН, что вызвало повторное растрескивание осадков, развитие трещин и резкое снижение прочности. Поэтому температуру нагрева КЭП железо–карбид бора 600...650 °С следует считать оптимальной, выше которой термическую обработку для повышения прочности осадков проводить нецелесообразно. Так как упрочнение КЭП железо–карбид бора имеет ограничение, для повышения прочности покрытий необходимо применять в качестве ДФ другие частицы, которые при взаимодействии с матрицей будут образовывать соединения, приводящие к увеличению объема осадков и снижению уровня растягивающих ВН или переходу напряжений растяжения в напряжения сжатия. Подобные исследования являются целью дальнейшей работы.

Таким образом, выявленная зависимость прочности "чистых" электролитических покрытий от дилатации, показала, что область их упрочнения за счет субструктурных изменений ограничена $\delta_{min} \leq \delta \leq \delta_T$ (область II, рис. 7). Область III ($\delta > \delta_T$) соответствует переходу структуры металла в "предельно" деформированное состояние с появлением субмикротрещин и падением прочностных свойств. Упрочнить такие осадки можно технологическими приемами после электролитической обработки, направленными на "залечивание" субмикротрещин, например, последующей термообработкой. В области I при $\delta \leq \delta_{min}$ увеличение прочности возможно за счет формирования покрытий и других материалов с минимальной концентрацией дефектов, что требует разработки новых технологических приемов получения осадков и материалов в целом.

Выводы

Установлена зависимость прочностных свойств электроосажденных металлов от дилатации как интегрального параметра субмикроструктуры.

Показана возможность повышения прочности электрохимических покрытий за счет введения в них наполнителя с последующей термообработкой до образования прочных межфазных связей.

Выбор наполнителя и режимов послеелектролитической термообработки покрытий как технологических приемов их упрочнения должны проводиться со строгим учетом влияния термодинамических процессов взаимодействия фаз на величину и знак ВН материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сайфулин Р.С. Неорганические композиционные материалы. М.: Химия, 1983. 304 с.
2. Гурьянов Г.В. Электроосаждение износостойких композиций. Кишинев: Штиинца, 1986. 240 с.
3. Бородин И.Н. Упрочнение деталей композиционными покрытиями. М.: Машиностроение, 1982. 141 с.
4. Петров Ю.Н., Гурьянов Г.В., Бобанова Ж.И. Электролитическое осаждение железа. Кишинев: Штиинца, 1990. 195 с.
5. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Структура и некоторые прочностные свойства электролитических сплавов железа // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 7. С. 25–30.
6. Юдина Е.М. Повышение ресурса восстановленных деталей сельскохозяйственной техники композиционными гальваническими покрытиями на основе железа: автореф. ... канд. техн. наук: Кишинев, 1993. 21 с.
7. Ташкин А.Е. Исследование влияния условий электролиза на некоторые основные механические характеристики электролитических железных покрытий: автореф. ... канд. техн. наук: Каунас, 1970. 19 с.
8. Кисель Ю.Е. Повышение долговечности быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники композиционными электрохимическими покрытиями на основе сплавов железа: автореф. ... канд. техн. наук. М., 2001. 18 с.
9. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Влияние дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости композиционных электрохимических покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3. С. 13–21.
10. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Повышение износостойкости деталей машин композиционными электрохимическими покрытиями // Тракторы и сельхозмашины. 2009. № 10. С. 39–42.
11. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ. Индексирование рентгенограмм. М.: Наука, 1981. 328 с.
12. Шаскольская М.П. Кристаллография. М.: Высш. шк., 1984. 375 с.
13. Гамбург Ю.Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. М.: Янус-К, 1997. 384 с.
14. Костин П.П. Физико-механические испытания металлов, сплавов и неметаллических материалов. М.: Машиностроение, 1990. 256 с.
15. Колемаев В.А., Староверов О.В., Турундаевский В.Б. Теория вероятностей и математическая статистика. М.: Высшая школа, 1991. 400 с.
16. Юдин М.И. Планирование эксперимента и обработка его результатов. Краснодар: КГАУ, 2004. 239 с.
17. Штрель М.А. Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982. 280 с.
18. Ниженко В.И., Флока Л.И. Поверхностные натяжения жидких металлов и сплавов: справочник. М.: Металлургия, 1981. 208 с.
19. Мартин Дж. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов. М.: Металлургия, 1983. 167 с.
20. Ворошнин Л.Г. Борирование промышленных сталей и чугунов: справочное пособие. Минск: Беларусь, 1981. 205 с.

И.О. Кудашева, Н.Л. Марьина
(Балаковский институт техники, технологии и управления)
(филиал) СГТУ им. Ю.А. Гагарина, г. Балаково)
E-mail: rdan64@mail.ru

Динамика нагружения как критерий оценки эффекта П.А. Ребиндера в подшипниках скольжения транспортных дизелей

Рассмотрена и решена задача повышения несущей способности и эксплуатационной надежности подшипника скольжения комбинированного форсированного дизеля снижением динамики ударного нагружения масляного слоя (эффект П.А. Ребиндера) за счет применения поверхностно-активных веществ, нанесенных на приработочное покрытие вкладыша с рабочей стороны.

Ключевые слова: пластическое деформирование, масляная пленка, гидродинамические колебания, коэффициент динамичности, антифрикционная пленка, шатунный подшипник.

In article the problem of increase of bearing ability and operational reliability of the bearing of sliding of the combined forced diesel engine by decrease in dynamics shock stresses an oil layer (P.A. Rebindera's effect) application of the surface-active substances, put on earned extra a covering of the loose leaf from the working party is considered and solved.

Keywords: plastic deformation, oil film, hydrodynamic fluctuations, the coefficient of dynamic, anti-friction film, connecting rod bearing.

Шатунный подшипник четырехтактного высокофорсированного дизеля (рис. 1, 2) нагружается знакопеременной нагрузкой от сил инерции и сил давления газов. Вследствие малой нагруженности возбуждающих сил в дизелях с опорами скольжения, подверженных колебательному процессу, реальные закономерности образования колебаний в масляном слое шатунного подшипника не вскрыты и их физическая природа не объяснена. Колебательные явления, происходящие в масляном слое шатунного подшипника в момент ударного приложения динамической нагрузки, чрезвычайно сложны и недостаточно изучены, чтобы в настоящее время им дать правильное физическое толкование.

Помимо зависимости гидродинамики масляного слоя от геометрических параметров подшипников и относительного эксцентриситета доказано [1–3], что колебательный процесс в масляном слое подшипника

способствует кавитационным явлениям: в смазочном слое всегда содержатся паровые и парогазовые пузырьки. Попадая в зону высоких гидродинамических колебаний масляного слоя, пузырьки, уничтожаясь, значительно сокращаются в объеме или схлопываются, подвергая поверхность вкладыша ударам большой интенсивности и вызывая пластические деформации, структурные и фазовые изменения в антифрикционном слое, что, в конечном итоге, способствует усталостному разрушению подшипников. На интенсивность кавитационных явлений в масляном слое оказывает влияние нагруженность подшипникового узла и дизеля в целом, в том числе его форсировка по параметрам термодинамического цикла.

Для оценки взаимодействия и взаимовлияния динамики нагружения кривошипно-шатунного механизма (КШМ) и гидродинамических колебаний в масляном слое шатунного подшипника целесообразно

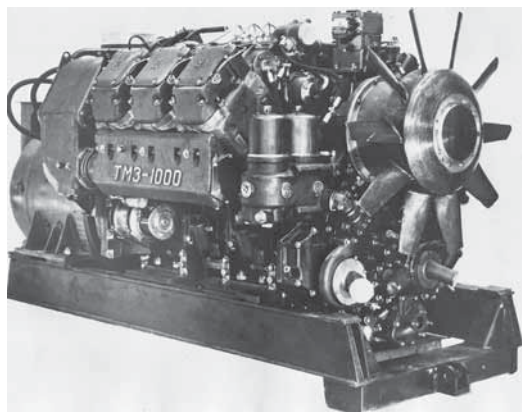


Рис. 1. V-образный транспортный дизель 6ДМ-21-А

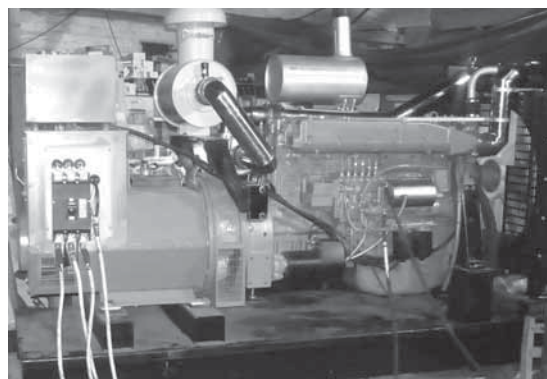


Рис. 2. Испытательный стенд на базе 6ЧН21/21

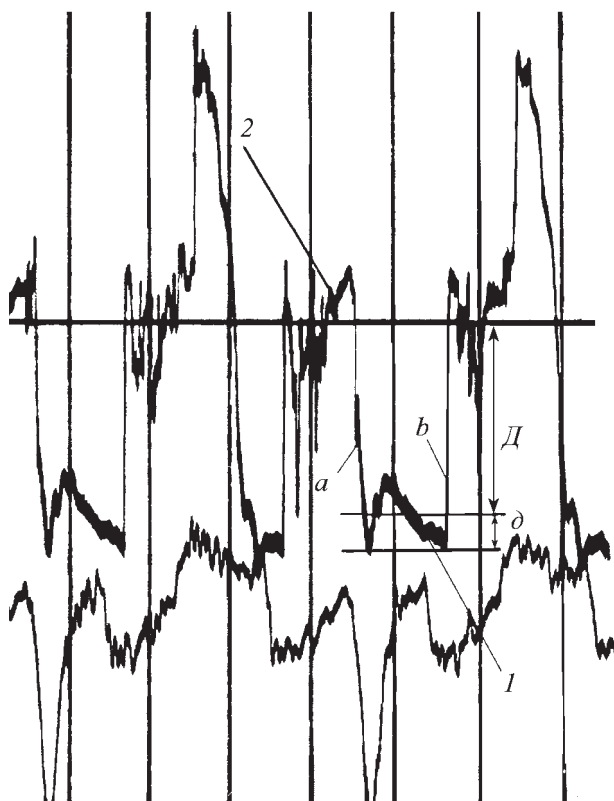


Рис. 3. Торсиограмма динамики нагружения КШМ и гидродинамических колебаний в масляном слое шатунного подшипника

но рассмотреть главный фактор возбуждения – газовые силы $F_{(t)}$. При работе дизеля КШМ как колебательная система испытывает ударные нагрузки, возникающие при интенсивном выделении тепловой энергии от многоочагового самовоспламенения топлива в процессе сгорания, при этом воздействие на поршень носит импульсный характер 1 (рис. 3), мерой которого является ударная сила, характеризуемая коэффициентом динамичности K_D и определяемая зависимостью

$$K_D = 1 + \frac{d}{D},$$

где D, d – амплитуды статического и динамического колебаний коленчатого вала.

Экспериментальные значения K_D для КШМ дизеля 6ЧН21/21 составляют 1,2. Величина K_D зависит от конструктивных параметров КШМ, режима работы двигателя, характера протекания фазы от начала видимого сгорания до максимального давления цикла, продолжительности задержек воспламенения, количества поданного топлива в первой фазе и характера подачи топлива в период резкого нарастания давления и т.д.

Результаты исследований показывают, что в процессе сгорания топлива ударная сила, возникающая скачкообразно (рис. 3, *a, в*), приложена к огневой повер-

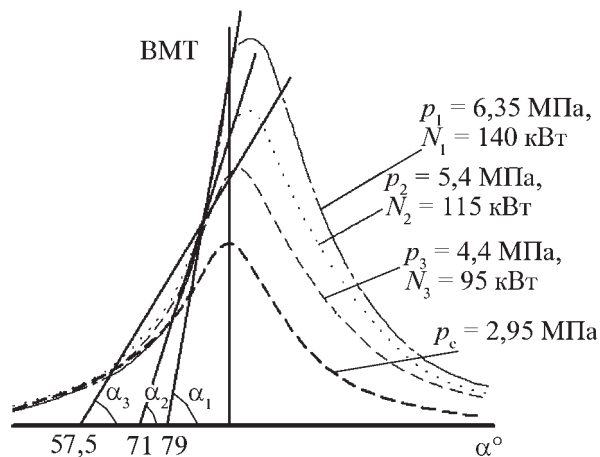


Рис. 4. Индикаторные диаграммы давления газов в цилиндре дизеля 6ЧН21/21:

p_{1-3} – давление сгорания топлива; p_c – давление сжатия в камере сгорания; N_{1-3} – начальная мощность двигателя в зависимости от давления сгорания топлива

ности поршня, направлена по оси цилиндра и характерна для второго управляемого периода процесса сгорания топлива. Ударная сила определяет динамику процесса сгорания с точки зрения величины действующих сил и не участвует в переключке поршня.

Специфической формой существования газовых сил являются газодинамические колебания, отражающие их интенсивность. Амплитуды газодинамических колебаний зависят от максимальной скорости нарастания давления K_{max} , динамики тепловыделения в момент неуправляемого периода сгорания топлива и сопровождают процесс сгорания на всех его стадиях. Значения K_{max} для дизелей типа ЧН21/21, определяемые из индикаторных диаграмм рабочего процесса (рис. 4) как тангенс угла наклона касательной α (угол поворота коленчатого вала (п.к.в)) к оси абсцисс, приведены ниже:

p_{max} , МПа	12,26	10,1	8,34
K_{max} , МПа/рад	32,1	16,7	6,46

Возмущающие газовые силы $F_{(t)}$, создаваемые импульсным характером ударной нагрузки и газодинамическими колебаниями, вызывают в КШМ вынужденные колебания 1 (см. рис. 3).

Система поршень – КШМ из-за своей инерционности не способна следить за изменением давления газов в цилиндре дизеля при сгорании топлива. Поэтому в начальный период движения (при толчке) от конца подачи топлива в цилиндре в такте сжатия до начала интенсивного сгорания (в момент неуправляемого периода сгорания топлива, впрыснутого за период задержки самовоспламенения) в КШМ возникают собственные затухающие колебания 2 (см. рис. 3).

При знакопеременном нагружении КШМ силами давления газов и силами инерции за цикл нагружения

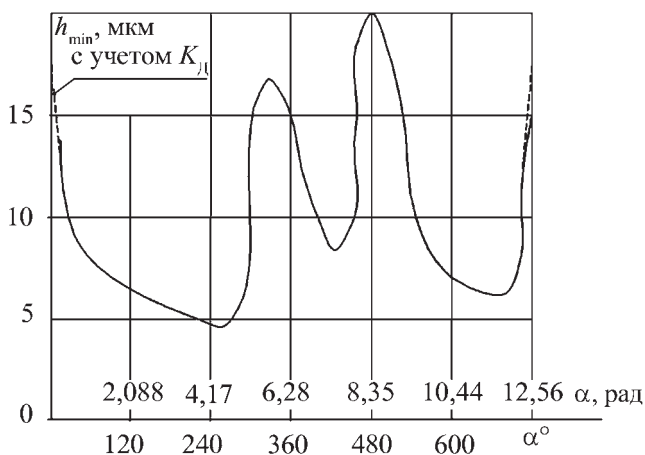


Рис. 5. Динамическое движение, совершаемое шатунной шейкой коленчатого вала при знакопеременном нагружении КШМ силами давления газов и силами инерции за цикл нагружения

шатунная шейка коленчатого вала совершает динамическое движение по сложной траектории (рис. 5), характеризующейся заданными нагрузками, относительным зазором, вязкостью смазки, гидродинамическими характеристиками, основной из которых является минимальная толщина смазки h_{\min} . Применяемые в настоящее время методы расчета гидродинамики масляного слоя подшипников скольжения не учитывают динамичности приложения нагрузки и закона движения центра шейки коленчатого вала за цикл. При этом динамическая задача сводится к квазистатической из-за того, что в классической гидродинамической теории смазки степень динамичности приложения нагрузки обычно не рассматривается [1]. Принимая во внимание сказанное, минимальную динамическую толщину масляного слоя в подшипнике скольжения оценивают зависимостью

$$h_{\min} = K_d h_{\min \text{ стат}},$$

где K_d — коэффициент динамичности нагрузки;

$h_{\min \text{ стат}}$ — квазистатическая составляющая минимальной толщины масляного слоя.

Как показали теоретические и экспериментальные исследования на примере динамики нагружения дизеля 6ЧН21/21 [3, 4], коэффициент динамичности в КШМ с $K_d = 1,2$ снижается до $K_d = 1,18$ в масляном слое шатунного подшипника за счет диссипации и демпфирования колебательной энергии шатуна и масляного слоя подшипника. Вместе с тем, основная часть динамической напряженности ($K_d = 1,18$) через масляный слой передается коренным шейкам коленчатого вала, его подшипникам и постелям блок-картера, вызывая локальные деформации, высокочастотные динамические напряжения и вибрации в сопрягаемых деталях, влияя отрицательным образом на эксплуатационную надежность и усталостную прочность дизелей, а также создавая непредвиденные аварийные ситуации даже на стадии доводки. Следова-

тельно, представляется целесообразным решение двуединой задачи одним методом: снизить динамику нагружения K_d путем нейтрализации колебательного процесса в масляном слое подшипника скольжения и применить эффективные меры для удержания смазки на трущихся поверхностях.

К числу таких методов следует отнести использование в подшипниках поверхностно-активных веществ (ПАВ), вызывающих, как известно, образование антифрикционной износостойкой пленки [5]. Последняя представляет самовосстанавливающийся пластически деформированный мягкий и тонкий слой. Так как непосредственное изменение демпфирующей способности масляного слоя подшипника сложна, а оценка рассеяния энергии колебаний в КШМ как детали сложной конфигурации представляет определенные трудности вследствие того, что рассеяние энергии не является линейной функцией от динамической напряженности конструкции, для оценки динамики нагружения в масляном слое подшипника скольжения в условиях применения ПАВ требуются новые подходы.

Молекулы ПАВ покрывают всю поверхность трения подшипников скольжения и коленчатого вала адсорбированной эпиламирующей пленкой, которая, понижая поверхностную энергию материала, облегчает пластическое течение в зернах, расположенных в поверхностном слое. Адсорбционное разупрочнение материала является следствием физического взаимодействия с адсорбционной граничной пленкой. Это явление известно под названием адсорбционной пластификации и является первым условием П.А. Ребиндера, открытого в 1931 г.

Активные молекулы эпилама проникают в микроскопические трещины, микропоры, создавая адсорбционно-релаксирующую особенность, которая является вторым проявлением эффекта П.А. Ребиндера. Адсорбция ПАВ вызывает снижение удельной поверхностной энергии и интенсифицирует пластическое деформирование материала, что способствует снижению его прочностных характеристик и установлению положительного градиента механических свойств в зоне трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника. М.: Машиностроение, 1985. С. 267–287.
2. Косырев С.П. Эффект П.А. Ребиндера в подшипниках скольжения комбинированных форсированных дизелей // Двигателестроение. 2010. № 1 (239). С. 20–22.
3. Косырев С.П., Марьина Н.Л. Технологическое вибрационное старение коленчатых валов форсированных дизелей. Старый Оскол: ТНТ, 2011. 147 с.
4. Марьина Н.Л. Демпфирующая способность масляного слоя шатунного подшипника высокофорсированного дизеля при использовании поверхностно-активных веществ в условиях динамического нагружения // Трибология и надежность. 2010. С. 41–45.
5. Рубин М.Б., Бахарева В.Е. Подшипники в судовой технике. Л.: Судостроение, 1987. С. 16–17.



УДК 621.787

В.Ф. Безъязычный, Д.С. Голованов
(Рыбинский государственный авиационный
технический университет имени П.Н. Соловьева)
E-mail: technology@rgata.ru

Расчетное определение остаточных напряжений в поверхностном слое обрабатываемой детали при дорновании

Разработана методика расчетного определения остаточных напряжений в поверхностном слое обрабатываемой детали при дорновании с учетом теплового и силового воздействий.

Ключевые слова: остаточные напряжения, поверхностный слой, обработка дорнованием.

There was developed estimation procedure of component surface layer residual stresses when burnishing, considering thermal and force effects.

Keywords: residual stresses, surface layer, burnishing.

Деформационный метод обработки отверстий поверхностным пластическим деформированием применяется во многих отраслях машиностроения для технологического обеспечения и повышения эксплуатационных свойств деталей. Деформационное упрочнение поверхностного слоя отверстий методом дорнования позволяет не только повысить точность обработки, но и создать требуемые свойства поверхностного слоя (остаточные напряжения, глубина и степень наклепа, шероховатость). Однако до настоящего времени недостаточно исследований по установлению единых теоретических и теоретико-экспериментальных зависимостей, позволяющих достаточно достоверно определить оптимальные режимы обработки отверстий дорнованием при широком диапазоне изменения физико-механических свойств обрабатываемого и инструментального материалов.

В процессе дорнования отверстия в контактной зоне между инструментом и деталью возникают температуры, приводящие к появлению тепловых деформаций инструмента и заготовки, изменению физико-механических свойств материала заготовки.

На основе исследования температурных полей в зоне обработки представляется возможным решение такой задачи, как теоретический расчет температурных деформаций изделия, термических напряжений в нем, точности обработки и, как следствие этого, назначение требуемых режимов обработки. Наибольшее распространение в теоретических расчетах теп-

ловых явлений различных технологических процессов получил метод источников тепла, разработанный академиком Н.Н. Рыкалиным и использованный в работах А.Н. Резникова, А.В. Подзея, С.С. Силина, Н.В. Талантова и др.

Цель работы – определение изменения температуры в поверхностном слое изделия от действия объемного кольцевого источника теплоты $ABKNN_1A_1A_2D_1DA$ в соответствии с принятой расчетной схемой (рис. 1).

Задача формулируется следующим образом: "в бесконечном теле быстро со скоростью v в направлении отрицательного X движется объемный кольцевой источник теплоты $ABKNN_1A_1A_2D_1DA$ сложной конфигурации. Считаем известными законы распределения интенсивностей тепловыделения на участках KB , NA , AD , полагая их постоянными по глубине в направлении оси Y . В начальный момент времени температура тела равна нулю. Требуется определить температурное поле, развивающееся вокруг кольцевого источника теплоты в движущейся вместе с источником системе координат с началом в т. О, расположенной на оси детали". Система координат xyz – относится к первому источнику тепловыделения; система координат xyz – относится ко второму и третьему источникам тепловыделения.

Результирующая температура в изделии определяется суммой температур от источников $ABKNA$, ANN_1A_1A , ADD_1A_2A :

$$\theta_{\Sigma} = \theta_1 + \theta_2 + \theta_3, \quad (1)$$

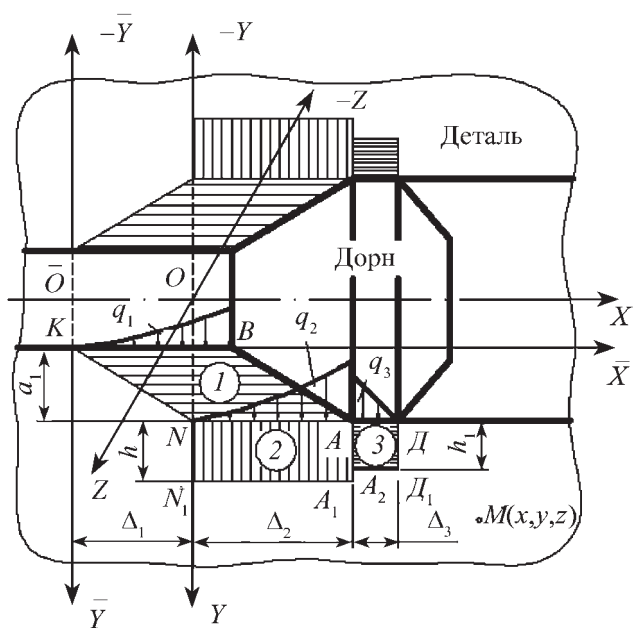


Рис. 1. Расчетная схема к определению температурного поля в изделии при дорновании отверстий от действия объемного источника тепла

где θ_1 – температура от источника $ABKNA$, возникающего в зоне основных пластических деформаций подминаемого припуска и являющаяся следствием процессов сдвига подминаемого слоя;

θ_2 – температура от источника ANN_1A_1A , возникающего в зоне опережающих пластических деформаций;

θ_3 – температура от источника AA_2D_1DA , возникающего в зоне контакта цилиндрической ленточки инструмента с обрабатываемой поверхностью и являющаяся следствием процесса трения и пластических деформаций на цилиндрической поверхности инструмента.

Уравнение температурного поля от действия быстро движущегося кольцевого источника теплоты на поверхности детали описывается следующим уравнением:

$$\theta = \frac{q}{4c\rho(\pi a)^2(\tau - \tau_1)^2} \times \exp \left\{ -\frac{[x - x_0 - v(\tau - \tau_1)]^2 + R^2 + r^2 - 2r \cos(\varphi - \varphi_0)}{4a(\tau - \tau_1)} \right\}, \quad (2)$$

где θ – температура в заданной точке поверхностного слоя;

q – интенсивность теплового источника;

$c\rho$ – удельная объемная теплоемкость обрабатываемого материала;

v – скорость дорнования;

x_0, φ_0 – соответственно начальная координата по оси X и угол расположения теплового источника;

x, φ – соответственно текущая координата по оси X и угол расположения рассматриваемой точки;

R – радиус отверстия детали;

r – текущий радиус рассматриваемой точки, в которой определяется температура;

a – температуропроводность материала детали;

τ и τ_1 – время соответственно нагрева и охлаждения детали в процессе обработки.

Таким образом, уравнение температурного поля от действия объемного кольцевого источника тепла $ANKBA$ связано с интегрированием следующего выражения:

$$\theta_1 = \frac{Rq_{AB}}{4c\rho(\pi a)^2 e^3} \times \int_0^{\tau_0} \exp \left\{ -\frac{R^2 + r^2}{4a(\tau - \tau_1)} - b(\tau - \tau_1) \right\} \times \times \frac{d\tau_1}{(\tau - \tau_1)^2} \int_{\Delta_1}^{\Delta_1 + \Delta_2} \exp \left\{ \frac{3x_0}{\Delta_2} - \frac{[x - x_0 - v(\tau - \tau_1)]^2}{4a(\tau - \tau_1)} \right\} dx_0 \times \times \int_0^{2\pi} \exp \left\{ \frac{Rr \cos \varphi}{2a(\tau - \tau_1)} - \frac{r \sin \varphi \operatorname{ctg} \beta_1}{\Delta_2} \right\} d\varphi, \quad (3)$$

где q_{AB} – интенсивность тепловыделения в плоскости сдвига AB ;

β_1 – угол наклона условной плоскости сдвига;

Δ_2 – протяженность наклонного источника вдоль оси X ;

$b = \frac{2\alpha}{c\rho R}$ – коэффициент теплоотдачи;

α – коэффициент теплоотдачи.

Решение задачи определения температурного поля в поверхностном слое изделия от действия быстро движущегося объемного кольцевого источника теплоты ANN_1A_1A выполняется интегрированием следующего выражения:

$$\theta_2 = \frac{Rq'_{AB}}{4c\rho(\pi a)^2 e^3} \times \int_0^{\tau_0} \exp \left\{ -\frac{R^2 + r^2}{4a(\tau - \tau_1)} - b(\tau - \tau_1) \right\} \times \times \frac{d\tau_1}{(\tau - \tau_1)^2} \int_0^{\Delta_2} \exp \times \quad (4)$$

$$\begin{aligned} & \times \left\{ \frac{3x_0}{\Delta_2} - \frac{[x - x_0 - v[\tau - \tau_1]]^2}{4a(\tau - \tau_1)} \right\} dx_0 \times \\ & \times \int_0^{2\pi} \exp \left\{ \frac{Rr \cos \varphi}{2a(\tau - \tau_1)} \right\} d\varphi, \end{aligned} \quad (4)$$

где q'_{AB} – интенсивность тепловыделения второго объемного источника теплоты.

Для уравнения температурного поля от действия источника AA_2D_1DA необходимо интегрирование следующего выражения:

$$\begin{aligned} \theta_3 = & \frac{Rq''_{AB}}{4c\rho(\pi a)^{\frac{3}{2}}e^3} \int_0^{\tau_0} \exp \left\{ -\frac{R^2 + r^2}{4a(\tau - \tau_1)} - b(\tau - \tau_1) \right\} \times \\ & \times \frac{d\tau_1}{(\tau - \tau_1)^{\frac{3}{2}}} \int_{\Delta_2}^{\Delta_2 + \Delta_3} \left(1 + \frac{\Delta_2 - x_0}{\Delta_3} \right) \exp \times \\ & \times \left\{ -\frac{[x - x_0 - v[\tau - \tau_1]]^2}{4a(\tau - \tau_1)} \right\} dx_0 \times \\ & \times \int_0^{2\pi} \exp \left\{ \frac{Rr \cos \varphi}{2a(\tau - \tau_1)} \right\} d\varphi, \end{aligned} \quad (5)$$

где q''_{AB} – интенсивность тепловыделения третьего объемного источника теплоты;

Δ_3 – протяженность третьего объемного источника теплоты вдоль оси X .

Интегралы (3)–(5) относятся к числу неберущихся. Поэтому расчет температурных полей производился в программе Mathcad Professional для конкретных значений безразмерных комплексов. На основании проведенных расчетов было изучено влияние на температуру в поверхностном слое детали различных значений глубины подминаемого припуска, радиуса обрабатываемого отверстия, скорости дорнования, свойств обрабатываемого материала и получена следующая зависимость:

$$\theta_{\Sigma} = C \left(\frac{\tau_p}{c\rho B} \right)^X B^{X_1} \left(\frac{a_1}{R} \right)^{X_2} \left(\frac{r}{R} \right)^{X_3}, \quad (6)$$

где τ_p – сопротивление обрабатываемого материала пластическому сдвигу;

$B = \text{tg } \beta_1$ – безразмерный комплекс, характеризующий условия пластического деформирования подминаемого припуска;

$B = \frac{vR}{a}$ – безразмерный комплекс, характеризующий степень влияния режимных условий процесса по сравнению с влиянием теплофизических свойств обрабатываемого материала;

$\frac{a_1}{R}$ – величина относительного натяга при дорновании;

r – текущий радиус расположения рассматриваемого слоя;

R – радиус отверстия детали;

a_1 – толщина подминаемого слоя;

C, X, X_1, X_2, X_3 – величины, зависящие от свойств обрабатываемого и инструментального материалов, геометрии инструмента, режимов обработки (см. таблицу).

Во всех твердых телах имеются остаточные напряжения, т.е. напряжения при отсутствии внешних воздействий на твердое тело, которые формируются в ходе технологического процесса изготовления детали. В машиностроении часто используется принцип суперпозиции для определения и прогнозирования показателей качества деталей машин, согласно которому каждый из действующих технологических факторов независим от других и игнорирует их взаимное влияние.

Аналитический метод расчета температурных остаточных напряжений может быть основан на методике В.В. Абрамова [3], в основе которой лежит метод расчленения тела. С использованием теоретической формулы (6) для определения температуры в поверхностном слое детали получены теоретические формулы для расчета температурных остаточных напряжений.

При определении тепловых напряжений в деталях типа "вал с отверстием" формула для определения тангенциальных температурных напряжений в области упругих деформаций имеет следующий вид:

$$\sigma_{\tau_n}^y = \left\{ -\beta_d \left[C \left(\frac{\tau_p}{c\rho B} \right)^X B^{X_1} \left(\frac{a_1}{R} \right)^{X_2} \left(\frac{r}{R} \right)^{X_3} \right] + \frac{\beta_d \left[C \left(\frac{\tau_p}{c\rho B} \right)^X B^{X_1} \left(\frac{a_1}{R} \right)^{X_2} \right]}{(1 + X_3) R^{X_3}} \frac{[r_n^{1+X_3} - R^{1+X_3}]}{(r_n - R)} \right\} \frac{E}{1 - \mu}, \quad (7)$$

Значения коэффициентов и показателей степени в формуле (6) (фрагмент таблицы) [4]

C_1	$r / R < 1,1$	$0,35 B^{-0,26}$	
C_2	$r / R < 1,1$	$1,6 B^{-0,02}$	
	$r / R \geq 1,1$	$B < 100$	$5 B^{-0,02}$
$B \geq 100$		$8,15 B^{-0,12}$	
C_3	$r / R < 1,1$	$B < 100$	$(0,63 B^{0,03}) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{-0,05}$
		$B \geq 100$	$(0,64 B^{0,02}) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{-(0,03 B^{-0,55})}$
	$r / R \geq 1,1$	$(1406,5 B^{0,28}) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{-(0,26 B^{-0,58})}$	
C_4	$r / R < 1,1$	$B < 100$	$\left(0,4 B^{-0,02}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{0,03} \times \left(\frac{\tau_p}{c \rho B}\right)^{\left(0,13 B^{-0,01}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(0,04 B^{0,1})}}$
		$B \geq 100$	$\left(0,4 B^{-0,02}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(0,01 B^{-0,31})} \times \left(\frac{\tau_p}{c \rho B}\right)^{\left(0,13 B^{-0,01}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(0,04 B^{0,1})}}$
C_5	$r / R < 1,1$	$\left(0,11 B^{-0,07}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(0,05 B^{-0,48})} \left(\frac{\tau_p}{c \rho B}\right)^{\left(0,44 B^{-0,02}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(0,04 B^{0,08})}}$	
	$r / R \geq 1,1$	$B < 100$	$\left(2,0 B^{-0,02}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(0,01 B^{-0,54})} \left(\frac{\tau_p}{c \rho B}\right)^{\left(0,14 B^{-0,02}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(0,04 B^{0,08})}}$
		$B \geq 100$	$\left(2,0 B^{-0,02}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(525,21 B^{-2,92})} \left(\frac{\tau_p}{c \rho B}\right)^{\left(0,14 B^{-0,02}\right) \left(\frac{a_1}{R}\right)^{(0,04 B^{0,08})}}$

где r_n – наружный радиус обрабатываемой детали;

β_d – коэффициент линейного температурного расширения обрабатываемого материала;

μ – коэффициент Пуассона;

E – модуль упругости материала обрабатываемой заготовки.

При упругопластических деформациях, формула для определения тангенциальных температурных напряжений в области пластических деформаций будет иметь следующий вид:

$$\sigma_{\tau H}'' = \left\{ -\beta_d \left[C \left(\frac{\tau_p}{c \rho B} \right)^X B^{X_1} \left(\frac{a_1}{R} \right)^{X_2} \left(\frac{r}{R} \right)^{X_3} \right] + \frac{\beta_d \left[C \left(\frac{\tau_p}{c \rho B} \right)^X B^{X_1} \left(\frac{a_1}{R} \right)^{X_2} \right]}{(1 + X_3) R^{X_3}} \frac{[r_{OH}^{1+X_3} - R^{1+X_3}]}{(r_{OH} - R)} - \frac{(1 - \mu) \sigma_T (r_H - r_{OH})}{E(r_{OH} - R)} \right\} \frac{E}{1 - \mu}, \quad (8)$$

где r_{OH} – радиус, являющийся границей раздела упругих и пластических деформаций в поверхностном слое при нагревании;

σ_T – предел текучести материала обрабатываемой заготовки.

Остаточные напряжения от теплового воздействия определяются как результирующие напряжения при нагревании и охлаждении, т.е.

$$\sigma_{\tau}' = \sigma_H + \sigma_o, \quad (9)$$

где σ_H – напряжения при нагревании;

σ_o – напряжения при охлаждении равны напряжениям при нагревании, взятым с обратным знаком.

На основе использования теоремы Генки о разгрузке, положений теории упругости и пластичности получены уравнения для остаточных напряжений от действия силового фактора.

Напряжения, создаваемые действием сил на обработанную поверхность со стороны заборной поверхности инструмента, определяются уравнениями

$$\begin{aligned} \sigma_x' &= -\frac{\tau_p}{2\pi} \psi_1 \times \\ &\times \left[B, \sin(\rho_1 - \alpha + 90^\circ), \frac{r-R}{h}, \frac{h}{a_1} \right] \frac{1}{1-\mu^2}, \\ \sigma_y' &= -\frac{\tau_p}{2\pi} \psi_2 \times \\ &\times \left[B, \sin(\rho_1 - \alpha + 90^\circ), \frac{r-R}{h}, \frac{h}{a_1} \right] \frac{1}{1-\mu^2}, \\ \sigma_{xy}' &= -\frac{\tau_p}{2\pi} \psi_3 \times \\ &\times \left[B, \sin(\rho_1 - \alpha + 90^\circ), \frac{r-R}{h}, \frac{h}{a_1} \right] \frac{1}{1-\mu^2}, \end{aligned} \quad (10)$$

где ρ_1 – угол внешнего трения;

α – угол заборного конуса дорна;

h – глубина залегания опережающих пластических деформаций;

ψ_1, ψ_2, ψ_3 – безразмерные функции.

Напряжения, создаваемые действием сил, приложенных к кольцевой поверхности инструмента, определяются по формулам

$$\begin{aligned} \sigma_x'' &= -\frac{R_1}{2\pi \cdot 2\pi R \cdot \Delta_3} \times \\ &\times \xi_1 \left[\rho_2, B, \frac{\Delta_3}{\Delta_1}, \frac{r-R}{h_1}, \frac{h_1}{h}, \frac{h}{a_1} \right] \frac{1}{1-\mu^2}; \\ \sigma_y'' &= -\frac{R_1}{2\pi \cdot 2\pi R \cdot \Delta_3} \xi_2 \times \\ &\times \left[\rho_2, B, \frac{\Delta_3}{\Delta_1}, \frac{r-R}{h_1}, \frac{h_1}{h}, \frac{h}{a_1} \right] \frac{1}{1-\mu^2}; \\ \sigma_{xy}'' &= -\frac{R_1}{2\pi \cdot 2\pi R \cdot \Delta_3} \xi_3 \times \\ &\times \left[\rho_2, B, \frac{\Delta_3}{\Delta_1}, \frac{r-R}{h_1}, \frac{h_1}{h}, \frac{h}{a_1} \right] \frac{1}{1-\mu^2}, \end{aligned} \quad (11)$$

где R_1 – сила, действующая по цилиндрической поверхности дорна;

ρ_2 – угол трения по задней поверхности инструмента;

h_1 – глубина пластической деформации в поверхностном слое вследствие процесса трения цилиндрической части дорна по обрабатываемой поверхности;

Δ_1 – проекция плоскости сдвига на ось X , возникает в зоне основных пластических деформаций подминаемого припуска и является следствием процессов сдвига подминаемого слоя;

Δ_2 – протяженность второго объемного источника вдоль оси X , возникает в зоне опережающих пластических деформаций;

Δ_3 – протяженность третьего объемного источника, возникает в зоне контакта цилиндрической ленточки инструмента с обрабатываемой поверхностью и является следствием процесса трения и пластических деформаций на цилиндрической поверхности инструмента;

ξ_1, ξ_2, ξ_3 – безразмерные функции.

Суммарные напряжения от действия силового напряженного поля определяются алгебраической суммой напряжений от действия сил по заборной и кольцевой поверхностям дорна:

$$\begin{aligned} \sigma_{x\Sigma} &= \sigma'_{x\Sigma} + \sigma''_{x\Sigma}; \\ \sigma_{y\Sigma} &= \sigma'_{y\Sigma} + \sigma''_{y\Sigma}; \\ \sigma_{xy\Sigma} &= \sigma'_{xy\Sigma} + \sigma''_{xy\Sigma}. \end{aligned} \quad (12)$$

Затем производим расчет главных напряжений по формулам, известным из теории сопротивления материалов:

$$\sigma_3^2 = \frac{\sigma_{x\Sigma} + \sigma_{y\Sigma}}{2} \pm \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_{x\Sigma} - \sigma_{y\Sigma})^2 + 4\tau_{xy\Sigma}^2}. \quad (13)$$

Проверяем условие пластичности для плоского напряженного состояния ($\sigma_1 = 0$):

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\sigma_2^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + \sigma_3^2} \geq \sigma_T. \quad (14)$$

Остаточные напряжения определяются согласно теоремы Генки о разгрузке:

$$\sigma_{\text{ост.с}} = \sigma_{\text{фикт}} - \sigma_{\text{ист}}, \quad (15)$$

где $\sigma_{\text{фикт}}$ – фиктивные напряжения, соответствующие напряжениям в материале в предположении идеальной упругости обрабатываемого материала;

$\sigma_{\text{ист}}$ – истинные напряжения, соответствующие состоянию текучести в предположении, что $r - R = h$ и $r - R = h_1$, так как на этой глубине упругие и пластические деформации равны.

Остаточные напряжения от действия силового фактора определяются по формуле

$$\sigma'_{c\Sigma} = \sigma'_c + \sigma''_c, \quad (16)$$

где σ'_c , σ''_c – остаточные напряжения от действия сил, приложенных к заборной и кольцевой поверхностям инструмента.

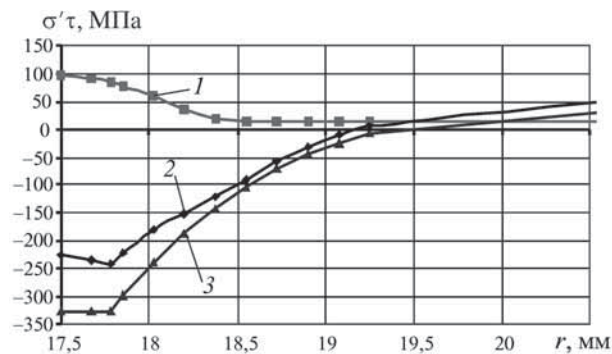


Рис. 2. Тангенциальные остаточные напряжения при обработке стали У8 методом дорнования ($D_n = 49$ мм, $d_{\text{вн}} = 35$ мм, $t = 0,2$ мм, материал дорна – твердый сплав ВК8; $\alpha = 4^\circ$): 1 – 3 – эпюра тангенциальных температурных, силовых и суммарных остаточных напряжений соответственно

Суммарные остаточные напряжения определяются алгебраической суммой тепловых и силовых остаточных напряжений:

$$\sigma'_\Sigma = \sigma'_T + \sigma'_{c\Sigma}. \quad (17)$$

Некоторые результаты расчетов, выполненных по рассмотренной методике, представлены на рис. 2. По данной методике можно сбалансировать тепловое и силовое воздействия для того, чтобы получить сжимающие остаточные напряжения заданной величины.

Таким образом, с использованием предложенного метода открывается возможность назначения режимов дорнования, обеспечивающих получение заданной глубины и величины остаточных напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Силин С.С. Метод подобия при резании материалов. М.: Машиностроение, 1979. 152 с.
2. Проскуряков Ю.Г. Дорнование отверстий. М.: Машгиз, 1965. 191 с.
3. Абрамов В.В. Напряжения и деформации при термической обработке стали. Киев: Вища школа, 1985. 135 с.
4. Голованов Д.С. Расчетное определение остаточных напряжений в поверхностном слое деталей при дорновании отверстий с учетом теплового и силового воздействий: дисс. ... канд. техн. наук. Рыбинск, 2010. 170 с.

Прогнозирование динамических характеристик методов комбинированного волочения сплошных круглых профилей в условиях применения металлоплакирующих смазок

Выполнена адаптация теоретической математической модели усилия волочения сплошных цилиндрических профилей с учетом регулярного микрорельефа поверхности инструмента, применения металлоплакирующих смазок, реализующих фундаментальный физический "эффект безызносности Гаркунова–Крагельского" и реальных параметров очага деформации. Произведено сравнение расчетных значений усилий волочения с экспериментальными.

Ключевые слова: комбинированное волочение, силовая динамика, очаг деформации, регулярный микрорельеф, металлоплакирующая смазка.

Integrated adaptation was performed for theoretical mathematical model of the force of drawing of solid cylindrical blanks subject to regular microrelief of the tool's surface, using metal-cladding lubricants, realizing fundamental physical "zero wear effect", and seat of deformation. Comparison of calculated values of the force of rod drawing with experimental was performed.

Keywords: rod drawing; force dynamic; seat of deformation; regular microrelief; metal-cladding lubricant.

Введение

От точности анализа динамических характеристик любого метода обработки зависит эффективность синтеза энергосиловых параметров и стоимости соответствующего технологического оборудования [1]. Особую актуальность данная проблема имеет для техноло-

Адаптация теоретической модели усилия волочения

Для исключения вышеуказанных недостатков была выполнена адаптация теоретической модели суммарного усилия волочения [5], которая в конечном варианте для удельного усилия q_d^T , Н/мм, имеет вид

$$q_d^T = 0,5 D_d \tau_{т.з} \left\{ \frac{4}{3\sqrt{3} \operatorname{tg}^2 \alpha} \left[\sqrt{\left(1 + \frac{3 \operatorname{tg}^2 \alpha}{4}\right)^3} - 1 \right] \ln \frac{(R_3 \pm \Delta R_3)^2}{R_d^2} + \frac{2}{3} \operatorname{tg} \alpha + f \left(\frac{1 + \operatorname{tg}^2 \alpha}{\operatorname{tg} \alpha} \ln \frac{(R_3 \pm \Delta R_3)^2}{R_d^2} + 2 \frac{L_d}{R_d} \right) \right\}, \quad (1)$$

гий обработки металлов давлением и, в частности, для методов комбинированного волочения инструментом с регулярным микрорельефом поверхности в условиях применения металлоплакирующих смазок [2].

В работе [3] выполнена адаптация и сравнение достоверности наиболее современных теоретических моделей усилия комбинированного волочения сплошных круглых профилей инструментом с регулярным микрорельефом в условиях применения традиционных смазок. Однако адаптированные модели [3] не учитывают реальную геометрию очага деформации [4] и свойства высокоэффективных металлоплакирующих смазок [2], реализующих научное открытие "эффект безызносности Гаркунова–Крагельского".

где D_d – диаметр рабочего канала волокна по калибрующей ленточке, мм;

$\tau_{т.з}$ – напряжение пластического сдвига материала заготовки детали, МПа;

α – угол рабочего конуса волокна (фильеры), град;

R_3, R_d – радиусы заготовки и готового изделия (детали), мм;

f – коэффициент трения скольжения;

L_d – ширина калибрующей ленточки волокна, мм.

Применение удельного усилия комбинированного волочения q_d^T позволяет учесть масштабный фактор (диаметр заготовки). При этом коэффициент трения скольжения f определялся по обобщенной формуле

[1], полученной на основе адгезионно-деформационной теории трения и износа И.В. Крагельского [6]:

$$f = f_a + f_d = \left(\frac{\pi K_1 K_2 (\chi_3 + 1,5)}{E_{пр} (\chi_3 + 1)} \tau_0 \sqrt{\frac{K_3 R_{пр}}{\varepsilon_3 H_{3 \max}}} + \beta \right) + \left(0,44 \sqrt{\frac{\varepsilon_3 H_{3 \max}}{R_{пр}}} \right), \quad (2)$$

где f_a и f_d – соответственно адгезионная и деформационная компоненты коэффициента трения скольжения;

K_1, K_2, K_3 – коэффициенты общего решения контактной задачи Герца–Беляева;

χ_3 – параметр закона высотного распределения микровыступов шероховатой поверхности заготовки детали;

$E_{пр}$ – приведенный модуль упругости, МПа;

$R_{пр}$ – приведенный радиус кривизны, мкм;

τ_0 – прочность адгезионной связи при отсутствии контактного давления, МПа;

ε_3 – относительная деформация максимального микровыступа шероховатой поверхности заготовки детали;

$H_{3 \max}$ – высота максимального микровыступа шероховатой поверхности заготовки детали, мкм;

β – пьезокоэффициент влияния контактного давления на прочность адгезионной связи.

Вывод и определение всех вышеперечисленных параметров и коэффициентов рассмотрено в работе [1].

Геометрические параметры очага деформации учитываются величиной и знаком волны внеконтакт-

ной деформации по рабочему конусу волоочильного инструмента $\pm R_3$, которые определяются по профилограммам очагов; примеры данных очагов приведены в работе [4].

Проверка работоспособности теоретической модели усилия волочения

В качестве экспериментальной базы проверки теоретических моделей примем метод комбинированного волочения сплошных круглых прутков из отожженной стали, 174...187 НВ, через деформирующую фильеру из инструментальной стали, 58...61 HRC, аналогичную инструментам [2–4], рабочий канал которой также упрочнен регулярным микрорельефом в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм, шагом $\text{Ш}_к = 0,5$ мм и первоначальной глубиной на участке калибрующей ленточки $\Gamma_k = 10$ мкм. Длина волочения образцов-заготовок 150 мм, предварительная обработка – точение. Продольные профилограммы поверхности заготовок до волочения представлены на рис. 1. Продольная профилограмма калибрующей ленточки деформирующей фильеры показана на рис. 2. Номинальная абсолютная деформация i_n на диаметр (абсолютное обжатие) варьировалась в диапазоне 0,1...0,5 мм через 0,1 мм, скорость волочения 1 м/мин. В качестве технологической смазки применялось минеральное масло марки "И-40" с добавкой 50 %, об. металлоплакирующей присадки "Валена" (патент РФ № 2277579), реализующей эффект безыносного трения по аналогии с работой [2].

На рис. 3 представлены продольные профилограммы очага деформации, по которым от макси-

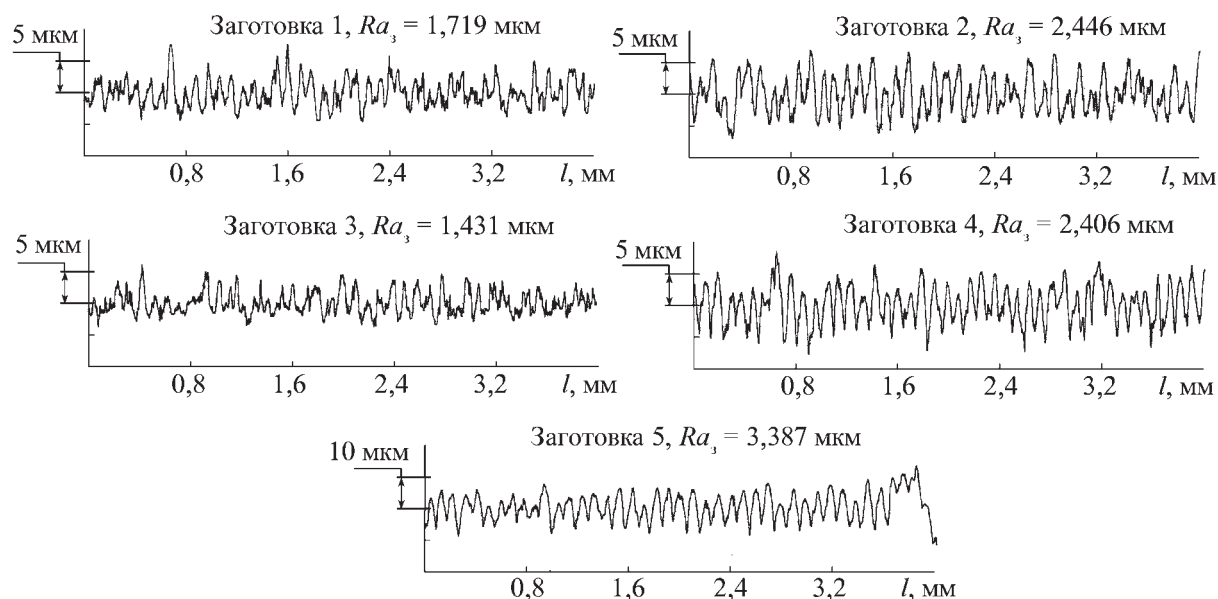


Рис. 1. Продольные профилограммы шероховатых поверхностей образцов-заготовок из стали 45

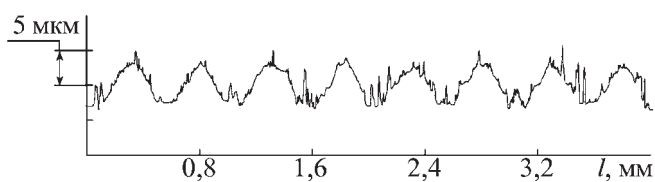


Рис. 2. Продольная профилограмма калибрующей ленточки деформирующей фильеры с регулярным микрорельефом: 9ХС, $\Gamma_k = 10$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм, $Ra = 1,791$ мкм

мального микровыступа исходной (до волочения) шероховатой поверхности с соответствующим знаком определяется величина ΔR_3 , зависимость которой от фактической абсолютной деформации для стали 45 приведена на рис. 4.

Предел текучести для стали 45 с учетом упрочнения определяли по зависимости [7], МПа:

$$\sigma_{т.3} = 697,1 - 362 e^{\left(\frac{\varepsilon}{0,0404}\right)}, \quad (3)$$

где ε – деформация образца [5].

Используя значение $\sigma_{т.3}$ по методике, приведенной в работе [5], определяли величину $\tau_{т.3}$.

Исходные параметры для расчета коэффициента трения скольжения и удельного усилия волочения приведены в табл. 1.

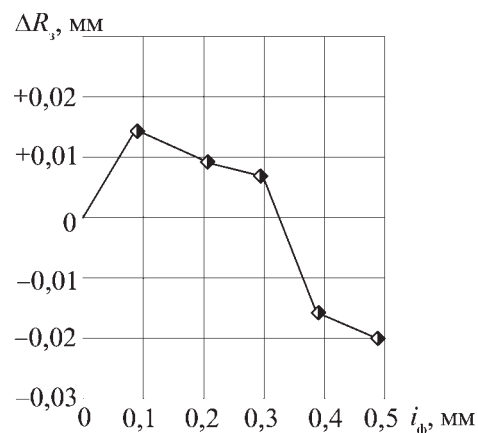


Рис. 4. Зависимость величины и знака внеконтактной деформации от фактической абсолютной деформации:

$\Gamma_k = 10$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм; сталь 45; смазка "И-40" + 50 % металлоплакирующей присадки

В упрощенном предположении считаем, что пьезокоэффициент $\beta = 0$. Коэффициент уточнения по параметру шероховатости поверхности определяется следующим образом:

$$K_y(Ra) = \frac{Ra_3}{Ra_d}, \quad (4)$$

где Ra_3 и Ra_d – параметры шероховатости поверхности до и после волочения (или условно заготовки и детали), мкм.

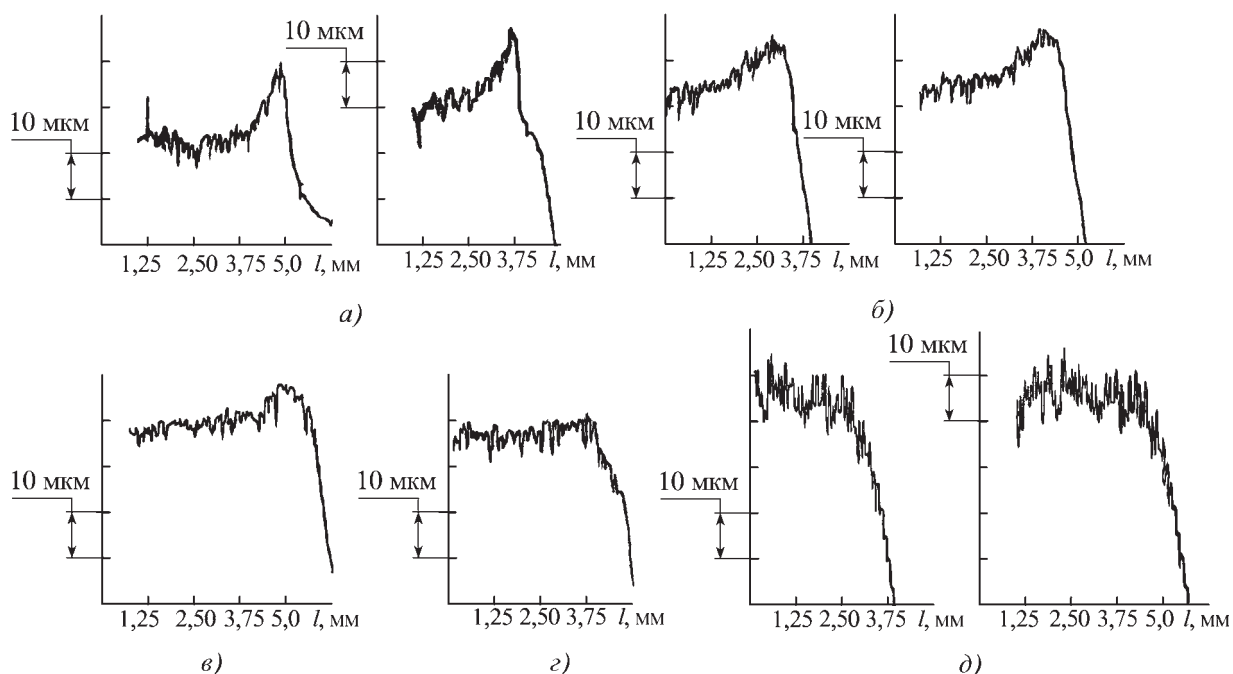


Рис. 3. Продольные профилограммы очага деформации на образцах-заготовках из стали 45:

$\Gamma_k = 10$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм; смазка "И-40" + 50 % металлоплакирующей присадки; горизонтальное увеличение $\times 8$, вертикальное увеличение $\times 1000$

а – $i_\phi = 0,091$ мм; б – $i_\phi = 0,206$ мм; в – $i_\phi = 0,295$ мм; г – $i_\phi = 0,389$ мм; д – $i_\phi = 0,489$ мм

Таблица 1

Исходные данные для расчета коэффициента трения и усилия волочения

Параметр	Заготовка				
	1	2	3	4	5
i_{ϕ} , мм	0,091	0,206	0,295	0,389	0,489
ΔR_3 , мм	+0,014	+0,009	+0,007	-0,016	-0,020
$K_y (Ra)$	9,636	12,522	12,104	16,667	21,350
χ_3	1,367	0,345	1,132	1,340	1,441
$H_{3\max}$, мкм	11,5	13	9	15,5	21
$R_{\text{пр}}$, мкм	8727				
$E_{\text{пр}}$, МПа	300 660				
K_1, K_2, K_3	3,778; 0,408; 1,220				
τ_0 , МПа	9,873				
ε_3	0,896	0,92	0,917	0,94	0,953
$\tau_{\text{т.з}}$, МПа	218,682	233,259	242,123	246,705	253,493

Таблица 2

Теоретические значения коэффициента трения скольжения и удельного усилия волочения

i_{ϕ} , мм	0,091	0,206	0,295	0,389	0,489
f	0,021	0,023	0,021	0,023	0,025
$q_{\text{д}}^{\text{T}}$, Н/мм	202,07	248,567	274,682	299,204	341,561

В табл. 2 представлены рассчитанные значения коэффициентов трения скольжения и удельных усилий волочения заготовок из стали 45 при concentra-

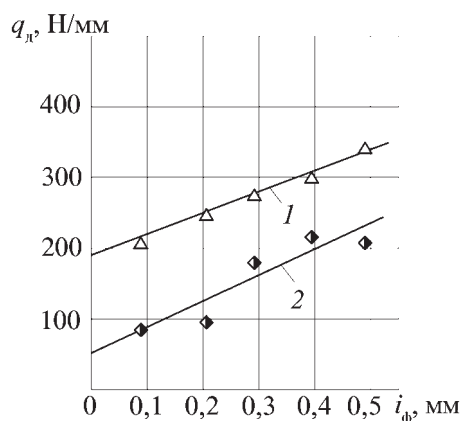


Рис. 5. Зависимость удельного усилия волочения от фактической абсолютной деформации:

1 – расчетные данные с учетом реальных параметров очага деформации; 2 – экспериментальные данные; $\Gamma_k = 10$ мкм, $\Pi_k = 0,5$ мм; сталь 45; смазка "И-40" + 50 % металлоплакирующей присадки

ции металлоплакирующей присадки 50 % в базовом масле "И-40".

Экспериментальное значение усилия волочения определяется зависимостью, Н/мм,

$$q_{\text{д}}^3 = 49,363 + 364,31 i_{\phi}. \quad (5)$$

На рис. 5 представлено сопоставление теоретического (расчетного) и экспериментального удельных усилий волочения.

Теоретические значения удельного усилия волочения после аппроксимации данных табл. 2, полученных расчетным путем, можно представить в виде выражения

$$q_{\text{д}}^{\text{T}} = 173,582 + 338,893 i_{\phi}. \quad (6)$$

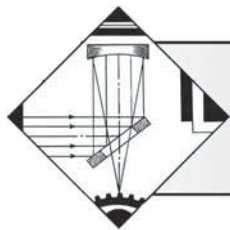
Выводы

Из полученных результатов можно сделать вывод о применимости теоретической модели для анализа динамики волочения в области фактической абсолютной деформации $i_{\phi} > 0,4$ мм с приемлемой для инженерной практики точностью.

Расхождение теоретических и экспериментальных данных связано с недоучетом разработанными моделями изменения геометрических параметров контакта соответствующих микровыступов из-за наличия сервоитной медной пленки. Такая защитная медная пленка образовывалась на всех деталях из стали 45 только при волочении с применением металлоплакирующей присадки, что аналогично работе [2], где в качестве заготовок использовался металлопрокат из углеродистой стали марки Ст3. Другая причина расхождения зависимостей (рис. 5) состоит в недоучете физико-химических явлений, также существенно изменяющих характеристики трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Щедрин А.В., Ульянов В.В., Чихачева Н.Ю. и др. Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15–20.
- Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Ерохин В.В. и др. Повышение качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлоплакирующих смазок // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 21–25.
- Щедрин А.В., Ульянов В.В., Чихачева Н.Ю. и др. Прогнозирование характеристик силовой динамики методов комбинированного волочения сплошных круглых профилей // Производство проката. 2009. № 5. С. 18–21.
- Щедрин А.В., Ульянов В.В., Скоромнов В.М. и др. Повышение эффективности методов комбинированного волочения за счет регуляризации микрогеометрии рабочей поверхности инструмента // Вестник машиностроения. 2006. № 11. С. 58–60.
- Кучеряев Б.В., Николаев Р.А., Жукова Е.А. Расчет энергосиловых параметров процесса волочения прутков // Производство проката. 2006. № 6. С. 30–33.
- Shchedrin A.V. Generalized space-time model of deforming-cutting process // Russian Engineering Research. 1997. Vol. 17. № 3. P. 55–59.
- Проскураков Ю.Г., Романов В.Н., Исаев А.Н. Объемное дорнование отверстий. М.: Машиностроение, 1984. 224 с.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 539.213.612.17.533

А.С. Новиков¹, В.А. Шулов², О.А. Быценко², Д.А. Теряев²,
А.Д. Теряев¹, В.И. Энгелько³, К.И. Ткаченко³

(¹ММП имени В.В. Чернышева, г. Москва,

²Московский авиационный институт

(национальный исследовательский университет),

³НИИ электрофизической аппаратуры имени Д.В. Ефремова, г. Санкт-Петербург)

E-mail: shulovva@mail.ru

Влияние облучения сильноточными импульсными электронными пучками на адгезию вакуумно-дуговых покрытий NiCrAlY на лопатках турбины ГТД из сплава ЖС26НК¹

Проанализированы экспериментальные данные о влиянии режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками (СИЭП) на адгезию защитного покрытия NiCrAlY на лопатках из сплава ЖС26НК. Показано, что СИЭП микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для контроля адгезии жаростойких покрытий на поверхности монокристаллических лопаток из жаропрочных сплавов. Применение СИЭП позволяет на стадии модификации физико-химического состояния защитного покрытия NiCrAlY проводить контроль качества турбинных лопаток. Установлено, что при реализации ремонта турбинных лопаток с помощью СИЭП не удастся подготовить поверхность для нанесения нового защитного покрытия без пескоструйной обработки.

Ключевые слова: жаростойкое покрытие, адгезия, ремонт лопаток, сильноточный импульсный электронный пучок.

The present paper reviews the experimental results dedicated to the effect of irradiating conditions with intense pulsed electron beams on the adhesion of NiCrAlY resistant coatings to gas turbine engine blades from GhS26NK alloy. It is shown that intense pulsed electron beam of microsecond duration is high effective instrument for repair of turbine blades from refractory nickel alloys with resistant coatings.

Keywords: resistant coating, adhesion, recovery of blades, intense pulsed electron beams.

Введение

Из представленных в [1–5] данных следует, что среди серийных лопаток из жаропрочных никелевых сплавов присутствуют отдельные экземпляры, содержащие достаточно крупные зерна – 100...200 мкм, формируемые за счет ликвационных или сегрегационных процессов на стадиях литья или высокотемпературного отжига. Практически во всех лопатках присутствует поликристаллическая "рубашка", образующаяся в зоне сцепления покрытия с подложкой из-за использования при подготовке поверхности под нанесение покрытия пескоструйной обработки и после-

дующего, уже после осаждения, высокотемпературного отжига.

Формируемое по серийной технологии ВПТВЭ (вакуумно-плазменная технология высоких энергий) покрытие характеризуется высокой степенью неоднородности фазового и элементного составов [6], содержит протяженные области с низкой концентрацией алюминия и заметным присутствием элементов жаропрочного сплава; последнее объясняет неудовлетворительную жаростойкость вакуумно-дугового покрытия. Электронно-лучевая обработка приводит к образованию однородного "беспористого" слоя толщиной 20...25 мкм с концентрацией алюминия до 9...10 % мас., что обеспечивает более высокий уровень эксплуатационных свойств облученных лопаток по сравнению с серийными. Кроме того, формируемые в процессе высокоскоростного нагрева, плавле-

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 11-08-00672-а, Министерства образования и науки РФ и ММП имени В.В. Чернышева.

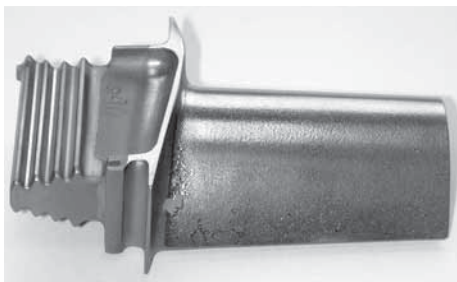


Рис. 1. Лопатка турбины с дефектом из сплава ЖС26НК с NiCrAlY вакуумно-плазменным покрытием после облучения

ния и кристаллизации, термические напряжения могут приводить к отслаиванию покрытия, если система подложка-покрытие обладала до облучения низкой адгезией (рис. 1).

Еще одна важная проблема, связанная с адгезией покрытий, возникает при ремонте лопаток, когда с помощью электронного пучка удается удалить деградированное при эксплуатации покрытие и необходимо нанести новое покрытие. Можно ли исключить пескоструйную и химическую обработки и ограничиться просто облучением электронным пучком?

Цель работы – исследование влияния режимов облучения СИЭП на адгезию вновь наносимых покрытий NiCrAlY на поверхность ремонтируемых лопаток.

Методика проведения исследований

В качестве объектов исследования использовали лопатки турбины двигателя РД-33 и образцы из сплава ЖС26НК (содержание элементов, %: основа Ni; 1,0 Ti; 5,6 Cr; 6,2 Al; 1,4 Mo; 10,0 Co; 1,2 V; 1,4 N; 12,5 W; 0,18 C; <0,1 O, N; <0,02 H; <0,015 B; термообработка: отжиг при 1250 °C в вакууме в течение 3 ч, охлаждение со скоростью 50...60 °C/мин, стабилизирующий отжиг при 1000 °C в вакууме в течение 2 ч) с покрытием СДП-2 толщиной 60...100 мкм (основа Ni; 18...22 % Cr, 11...13,5 % Al, 0,3...0,6 % Y), нанесенным на установке МАП-1 по методике ВИАМ [6].

Часть лопаток до облучения разрезали на электроэрозионном станке и исследовали методами: электронной эмиссии, сканирующей электронной спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и оптической металлографии в поляризованном свете. Кроме этого измеряли микротвердость (H_n) и шероховатость (Ra). Удаление защитного покрытия с помощью СИЭП проводили на ускорителе "Геза-2" (энергия электронов – 115...150 кэВ; длительность импульса – 30...60 мкс; плотность энергии в пучке – 50...80 Дж/см²; площадь поперечного сечения пучка –

30...80 см²; неоднородность плотности по сечению пучка – 5 %, число импульсов – 10). Далее лопатки облучались на ускорителе "Геза-1" при варьировании плотности энергии в импульсе от 18...20 до 45...50 Дж/см², на их поверхность наносили новое 60...100-микронное покрытие СДП-2 и проводили вакуумный диффузионный отжиг при 1050 °C в течение 2 ч. Лопатки после реализации этих операций разрезали, а из полученных образцов-свидетелей изготавливали поперечные шлифы, поверхность которых исследовали методом оптической металлографии для оценки адгезии полученных покрытий.

Результаты исследований и их обсуждение

Некоторые результаты исследования лопаток с удаленным сильноточным импульсным электронным пучком покрытием и новым покрытием, нанесенным на установке МАП-1 после электронно-лучевой обработки при различных плотностях энергии в импульсе представлены на рис. 2, 3 и таблице.

Полученные данные свидетельствуют о следующем: полученные методом ВПТВЭ покрытия NiCrAlY на ремонтных лопатках адекватны покрытиям на серийных лопатках по химическому и фазовому составам, а также структуре; зона сцепления покрытия и подложки из матричного сплава содержит несплошности и микровключения вне зависимости от режима предварительного облучения, реализованного на стадии подготовки поверхности под нанесение покрытия.

Таким образом, несмотря на высокотемпературный вакуумный отжиг ремонтных лопаток, не удастся добиться удовлетворительной адгезии покрытия к подложке. При облучении с плотностями энергии

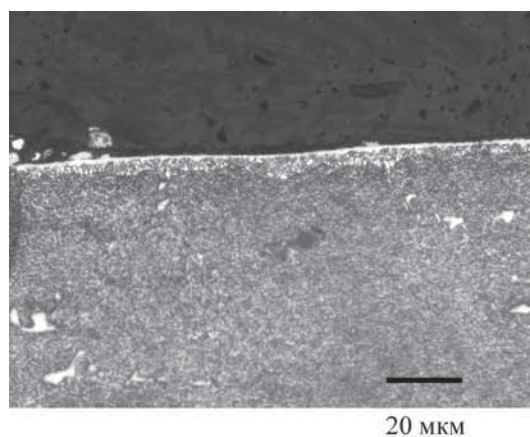


Рис. 2. Микроструктура в поверхностном слое образца с 60-микронным покрытием СДП-2 после его полного удаления при $w = 55$ Дж/см² с десятью импульсами

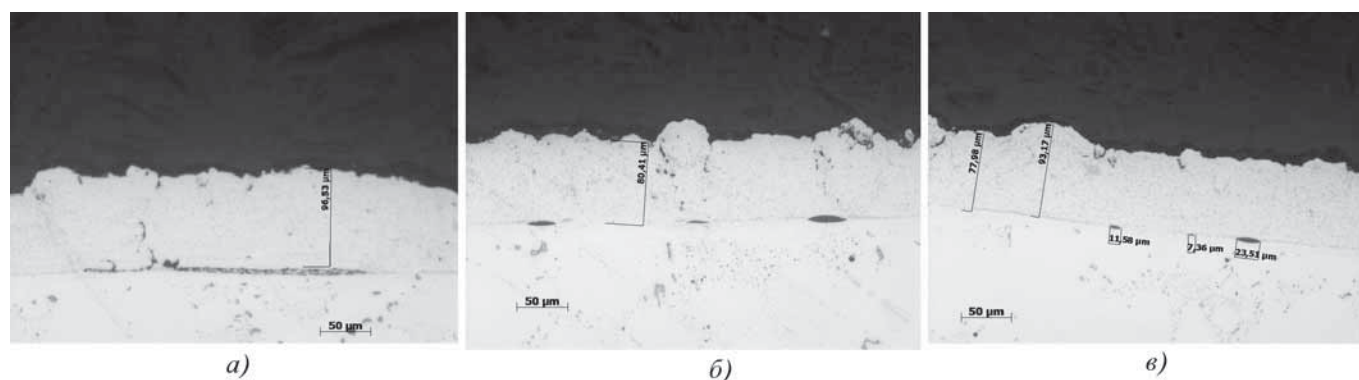


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя образца с покрытием СДП-2 после его повторного нанесения на поверхность лопатки, облученной тремя импульсами при:
 $a - w = 23...25 \text{ Дж/см}^2$; $b - w = 34...36 \text{ Дж/см}^2$; $c - w = 42...45 \text{ Дж/см}^2$

Влияние плотности энергии в импульсе w и числа импульсов n на шероховатость поверхности, экзоэлектронную эмиссию, остаточные напряжения и микротвердость NiCrAlY покрытия, осажденного на поверхности образцов из сплава ЖС26НК

w , Дж/см ²	n , имп	Ra , мкм, ±0,05	$I_{\text{ее}}$, имп/с	σ , МПа	H_{μ}
—	—	2,12	240 ± 60	-170	420...490
23...25	5	1,14	390 ± 90	+120	440...520
23...25	10	1,03	420 ± 40	+130	460...510
42...45	5	0,36	610 ± 30	-60	480...490
42...45	10	0,32	620 ± 20	-70	470...480
50...55	5	0,99	720 ± 80	-90	390...530
50...55	10	1,12	740 ± 70	-100	380...520

23...36 Дж/см² из-за протекания процесса абляции формируется развитая поверхность с большим количеством кратеров, не происходит механического сцепления на стадии взаимодействия микрокапель с поверхностью подложки на всех ее участках и, в частности, в окрестности свободного от кратеров перекристаллизованного материала. Поэтому после электронно-лучевого удаления деградированного при эксплуатации

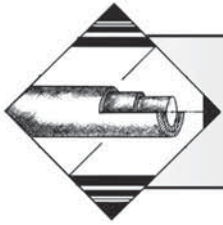
покрытия необходимо реализовать процесс осаждения нового покрытия СДП-2 по серийной вакуумно-плазменной технологии высоких энергий, которая включает операции механической обработки (пескоструйная обработка), химической и термической обработок.

Выводы

Показано, что сильноточный импульсный электронный пучок микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для контроля адгезии покрытий к подложке и для ремонта лопаток турбины из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойкими покрытиями [7]. Однако применение СИЭП для ремонта не позволяет отказаться от операции пескоструйной обработки на стадии подготовки поверхности под нанесение нового защитного покрытия методом ВПТВЭ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1988. 240 с.
- Пайкин А.Г., Львов А.Ф., Шулов В.А. и др. // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2003. № 3. С. 41–49.
- Белов А.Б., Крайников А.В., Львов А.Ф. и др. // Двигатель. 2006. № 1. С. 6–8.
- Белов А.Б., Крайников А.В., Львов А.Ф. и др. // Двигатель. 2006. № 2. С. 8–11.
- Пайкин А.Г., Львов А.Ф., Шулов В.А. и др. // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2003. № 3. С. 41–49.
- Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСиС, 2001. 632 с.
- Шулов В.А., Пайкин А.Г., Быченко О.А. и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 3. С. 37–40.



УДК 621.9.025

В.П. Табаков¹, А.В. Чихранов², И.Н. Гатауллов²

¹ Ульяновский государственный технический университет,
² Технологический институт – филиал Ульяновской государственной сельскохозяйственной академии, г. Димитровград)
E-mail: vpt1947@yandex.ru

Разработка износостойких покрытий режущего инструмента на основе нитрида титана и кремния*

Представлены результаты исследований влияния технологических режимов процесса осаждения покрытий TiSiN на структурные параметры, физико-механические свойства и интенсивность износа режущего инструмента. Предложены дальнейшие пути совершенствования путем дополнительного введения в состав покрытий второго легирующего элемента. Приведены результаты стойкостных испытаний режущего инструмента с разработанными покрытиями.

Ключевые слова: режущий инструмент, износостойкие покрытия, технологические режимы осаждения, физико-механические свойства, интенсивность износа, период стойкости.

In article results of researches of influence of technological modes of process of sedimentation of coverings of TiSiN on structural parameters, physicomachanical properties and intensity of wear of the cutting tool are presented. Further ways of improvement are offered by a way of additional introduction to structure of coverings of the second alloying element. Results of tests of the cutting tool with the developed coverings are given.

Keywords: the cutting tool, wearproof coverings, technological modes of sedimentation, physicomachanical properties, intensity of wear, the firmness period.

Введение

Высокий уровень требований, предъявляемых к современному режущему лезвийному инструменту, приводит к необходимости применения инструментальных материалов с особым комплексом физико-механических свойств, основными из которых являются твердость, трещиностойкость и износостойкость. Одним из путей решения данной проблемы является применение износостойких покрытий. В настоящее время среди методов физического осаждения покрытий из паровой фазы (PVD) в нашей стране наибольшее распространение получил метод конденсации вещества в вакууме с ионной бамбардировкой (КИБ). Данный метод за счет возможности управления технологическими параметрами процесса осаждения позволяет формировать покрытия различного химического состава, обладающих широким диапазоном физико-механических свойств [1, 2].

Наибольшее распространение среди таких покрытий получили одно- и многослойные покрытия на основе нитрида титана, легированного одним или несколькими химическими элементами [3]. В последнее время повышенный интерес вызывает дополнительное введение в состав покрытий кремния. Полученные нитриды по сравнению с другими обладают рядом преимуществ – лучшим комплексом физико-механических свойств, высокой химической инертностью и окислительной стойкостью. Однако в подавляющем большинстве случаев такие покрытия наносятся с использованием технологий химического осаждения покрытий из паровой фазы (CVD), что связано с ограниченностью применения кремния из-за его полупроводниковых свойств.

Исходя из этого, цель исследований – разработка технологии нанесения и составов однослойных покрытий на основе нитридов титана и кремния. Достижение заданной цели возможно путем решения следующих задач: определения оптимальных технологических режимов осаждения покрытий состава TiSiN; разработки сложных составов покрытий на основе нитрида титана и кремния, дополнительно легиро-

*Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ МК-4295.2011.8 и МНиО РФ в рамках госзаказа на выполнение НИР.

ванного вторым элементом. В качестве последнего были выбраны цирконий, алюминий, молибден, хром и железо.

Методика проведения исследований

Для изучения влияния состава покрытия на основе нитрида титана и кремния были изготовлены катоды из сплава титана и кремния с содержанием последнего 9, 13 и 17 % ат. по технологии, описанной в работе [4]. Такой выбор содержания кремния обусловлен ограничением температуры плавления материала катода вблизи точки эвтектического превращения (содержание кремния 13,7 % ат.) согласно диаграмме состояния "титан-кремний".

Исследуемые покрытия наносили методом КИБ на установке "Булат-6" на пластины из твердого сплава марки Т5К10. Анализ влияния технологических параметров процесса нанесения покрытия на основании данных работы [5] позволил выявить наиболее значимые из них – давление реакционного газа (азота) и время осаждения, лимитирующее толщину покрытия. Химический состав покрытий определяли методом количественного рентгеноспектрального анализа на установке "МАР-4" с учетом ZAF-поправок. Параметры структуры покрытий (период кристаллической решетки α , полуширину рентгеновской дифракционной линии β_{111}) и остаточные сжимающие напряжения σ исследовали на дифрактометре "ДРОН-3М". Микротвердость H_v , модуль упругости первого рода E , предел текучести σ_T и вязкость разрушения $K_{Icп}$ покрытий определяли по методикам, изложенным в работе [6].

Адгезионную прочность покрытий оценивали по величине коэффициента отслоения K_0 , определяемого согласно методике работы [7] на твердомере ТК-2М. Время циклической трещиностойкости $t_{ц}$ (время работы режущего инструмента с покрытиями до появления в них усталостных трещин) определяли по методике работы [8]. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями (интенсивность износа J и период стойкости T) определяли при продольном точении заготовок из конструкционной стали 30ХГСА (режимы резания: $v = 180$ м/мин, $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм). Режущие пластины устанавливали в державках, обеспечивающих следующую геометрию: $\gamma = -5^\circ$, $\alpha = 5^\circ$, $\varphi = 45^\circ$, $\varphi_1 = 45^\circ$, $\lambda = -5^\circ$, $r = 1,0$ мм. Точение проводилось без использования СОТС. Период стойкости определялся по времени работы режущего инструмента до образования фаски износа на задней поверхности, равной 0,4 мм.

Результаты исследований и их обсуждение

На этапе определения оптимальных технологических режимов нанесения покрытий состава TiSiN их

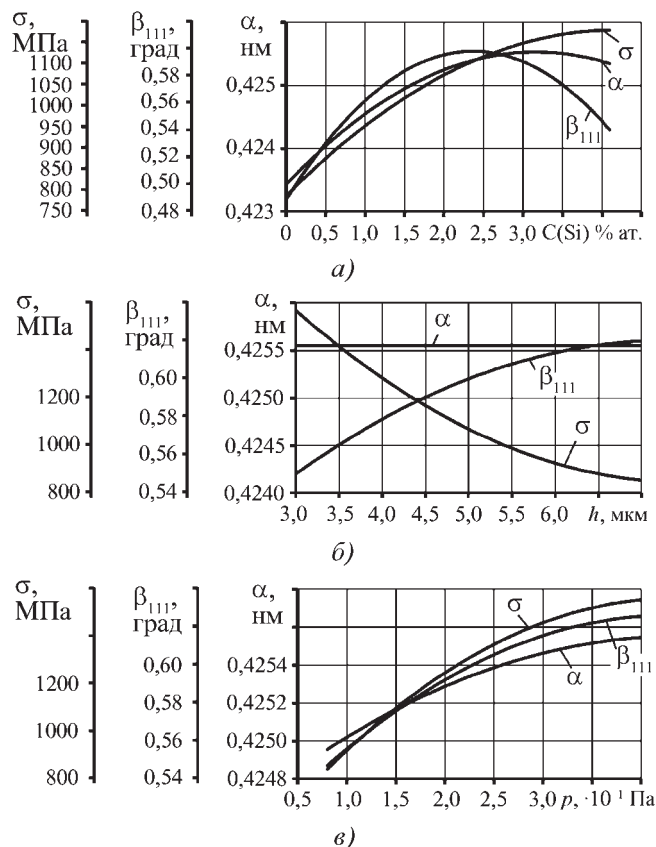


Рис. 1. Влияние технологических режимов (содержания кремния C(Si), толщины покрытия h , давления азота p) на структурные параметры покрытий TiSiN:

a – $p = 0,4$ Па; $h = 6$ мкм; *б* – $p = 0,4$ Па; C(Si) = 2,3 % ат.; *в* – C(Si) = 2,3 % ат.; $h = 6$ мкм

осаждение проводили с использованием одного сплавного катода без вращения столика с пластинами. Анализ химического состава осажденных покрытий показал, что содержание кремния в покрытии значительно меньше, чем его содержание в материале катода (рис. 1, *a*). Увеличение содержания кремния в покрытии приводит к изменению периода кристаллической решетки нитрида титана. Эта зависимость носит экстремальный характер, максимум которой наблюдается при содержании кремния 3,0...3,5 % ат. Увеличение содержания кремния приводит к изменению микроискажений кристаллической решетки, о чем свидетельствует изменение полуширины рентгеновской линии β_{111} . Введение в состав покрытия кремния приводит к повышению остаточных сжимающих напряжений σ , максимальное значение которых достигается при содержании последнего 3,5...4,1 % ат.

Изменение толщины покрытия (рис. 1, *б*) не оказывает влияния на период кристаллической решетки. С ростом толщины покрытия происходит накопление

дефектов кристаллической решетки, что выражается в увеличении значения β_{111} , и наблюдается снижение уровня остаточных сжимающих напряжений. При низком давлении реакционного газа (азота) наблюдается снижение значений всех исследуемых структурных параметров (рис. 1, в). Это в первую очередь связано с образованием сложного нитрида титана и кремния достехиометрического состава и наличием большого количества α -титана. Повышение давления реакционного газа приводит к повышению содержания металлоида в составе покрытия, что приводит к образованию стехиометрического состава покрытия TiSiN. Об этом свидетельствует увеличение периода кристаллической решетки. Рост содержания в покрытии азота приводит к увеличению микродеформаций кристаллической решетки, что повышает значение величин β_{111} и σ .

Изменение структурных параметров при введении в состав покрытий кремния приводит к росту микротвердости H_{μ} покрытий (рис. 2, а). В то же время с увеличением содержания кремния в покрытии снижается его адгезионная прочность, что проявляется в увеличении коэффициента отслоения K_0 . Исследование влияния легирования кремнием покрытия TiN на интенсивность износа режущего инструмента показало, что зависимость носит экстремальный характер. При этом минимальная интенсивность износа наблюдается при содержании кремния 2...2,5 % ат.

Изменение микротвердости от толщины покрытий носит экстремальный характер (рис. 2, б). Наибольшие значения микротвердости наблюдаются при толщине покрытия около 6 мкм. Дальнейшее увеличение толщины покрытий сопровождается снижением его микротвердости, что связано с повышенным образованием различных дефектов в верхних слоях. Увеличение степени дефектности покрытий при снижении остаточных сжимающих напряжений приводит к повышению коэффициента отслоения. Оптимальная толщина покрытия ~6 мкм обеспечивает наибольшее снижение интенсивности износа режущего инструмента.

Осажденное при низком давлении азота покрытие достехиометрического состава TiSiN обладает пониженной твердостью (рис. 2, в). Увеличение давления реакционного газа до 0,4 Па приводит к увеличению содержания азота в покрытии и повышению микротвердости в 1,6 раза. Покрытия достехиометрического состава благодаря повышенному содержанию в них титана обладают большей адгезионной прочностью. С увеличением давления азота прочность сцепления с инструментальной основой падает, что проявляется в увеличении коэффициента отслоения покрытий в 1,7 раза. Повышение микротвердости и

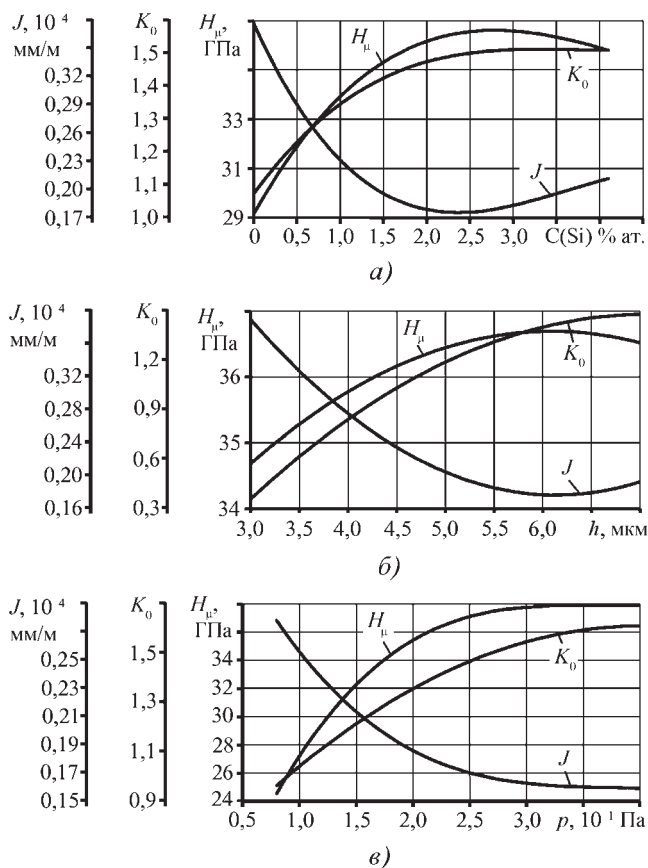


Рис. 2. Влияние технологических режимов (содержания кремния C(Si), толщины покрытия h , давления азота p) на микротвердость H_{μ} , коэффициент отслоения K_0 и интенсивность износа режущего инструментом J : а – $p = 0,4$ Па; $h = 6$ мкм; б – $p = 0,4$ Па; C(Si) = 2,3 % ат.; в – C(Si) = 2,3 % ат.; $h = 6$ мкм

уровня остаточных сжимающих напряжений покрытий TiSiN с ростом давления азота приводит к снижению износа режущего инструмента в 1,8 раза.

Дополнительно были проведены исследования влияния давления реакционного газа на состав осажденных покрытий (рис. 3). Для осаждения покрытий

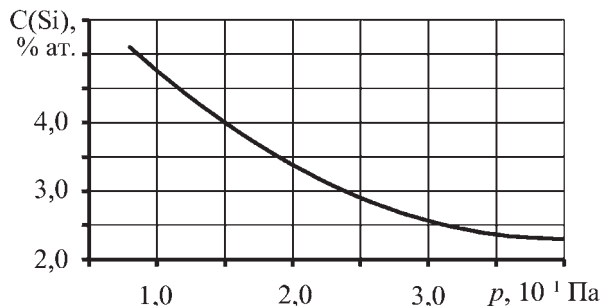


Рис. 3. Влияние давления реакционного газа p на содержание кремния в покрытии TiSiN

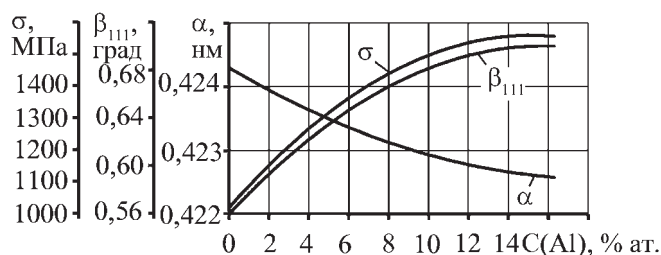


Рис. 4. Влияние содержания алюминия C(Al) на структурные параметры покрытия TiSiAlN

использовался сплавной катод, содержащий 13 % ат. кремния.

При низком давлении реакционного газа (азота) наблюдается самое высокое содержание кремния в осажденном покрытии – 5,2 % ат. при давлении $p = 0,08$ Па. С ростом давления происходит снижение содержания кремния в покрытии до 2,3 % ат. при давлении $p = 0,4$ Па. Такое снижение содержания кремния в покрытии может быть обусловлено большим его рассеянием по сравнению с титаном при увеличении концентрации атомов азота в атмосфере камеры установки.

В результате проведенных исследований были определены оптимальные технологические режимы нанесения покрытия TiSiN: содержание кремния в покрытии $C(\text{Si}) = 1,5...3,0$ % ат., толщина покрытия $h = 5...7$ мкм, давление реакционного газа (азота) $p = 0,4$ Па. При этом расстояние от поверхности катода до твердосплавных пластин составляло 220 мм, ток дуги 110 А, ток фокусирующей катушки 0,4 А.

Для осаждения покрытий состава TiSiMeN (где Me – Zr, Al, Mo, Cr, Fe) была использована технологическая компоновочная схема катодов в установке "Булат-6", рекомендованная в работе [6]: использован

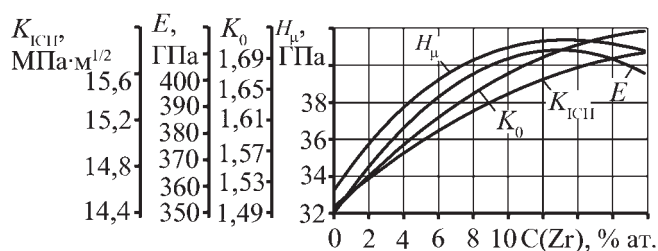


Рис. 5. Влияние содержания алюминия C(Zr) на физико-механические свойства покрытия TiSiZrN

лишь два противоположно расположенных катода из сплава титана и кремния и расположенный между ними титановый катод, содержащий вставку из соответствующего второго легирующего элемента.

Исследованиями установлено, что введение в состав покрытий второго легирующего элемента приводит к изменению его структурных параметров (рис. 4, таблица) и физико-механических свойств (рис. 5, таблица). При этом введение в состав алюминия, хрома и железа приводит к уменьшению параметра кристаллической решетки α , а легирование цирконием и молибденом, наоборот, к некоторому его увеличению. В целом эти изменения незначительны и не превышают 0,4 %. В то же время легирование покрытия TiSiN увеличивает полуширину β_{111} рентгеновской линии на 5...21 %, что свидетельствует о повышении микродеформации кристаллической решетки. Все легирующие элементы повышают величину остаточных сжимающих напряжений σ в 1,33...1,53 раза по сравнению с базовым покрытием TiSiN. Исключение составляет железо, введение в состав которого приводит к снижению величины σ в 1,09 раза. Наибольшее изменение β_{111} и σ наблюдается при допол-

Таблица

Влияние состава покрытия на структурные параметры, физико-механические свойства и интенсивность износа режущего инструмента

Покрытие	α , нм	β_{111} , град	σ , МПа	H_u , ГПа	K_0	E , ГПа	σ_r , ГПа	$K_{1СП}$, МПа·м ^{1/2}	$t_{ц}$, мин	J , 10 ⁻⁴ , мм/м
TiN	0,4235	0,49	775	29,16	1,07	307	9,53	12,29	7,65	0,377
TiSiN	0,4243	0,56	1020	33,24	1,493	350	11,17	14,46	24,18	0,197
TiSiAlN	0,4225	0,68	1561	41,11	1,251	418	13,57	16,29	46,51	0,127
TiSiZrN	0,4252	0,63	1461	38,42	1,718	403	13,09	15,53	45,01	0,134
TiSiFeN	0,4240	0,59	932	36,26	1,287	368	12,29	14,27	26,02	0,168
TiSiCrN	0,4241	0,63	1473	39,39	1,904	388	12,84	14,96	35,42	0,140
TiSiMoN	0,4245	0,61	1354	37,16	1,967	383	12,29	14,73	29,42	0,153

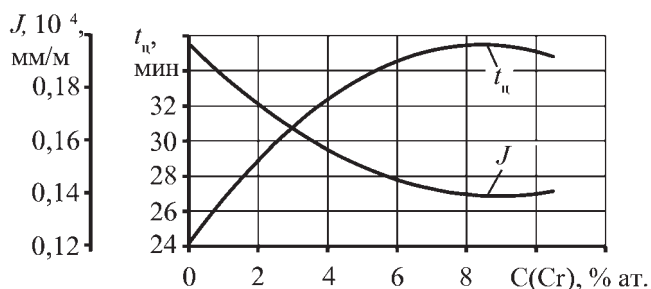


Рис. 6. Влияние содержания хрома $C(Cr)$ на циклическую трещиностойкость и интенсивность износа режущего инструмента с покрытием $TiSiCrN$

нительном введении в состав покрытий алюминия, хрома и циркония.

Изменения микродеформаций кристаллической решетки и остаточных сжимающих напряжений, вызванные легированием покрытий $TiSiN$ вторым элементом, приводит к повышению их микротвердости H_u на 9...24 %. Увеличение энергии межатомных связей, вызванное твердорастворным упрочнением при введении в состав второго легирующего элемента, ведет к росту модуля упругости первого рода E на 5...19 %. Повышение величин β_{111} , E , H_u приводит к увеличению значения предела текучести σ_T сложнoleгированных покрытий в 1,10...1,21 раза по сравнению с покрытием $TiSiN$. При этом наибольшее влияние на изменение значений H_u , E , σ_T оказывает легирование покрытий алюминием, цирконием и хромом. Увеличение модуля упругости первого рода E и предела текучести σ_T приводит к изменению вязкости разрушения K_{ICP} покрытий состава $TiSiMeN$.

Введение в состав покрытия железа практически не изменяет величину K_{ICP} , а легирование алюминием, цирконием, хромом и молибденом, наоборот, повышает ее на 1,9...12,7 %. Для покрытий состава $TiSiMeN$ характерно изменение адгезионной прочности, по сравнению с покрытием $TiSiN$, о чем свидетельствуют значения коэффициента отслоения K_0 . При этом прочность сцепления покрытий $TiSiCrN$, $TiSiZrN$, $TiSiMoN$ снижается на 15...32 %, а покрытий $TiSiFeN$ и $TiSiAlN$ повышается на 14 и 16 % соответственно.

Дополнительное легирование покрытия $TiSiN$ приводит к значительному увеличению времени циклической трещиностойкости t_c в 1,08...1,92 раза, что объясняется более высоким комплексом физико-механических свойств трехэлементных нитридных покрытий по сравнению с базовым покрытием (рис. 6, табл.) При этом легирующие элементы можно расположить в ряд в порядке возрастания по влиянию на величину

t_c : железо, молибден, хром, цирконий, алюминий. Для режущего инструмента с многоэлементными покрытиями на основе нитрида титана и кремния наблюдается снижение интенсивности износа по сравнению с двухэлементным покрытием $TiSiN$ (см. таблицу). При этом наибольшую эффективность показывают покрытия, обладающие более высокой циклической трещиностойкостью. Следует также отметить, что оптимальному содержанию второго легирующего элемента, обеспечивающему наибольшее повышение величины t_c соответствует минимальное значение интенсивности износа J режущего инструмента (см. рис. 6). При обработке заготовок из конструкционной стали 30ХГСА режущим инструментом с покрытием $TiSiAlN$ наибольшее снижение интенсивности износа (в 1,55 раза по сравнению с покрытием $TiSiN$) наблюдается при содержании алюминия в покрытии, равном 13...16 % ат. Для покрытий $TiSiFeN$ и $TiSiMoN$ снижение интенсивности износа составляет 17 и 29 % соответственно при содержании второго легирующего элемента 0,5...0,8 и 2,0...2,4 % ат. соответственно.

Дополнительное легирование покрытия $TiSiN$ хромом (8...10,5 % ат.) приводит к снижению интенсивности износа в 1,41 раза. Для покрытий состава $TiSiZrN$ наибольшее снижение интенсивности износа режущего инструмента составляет 47 % при содержании циркония 9...13 % ат. Из сравнения результатов видно, что наибольшую эффективность применения режущего инструмента обеспечивают покрытия на основе нитрида титана и кремния, легированного хромом, цирконием и алюминием.

На рис. 7 показано влияние скорости резания v и подачи S на период стойкости T режущего инстру-

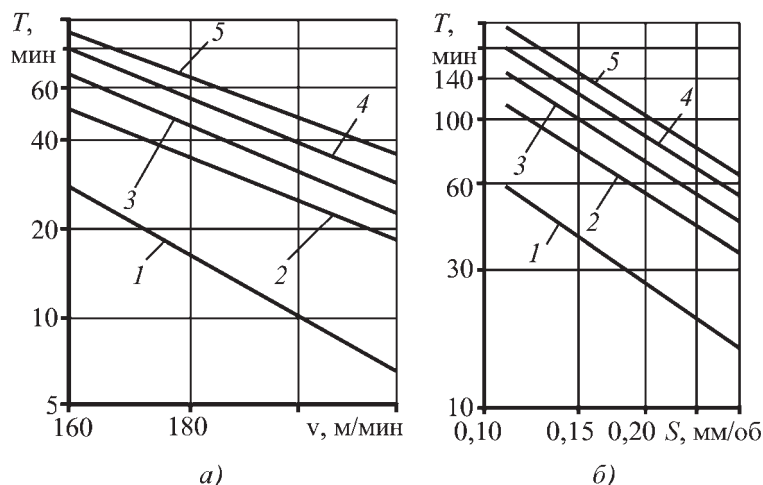


Рис. 7. Влияние скорости резания v (а) и подачи S (б) на период стойкости T режущего инструмента из твердого сплава T5K10 с износостойкими покрытиями при обработке заготовок из стали 30ХГСА:

1 – TiN ; 2 – $TiSiN$; 3 – $TiSiCrN$; 4 – $TiSiZrN$; 5 – $TiSiAlN$; а – $S = 0,3$ мм/об; $t = 0,5$ мм; б – $v = 180$ м/мин, $t = 0,5$ мм

мента из твердого сплава с покрытиями TiN, TiSiN, TiSiAlN, TiSiZrN, TiSiCrN при обработке заготовок из стали 30ХГСА.

Исследованиями установлено, что применение многоэлементных покрытий на основе нитрида титана и кремния в зависимости от условий резания и состава покрытий позволяет повысить период стойкости T режущего инструмента в 1,28...2,06 раза по сравнению с покрытием TiSiN и в 2,24...2,59 раза по сравнению с покрытием TiN. При этом больший эффект от применения многоэлементных нитридных покрытий наблюдается при обработке с высокими скоростями резания и подачей.

Выводы

1. Рассмотрено влияние технологических параметров процесса осаждения покрытий состава TiSiN на структурные параметры, физико-механические свойства и интенсивность износа режущего инструмента. По результатам проведенных исследований определены оптимальные технологические режимы.

2. Введение в состав покрытия TiSiN дополнительного легирующего элемента изменяет его структурные параметры, повышает физико-механические свойства, циклическую трещиностойкость и снижает интенсивность износа режущего инструмента с такими покрытиями.

3. На основании проведенных исследований разработана технология нанесения многоэлементных нитридных покрытий TiSiMeN (где Me – алюминий, цирконий, хром, железо, молибден). Определены составы, обеспечивающие наибольшую эффективность применения режущего инструмента. Проведенные стойкостные испытания показали увеличение периода стойкости режущего инструмента с разработанными

покрытиями в 1,28...2,06 раза по сравнению с покрытием TiSiN.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Износостойкие** покрытия для поверхностного упрочнения режущих инструментов / В.П. Табаков, Н.А. Ширманов, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 8. С. 21–26.

2. **Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П.** Методологические принципы создания функциональных покрытий нового поколения для применения в инструментальном производстве // Справочник. Инженерный журнал. 2011. № 12. С. 18–22.

3. **Износостойкие** ионно-плазменные покрытия режущего инструмента и технологии их нанесения / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Технология машиностроения. 2007. № 1. С. 22–28.

4. **Чихранов А.В., Гатауллов И.Н.** Разработка технологии изготовления катодов для нанесения кремнийсодержащих покрытий // Технологическое обеспечение качества машин и приборов: сб. статей VI Междунар. науч.-практ. конф. Пенза: Приволжский Дом знаний. 2011. С. 79–82.

5. **Верещака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.

6. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Определение механических характеристик износостойких ионно-плазменных покрытий на основе нитрида титана // Известия Самарского научного центра РАН. 2010. Т. 12. № 4. С. 292–297.

7. **Табаков В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий. М.: Машиностроение, 2008. 312.

8. **Математическое** описание процессов трещинообразования в износостойких покрытиях режущего инструмента / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 48–51.



Поздравляем с юбилеем

Табакова Владимира Петровича

доктора техн. наук, профессора, члена редакционного совета
нашего журнала.



Желаем юбиляру здоровья, благополучия, счастья и успеха на поприще российского образования и науки!

*Редакционный совет и редакция журнала
"Упрочняющие технологии и покрытия"*



УДК 62.529

А.А. Кожевников (Московский государственный университет путей сообщения
(Воронежский филиал), г. Воронеж)
E-mail: akozhev@yandex.ru

Методы контроля состояния поверхностного слоя для управления процессом виброударного упрочнения (обзор)

Представлен обзор прямых и косвенных методов контроля параметров состояния поверхности. Предложены варианты косвенного контроля состояния поверхности в процессе виброударного упрочнения.

Ключевые слова: виброударное упрочнение, автоматизированное управление, методы контроля, поверхностный слой.

The direct and indirect control methods of surface condition parameters in the review are presented. The variants of indirect surface conditions control are offered in the vibroshock hardening process.

Keywords: vibroshock hardening, automated management, control methods, superficial layer.

Введение

В практике машиностроительного производства широко применяются виброупрочняющие установки резонансного типа. Эти установки имеют устойчивый режим работы, однако кроме проблемы управления траекторией колебаний, что, например, в большегрузных установках типа ВУД-2500 невозможно, существует проблема контроля за состоянием обрабатываемых деталей. На сегодняшний день контроль виброударной и дробеструйной обработки осуществляется за счет использования контрольных образцов [1], что приводит к необходимости периодически прерывать технологический процесс и соответственно к увеличению времени обработки и повышению энергозатрат. Решение проблем управления [2] связано с обеспечением устойчивости в близкорезонансной области при воздействии дестабилизирующих факторов. Такими дестабилизирующими факторами являются: монотонное и скачкообразное изменение массы подвижной системы (до 25...30 %), виброударное гашение амплитуд колебаний за счет периодических соударений вибрирующей инструментальной среды с контейнером и деталью, в результате чего возрастает погрешность обработки. Своевременное вмешательство управляющего воздействия на вибро-систему может вернуть ее в нужный режим, что не всегда возможно осуществить вручную. Адаптивное управление процессом виброударного упрочнения

жестко связано с контролем динамики технологической системы и процессом формирования поверхностного слоя. Последнее, в силу сложности, долгое время не представлялось возможным [2]. На сегодняшний день накопился богатый опыт в области контроля различными методами параметров состояния поверхности: наклепа, остаточных напряжений и шероховатости. Это открывает перспективу положительного решения задачи контроля над процессом формирования поверхностного слоя во время виброударной обработки.

Промышленные и разрушающие методы определения параметров поверхности

Наиболее распространенным, точным и достоверным методом определения остаточных напряжений является метод Давиденкова. Однако, чтобы этим методом определить остаточные напряжения в обработанной детали, необходимо из готовой детали вырезать образец в виде стержня прямоугольного сечения. При этом образец выгибается в сторону обработанной поверхности, поскольку объемные силы перестают действовать. Затем с обработанных *поверхностным пластическим деформированием* (ППД) поверхностей механически или электрохимическим травлением последовательно снимают слои металла, отслеживают изменения прогиба образца и рассчитывают напряжения по специальной методике [1]. При определении

профиля остаточных напряжений в процессе травления образца целесообразно использовать автоматизированную систему измерений [3].

Метод сверления отверстий применяется для определения остаточных напряжений на поверхности больших деталей [4]. Метод основан на измерениях деформационного отклика в зоне отверстия. Одним из принципиальных вопросов является выбор методики точного и достоверного измерения этого отклика. Традиционный подход основан на применении тензодатчиков или специальных покрытий [4]. На сегодняшний день наиболее перспективной методикой отслеживания отклика считается электронная цифровая спекл-интерферометрия [5–8].

Определение остаточных напряжений измерением твердости долгое время не могло получить широкого распространения вследствие отсутствия достаточно полного обоснования независимости кривой твердость – интенсивность напряжений от вида напряженного состояния, нагрузки, марки материала и температуры деформации. В результате проведенных экспериментальных исследований [9] установлена линейная зависимость между микротвердостью и октаэдрическими касательными напряжениями в условиях сжатия и растяжения образцов из различных сталей.

Исследование глубины и степени наклепа методом измерения микротвердости является наиболее распространенным. Суть метода заключается в исследовании материала на участке наклонного микрошлифа по методу Хрущева-Берковича [10] согласно ГОСТ 9450–76. Желательно делать косые срезы с целью получения большего числа точек, а значит, и более точного определения глубины наклепа. Точка стабилизации микротвердости покажет глубину наклепа. Для определения толщины упрочненного наклепом поверхностного слоя металлических деталей при дробеструйной обработке [11] материал детали подвергают ППД до получения остаточного отпечатка на поверхности детали. Затем измеряют диаметр остаточного отпечатка на поверхности детали и определяют соотношение статической твердости материала дробы и статической твердости материала детали, по которому определяют соотношение динамической твердости материала дробы и динамической твердости материала детали, что позволяет рассчитать толщину упрочненного наклепом поверхностного слоя [11].

Исследование глубины, степени наклепа, параметров остаточных напряжений методом рентгеноструктурного анализа [4, 6, 12, 13] обладает более высокой чувствительностью. Существуют два метода:

1 – оценка изменения характера (размытия) интерференционных линий;

2 – оценка изменения ширины дифракционной линии.

Также для исследования параметров поверхности применяются методы на основе других элементов радиации, таких как: облучение потоком нейтронов [6, 14] или электронов [15].

Требования к параметрам шероховатости устанавливают на основании их связи с функциональными показателями деталей машин. Контроль шероховатости поверхности может проводиться [16, 17]:

1 – сравнением поверхности изделия с образцами по ГОСТ 9378–93 для конкретных способов обработки;

2 – измерением посредством приборов (профилометров или профилографов).

Визуальные и оптические методы контроля качества поверхности

Метод гальванических покрытий, хрупких покрытий [18], метод сеток [19] относятся к визуальным и основываются на сравнении состояния нанесенного покрытия до и после деформации.

Метод интерференционного муара или контурный метод (contour method) [4, 6, 18] заключается в том, что на исследуемую поверхность наносится скрещенная дифракционная (объектная) решетка, которая освещается под определенным углом с противоположных сторон двумя пучками когерентного излучения, что приводит к появлению интерференционной картины в виде (виртуальной) решетки. Интерпретируя изменение интерференционной картины (муара) на фоне эталонной решетки при внесении поверхностных деформаций, наблюдатель делает вывод о характере и величине данных деформаций.

Метод голографической интерферометрии или спекл-интерферометрии [4, 5, 18, 20] основан на явлении интерференции света при совпадении двух когерентных лучей монохромического света, описываемого простой синусоидальной функцией и ориентированного в одной плоскости (поляризованного света), попадающих на экран со сдвигом по фазе. Необходимое количество лучей может быть получено от лазеров. Несмотря на то, что метод уступает рентгеноструктурному анализу, это один из самых точных методов измерения деформаций и перемещений – с точностью до половины длины световой волны. Существенно также и то, что отсутствуют какие-либо требования к качеству исследуемой поверхности. Для более точной интерпретации полученных данных в спекл-интерферометрии используется основанный на численном моделировании метод корреляции цифрового изображения (digital image correlation) [21].

В основу методики микроструктурного анализа [22] положено измерение длин прямолинейных от-

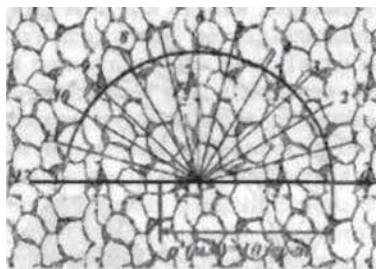


Рис. 1. Схема разметки линий замеров микроструктуры [22]

резков ρ , заранее установленного числа зерен (8...10 зерен) в направлении каждого проведенного луча. Данные лучи проводятся из центра окружности, вписанной в микрошлиф, через определенное количество градусов (угол θ). По фотографиям микроструктуры металла (рис. 1) в исходном недеформированном состоянии определяется ρ_0 , равное длине 10 зерен по углу через 1° , и заносится в таблицу измерений ρ_0 в соответствии с углом θ_0 . Также заносится в таблицу и измерения ρ , равные длине 10 зерен по углу через 1° . На основе полученных данных рассчитывается напряженное состояние исследуемой зоны.

Электрические методы измерения деформаций

Изменение электрического сопротивления или емкости при деформировании материала может быть обусловлено тремя эффектами [18, 23]:

1. Изменением удельного сопротивления материала (ρ) при изменении его напряженного состояния. Данный эффект называется пьезорезистивным и используется в различных датчиках высоких давлений. Одним из видов датчиков, работающих за счет пьезорезистивного эффекта, являются манганиновые датчики давления, коэффициент эластосопротивления которых достигает значений $\pi = \Delta\rho/\rho = 2,5 \cdot 10^{-5} \text{ МПа}^{-1}$. Влияние данного эффекта в обычных металлических проводниках, в том числе стальных, настолько мало, что им обычно пренебрегают.

2. Изменением длины и сечения проводника (l) при его деформировании. Данный эффект используется в тензорезисторах. Датчики, основанные на данном эффекте, имеют коэффициент тензочувствительности, равный примерно 2. Это означает, что при напряжениях, соответствующих пределу упругости, например, в стали С235, относительная деформация (ϵ) составит около 0,1 %, а изменение сопротивления около 0,2 % от абсолютного значения.

3. Известно, что при подаче к поверхности проводника переменного тока высокой частоты имеет место скин-эффект, при котором токи высокой частоты сосредотачиваются у той поверхности проводника, которая является ближайшей к источникам поля, вызы-

вающим появление токов. Глубина проникновения тока h в проводнике определяется выражением:

$$h = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \gamma}},$$

где f – частота тока, Гц;

μ – абсолютная магнитная проницаемость материала, Гн/м;

γ – удельная электропроводность материала, См/м.

Магнитная проницаемость материала является переменной величиной и зависит от напряженного состояния. Зависимость изменения электрического сопротивления на переменном токе от механических напряжений, обусловленная изменением магнитной проницаемости стали, имеет чувствительность, приблизительно в 20 раз превышающую чувствительность проводниковых тензорезисторов.

Магнитные и магнитоэлектрические методы контроля качества стальных деталей

В машиностроении магнитные и электромагнитные методы контроля применяют для дефектоскопии, толщинометрии, структурного и фазового анализа металлов, определения наличия и глубины залегания дефектов в нержавеющей сталях. Магнитные методы дефектоскопии основаны на индикации и анализе магнитных полей рассеяния [24, 25], возникающих в местах расположения дефектов или изменении физико-механических и геометрических характеристик ферромагнитных изделий при воздействии на них магнитного поля. Магнитный поток, замыкаясь по изделию, помещенному в магнитное поле и имеющему дефект, например, в виде трещины, вынужден огибать препятствие с пониженной проницаемостью. При этом силовые линии выходят за пределы поверхности изделия.

Уменьшение остаточной намагниченности I_r после приложения и снятия упругих напряжений в отсутствие магнитного поля (пьезодинамическое размагничивание) является магнитоупругой "памятью" металла о ранее приложенных и затем снятых напряжениях. Эту "память" можно использовать для измерения механических напряжений неразрушающего контроля прочностных свойств материала и создания запоминающих датчиков силы [26, 27]. Исследование плоских образцов при трехточечном изгибе показало совпадение экспериментальной зависимости обратной величины необратимой нормальной составляющей магнитного поля рассеяния $1/H$ сталей 09Г2С и 17Г1С от величины напряжений σ при сжатии и растяжении с теоретической:

$$\frac{1}{I_{r\sigma}} - \frac{1}{I_{r0}} = \beta\sigma,$$

где I_{r0} и $I_{r\sigma}$ – остаточная намагниченность материала до нагружения и после нагружения соответственно;

β – постоянная, зависящая от материала и его структуры;

σ – прикладываемые напряжения.

По результатам исследований [28] на статические и циклические деформации на основе метода магнитной памяти металла была обнаружена корреляция зависимостей деформаций и тангенциальной составляющей магнитного поля от напряжения растяжения. Изменение магнитного поля в процессе циклического нагружения позволяет качественно контролировать текущее деформированное состояние поверхностей.

Метод измерения динамических петель гистерезиса [29] позволяет осуществлять неразрушающий контроль качества изделий. Идея заключается в том, что при линейном изменении напряженности магнитного поля с постоянной скоростью зависимость индукции от поля повторяет ее зависимость от времени. Сигнал измерительной катушки преобразуется в цифровой код посредством АЦП и вводится в компьютер, где раскладывается на гармонические составляющие путем представления в виде ряда Фурье. На основе первых пяти нечетных гармоник синтезируется изображение сигнала измерительной катушки. Эволюция формы сигнала, как и в предыдущем методе, позволяет качественно отслеживать деформированное состояние образца.

Дроссельный и трансформаторный методы основаны на использовании явления изменения магнитной проницаемости и индукции в проводящих материалах [18, 30]. Сущность заключается в том, что определение диэлектрической ϵ и динамической магнитной проницаемости μ веществ с удельной электропроводностью $\chi < 20$ мОм/см в диапазоне частот 10 кГц...100 МГц осуществляют с помощью комплекта соленоидальных катушек индуктивности идентичного размера (L -ячеек), подключаемых к колебательному контуру куметра, при этом для одновременного определения ϵ и μ на каждой частоте используются две измерительные L -ячейки разной индуктивности, настраиваемые на резонанс на этой частоте, и по результатам замеров рассчитываются значения ϵ и μ .

Акустические методы дефектоскопии

Упругие колебания и акустические волны, особенно ультразвукового диапазона, широко применяют в технике контроля и измерения физических парамет-

ров. Сюда относят звуковую и ультразвуковую локацию, ультразвуковую медицинскую диагностику, контроль уровня жидкости, скорости потока, давления, температуры в сосудах и трубопроводах, а также использование акустических колебаний и волн для неразрушающего контроля. Для контроля обычно применяют колебания частотой от 50 Гц до 50 МГц с интенсивностью не более 1 Вт/см² [31].

Применение ультразвуковых методов определения дефектов и напряжений [4, 25, 31–34], во-первых, позволяет надежно фиксировать относительные изменения скорости ультразвука с погрешностью 10^{-5} (относительные единицы); во-вторых, открывает более широкие возможности по выбору материалов и практических задач по сравнению с обычной тензометрией или магнитными методами; и в-третьих, поскольку инструментом исследования здесь являются упругие колебания самого материала, позволяет наряду с величинами напряжений получить дополнительную информацию о его структурных и прочностных свойствах (но только для очень простых систем).

На свободной поверхности твердого тела могут распространяться поверхностные волны (волны Рэлея) [24]. Измерение скорости распространения и скорости затухания поверхностной звуковой волны позволяет отслеживать не только наличие крупных дефектов, типа трещин [35], но также изменение величины напряжений [36] и шероховатости поверхности [37].

Одним из методов исследования технологических и трибологических систем является анализ спектра упругих колебаний, возникающих при взаимодействии тел в процессе трения или удара [25, 38–40]. Существуют предположения, что за возникновение упругих колебаний при трении ответственна флуктуирующая сила, которая может быть индуцирована деформацией шероховатостей или их адгезионным взаимодействием с сопряженной поверхностью, а также отделением частиц износа. Автоматизированный анализ спектра акустических колебаний при трении и ударе осуществляется на основе вейвлет-преобразования [40] или быстрого преобразования Фурье [41]. При исследовании динамического поведения различных материалов обычно применяют пьезопреобразователи или тензорезисторы, которые наклеивают на образцы. Скорость распространения импульсов упругих напряжений в стальных образцах равна скорости звука (5000 м/с), в то же время массовые скорости частиц стержней соответствуют скорости ударника (5...20 м/с). Массовая скорость v связана с деформацией e выражением $v = ec$, где c – скорость звука в стержне [42]. Таким образом, измерение массовой скорости равноценно измерению деформаций.

В практике исследований эксплуатационных свойств материалов деталей часто используют концентраторы остаточных напряжений в виде V-образных надрезов [43] или трещин [44, 45]. Пластическая деформация и рост трещин приводит к релаксации напряжений при перестройке структуры твердого тела, что может выразиться в генерации упругих волн акустической эмиссии (АЭ). Эмиссия проявляется в виде отдельных акустических импульсов [31], что и положено в основу метода. Связь суммарной акустической эмиссии N (количество импульсов) с коэффициентом интенсивности напряжений K определяется выражением [44]:

$$N = b K^n,$$

где b и n – константы, зависящие от свойств материала и параметров объекта. Значение n , которое принципиальным образом определяет характер зависимости, связано в первую очередь со свойствами материала объекта.

Заключение

Все рассмотренные методы (кроме тех, что применяются в промышленности), потенциально пригодные для контроля состояния поверхности при виброобработке, можно подразделить на методы, применяемые:

- только после обработки;
- в процессе обработки.

К первым можно отнести визуальные и оптические методы, магнитные и электромагнитные методы. Ко вторым – акустические и электрические методы.

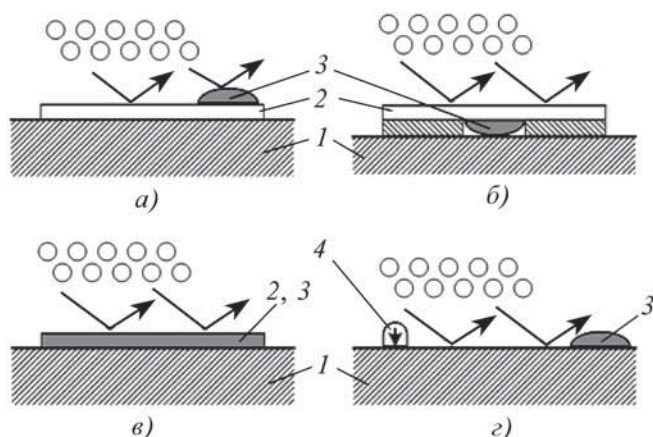


Рис. 2. Варианты косвенного контроля состояния поверхности в процессе виброударного упрочнения:

1 – деталь; 2 – образец-свидетель; 3 – датчик; 4 – генератор акустических колебаний

Проблема использования методов неразрушающего косвенного контроля состояния поверхности в процессе виброударного упрочнения связана с ограничениями по применению первичного измерительного оборудования (датчиков): разрушительное действие инструментальной среды, мощное вибрационное воздействие, наличие технологической жидкости и частиц разрушенных элементов инструментальной среды, изменение температуры, малость измеряемого объекта (слой толщиной порядка 300...400 мкм). Применение магнитных и электромагнитных методов связано с необходимостью размещать датчик непосредственно над обрабатываемой поверхностью (рис. 2, а), что не позволяет использовать данный подход для контроля в процессе обработки. Электрические методы контроля потенциально дают возможность использовать образец-свидетель (рис. 2, в) или даже поверхность детали в качестве датчика состояния поверхностного слоя непосредственно в процессе обработки [46]. Среди акустических методов наиболее перспективными является анализ спектра упругих колебаний. Они дают возможность отслеживать как изменение самого спектра, так и среднего значения амплитуды звуковой волны, при этом датчик можно закрыть образцом-свидетелем от разрушающего воздействия инструментальной среды (рис. 2, б).

Возможно применение и акустических ультразвуковых методов дефектоскопии (рис. 2, г). Учитывая протяженность наклепанного слоя, целесообразно использовать поверхностные волны. Серьезным недостатком ультразвуковых методов является необходимость точной настройки первичной генерационно-измерительной системы (расположение генератора акустических колебаний и приемного датчика и т.д.), что в условиях воздействия инструментальной среды и вибраций может свести на нет все преимущества.

В работе не рассмотрены методы контроля на основе измерения температуры, поскольку в процессе виброударного упрочнения львиная доля энергии, сообщаемая технологической системе, рассеивается инструментальной средой, что, по нашему мнению, не позволяет достаточно уверенно определять изменение температуры в поверхностном слое, связанное с пластической деформацией.

Таким образом, контроль состояния поверхностного слоя детали в процессе виброударного упрочнения возможен после исследования описанных методов на применение в условиях эксплуатации виброударной технологической системы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рыбаков Г.М. Формирование сжимающих остаточных напряжений в металлических деталях при дробеструйной обработке // Технология машиностроения. 2007. № 1. Т. 55. С. 51–54.
2. Копылов Ю.Р. Виброударное упрочнение. Воронеж: Воронежский институт МВД России, 1999. 386 с.

3. **Букатый А.С.** Разработка методов определения режимов упрочнения тонкостенных деталей ГТД на основе исследования технологических остаточных напряжений и деформаций: дис. ... канд. техн. наук.: 01.02.06; 05.07.05. Самара. 2009. 134 с.
4. **Экспериментальная механика** в 2 кн. пер. с англ. / под ред. А. Кобаяси. М.: Мир, 1990.
5. **Махутов Н.А.** Исследования остаточных напряжений с применением электронной цифровой спекл-интерферометрии в натуральных условиях // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. № 5. Т. 74. С. 47–51.
6. **Pagliari P.** Measuring inaccessible residual stresses using multiple methods and superposition // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 1123–1134.
7. **Schajer G.S., Rickert T.J.** Incremental computation technique for residual stress calculations using the integral method // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 1217–1222.
8. **Moire' interferometry** assessment of residual stress variation in depth on a shot peened surface / J. Ribeiro, J. Monteiro, H. Lopes, M. Vaz // *Strain*. 2011. Vol. 47. P. 542–550.
9. **Праведников И.С.** Определение напряжений в пластически деформируемых деталях [Электронный ресурс] // Нефтегазовое дело. Электронный научный журнал. 2005. № 1. URL: <http://www.ogbus.ru/> (дата обращения: 04.09.2011).
10. **Kovalevskij S.V., Zavgorodnyia E.A.** Protecting of surfaces with the use of self-propagating high-temperature synthesis // Научный вестник Донбасской государственной машиностроительной академии. 2009. № 1. С. 96–100.
11. **Пат. 2194263 РФ, МПК⁷ G01N3/00.** Способ определения толщины упрочненного наклепом поверхностного слоя / М.М. Матлин, С.П. Лебский, А.И. Фролова. заявл. 05.03.2001; опубл. 10.12.2002.
12. **Приборы и методы физического металловедения:** в 2 т. / Под ред. Ф. Вейнберга. М.: Мир, 1973. 427 с.
13. **Sánchez-Beitia S.** Calibration of the X-ray diffraction technique for stress quantification in metallic (steel) structures // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 1301–1307.
14. **Measurement and prediction** of machining induced redistribution of residual stress in the aluminium alloy 7449 / J.S. Robinson, D.A. Tanner, C.E. Truman, R.C. Wimpory // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 981–993.
15. **Gardner C.J.** Techniques and applications of the simulated pattern adaptation of Wilkinson's method for advanced microstructure analysis and characterization of plastic deformation // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 1379–1393.
16. **Справочник технолога-машиностроителя:** в 2 т. / Под ред. А.Г. Косиловой и Р.К. Мещерякова. М.: Машиностроение. 1986. 656 с.
17. **Анурьев В.И.** Справочник конструктора-машиностроителя: в 3 т. Т. 1. / Под ред. И.Н. Жестковой. М.: Машиностроение, 2001. 920 с.
18. **Машиностроение.** Энциклопедия. Ред. совет: К.В. Фролов (пред.) [и др.]. Динамика и прочность машин. Теория механизмов и машин. В 2-х кн. Кн. 2 / Под общ. ред. К.С. Колесникова. М.: Машиностроение, 1995. 624 с.
19. **Grid method** for microscale discontinuous deformation measurement / H. Jin, S. Haldar, H.A. Bruck, W.-Y. Lu // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 565–574.
20. **Использование спекл-интерферометрии** для исследования локализации пластической деформации / В.И. Данилов, Л.Б. Зуев, В.В. Горбатенко, К.В. Гончиков, К.В. Павличев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2006. № 12. Т. 72. С. 40–45.
21. **Pan B.** Recent progress in digital Image correlation // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 1223–1235.
22. **Рудых Н.В.** Оценка эффективности упрочнения поверхностным пластическим деформированием на основе компьютерной микроскопии: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08. Иркутск. 2011. 192 с.
23. **Улыбин А.В.** Метод измерения электрического сопротивления для контроля механических напряжений в стальных конструкциях: дис. ... канд. техн. наук: 05.11.01. Санкт-Петербург. 2010. 115 с.
24. **Химченко Н.В., Бобров В.А.** Неразрушающий контроль в химическом и нефтяном машиностроении. М.: Машиностроение. 1978. 264 с.
25. **Неразрушающий контроль и диагностика:** справочник / Под ред. В.В. Клюева. М.: Машиностроение. 2003. 656 с.
26. **Закономерности магнитоупругого изменения** локальной остаточной намагниченности сталей / В.Ф. Новиков и др. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2006. № 6. Т. 72. С. 34–37.
27. **Fatigue, magnetic and mechanical hysteresis** / S. Bao, T. Erber, S.A. Guralnick, W.L. Jin // *Strain*. 2011. Vol. 47. P. 372–381.
28. **Махутов Н.А., Дубов А.А., Денисов А.С.** Исследование статических и циклических деформаций с использованием магнитной памяти тела // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. № 3. Т. 74. С. 42–46.
29. **Сандовский В.А.** Компьютерный метод измерения динамических петель гистерезиса для неразрушающего контроля изделий // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. № 10. Т. 73. С. 28–32.
30. **Пат. 2347230 РФ, МПК⁷ G01R27/26.** Способ определения диэлектрической и динамической магнитной проницаемостей веществ в низкочастотной области с помощью индуктивных L-ячеек / Семихина Л.П. заявл. 18.01.2006; опубл. 20.02.2009.
31. **Ермолов И.Н., Алешин Н.П., Потанов А.И.** Неразрушающий контроль: в 5 кн. Кн. 2. Акустические методы контроля: прак. пособие. М.: Вышш. шк., 1991. 283 с.
32. **Никитина Н.Е.** Определение плоского напряженного состояния конструкционных материалов с помощью объемных упругих волн // Дефектоскопия. 1999. № 1. С. 48–54.
33. **Коробов А.И., Батенев А.В., Бражкин Ю.А.** Нелинейные упругие свойства сплава алюминия марки Д16 и чугуна КЧ35-10 // Дефектоскопия. 2000. № 2. С. 37–44.
34. **Zhu Z.H., Post M.A., Xu P.C.** Stress evaluation using ultrasonic interference spectrum of leaky Lamb waves // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 971–980.
35. **Wagle S., Kato H.** Real-time measurement of ultrasonic waves at bolted joints under fatigue testing // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 1559–1564.
36. **Ерофеев В.И., Самохвалов Р.В., Зазнобин В.А.** Исследование возможности измерения изгибных напряжений с использованием поверхностных волн Рэлея // Дефектоскопия. 2004. № 2. С. 62–66.
37. **Васильев А.Г., Муравьев В.В., Смирнов А.И.** Ультразвуковой метод контроля шероховатости поверхности // Дефектоскопия. 1994. № 2. С. 71–72.
38. **Генерация звука** при трении скольжения / А.В. Колубаев, Е.А. Колубаев, И.Н. Вагин, О.В. Сизова // Письма в ЖТФ. 2005. Вып. 19. Т. 31. С. 6–13.
39. **Рубцов В.Е., Колубаев А.В.** Пластическая деформация и квазипериодические колебания в трибологической системе // ЖТФ. 2004. Вып.11. Т. 74. С. 63–69.
40. **Хвостиков А.С.** Диагностика износа режущего инструмента на основе вейвлет-анализа сигнала виброакустической эмиссии: дис. ... канд. техн. наук: 05.03.01. Комсомольск-на-Амуре. 2007. 150 с.
41. **Мирсков А., Шилиев С.** Измерительный комплекс для исследования структуры и физических свойств материалов // Электроника: НТБ. 2005. № 7. С. 46–47.
42. **Баранников В.А., Николаева Е.А., Касаткина С.Н.** Простой электромагнитный датчик мгновенных деформаций // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. № 3. Т. 73. С. 66–68.
43. **Кирпичев В.А.** Разработка научных методов прогнозирования сопротивления усталости упрочненных деталей с концентраторами напряжений: дис. ... докт. техн. наук. 01.02.06. Самара. 2009. 268 с.
44. **Быков С.П., Иванов В.И.** Акустическая эмиссия при росте трещин в вязкоупругом материале // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. № 9. Т. 74. С. 47–52.
45. **Муйземек А.Ю.** Определение характеристик трещиностойкости упрочненных легированных сталей на С-образных образцах с боковой трещиной // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. № 10. Т. 73. С. 51–54.
46. **Кожевников А.А.** К вопросу контроля состояния поверхностного слоя детали в процессе виброударного упрочнения // Вестник Воронежского государственного технического университета. 2011. № 11.2. Т. 7. С. 23–25.

О.В. Кудряков, В.Н. Варавка (Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: kudryakov@mail.ru

Мониторинг начальных стадий эрозионного износа ионно-плазменных покрытий при каплеударном воздействии*

Приведены данные эрозионных стендовых испытаний образцов из аустенитной стали 08X18H10T с TiN-покрытием, полученным по PVD-технологии с магнетронным распылением. С использованием сканирующей электронной микроскопии высокого разрешения в режиме топографического контраста исследован процесс разрушения покрытия на начальных стадиях каплеударной эрозии. Показано, что механизм эрозионного износа покрытия включает несколько составляющих – механическую (ударную и усталостную) и гидродинамическую (кавитационную). Описан кавитационно-усталостный механизм формирования эрозионных каверн и каналов, образующихся при каплеударном воздействии.

Ключевые слова: ионно-плазменные покрытия, нитрид титана, турбинные лопатки, каплеударная эрозия, износ, ударно-усталостное разрушение, кавитация.

In article the data of erosive bench tests of samples from austenitic steel AISI 304 with a TiN-coating, which was created by PVD-technologies with magnetron sputtering, is cited. With use of scanning electronic microscopy of high resolution in a mode of topographical contrast a process of destruction of a coating at initial stages of a droplet-shock erosion is investigated. It is shown that the mechanism of erosive wear of a coating includes some components – mechanical (shock and fatigue) and hydrodynamic (cavitational). The cavitation-fatigue mechanism of formation of erosive cavities and erosive channels, which are forming by droplet-shock impacts, is described.

Keywords: ion-plasma coatings, nitride of titanium, steam turbine blades, droplet-shock erosion, erosive wear, shock-fatigue destruction, cavitation.

Введение

В качестве наиболее типичного примера деталей, работающих в условиях каплеударной эрозии, могут быть рассмотрены рабочие лопатки мощных паровых турбин. В рабочем пространстве последних ступеней такой турбины паровой поток остывает и становится двухфазным за счет конденсации в нем капельной водной взвеси. Эрозия развивается при контактном ударном взаимодействии водяных капель взвеси с поверхностями лопаток, линейная скорость вращения которых составляет несколько сотен метров в секунду. Общее количество параметров, от которых зависит скорость и геометрия эрозионного износа лопаток, составляет около двух десятков. До настоящего времени не создано физических или математических моделей, способных учесть хотя бы большую часть этого влияния.

Экспериментально установлено [1, 2], что кинетика каплеударного эрозионного изнашивания металлических материалов и покрытий включает три периода: инкубационный, переходный и асимптотический (рис. 1). Первый из них характеризуется накоплением пластической деформации и повреждаемости без су-

щественного нарушения сплошности материала. Переходный период представляет собой стадию формирования эрозионного рельефа. Он характеризуется значительной макронеоднородностью рельефа и максимальной скоростью потери массы. Третий (асимпто-

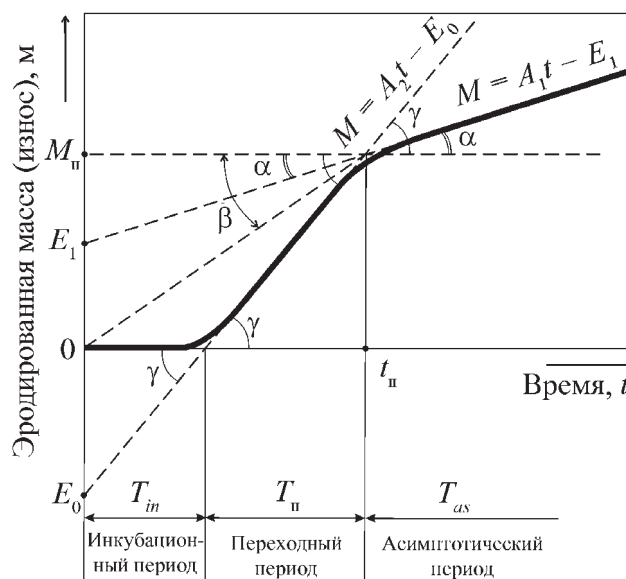


Рис. 1. Кривая эрозионного износа и ее основные геометрические параметры

* Представленные результаты получены в рамках выполнения научно-исследовательских работ по Государственному контракту № 02.740.11.0813.

тический) период отличается достаточно однородным эрозионным рельефом, на котором происходит дробление капель эродента (воды), благодаря чему уменьшается их эрозионное воздействие и скорость потери массы эродированного материала снижается.

Характерным для семейства кривых износа одного и того же материала при различных параметрах соударения, к которым принято относить скорость полета водяной капли v_k и ее диаметр d_k , является то, что при любых значениях v_k и d_k все участки переходного периода сходятся в точке E_0 , а все участки асимптотического периода – в точке E_1 . Эта специфическая особенность семейства кривых износа позволяет при заданных параметрах соударения v_k и d_k достаточно точно характеризовать кинетику эрозионного изнашивания любого материала по четырем точкам E_0 , E_1 , T_{in} , $T_{п}$, а эрозионную стойкость материала в самом общем случае (для приближенных оценок) по положению всего одной точки – T_{in} . Причем это относится как к основному материалу лопатки, так и к покрытиям.

Таковы обобщенные экспериментальные результаты. Однако, как отмечалось, адекватной расчетной модели пока создать не удастся, прежде всего потому, что до конца неясен механизм каплеударного износа. В отношении изучения компактных конструкционных материалов в этом направлении в последнее время предприняты определенные попытки [3, 4]. В статье изложен материал как продолжение этой работы в отношении покрытий.

Методы проведения исследований

Исследования проводили на образцах мелкозернистой аустенитной стали 08X18H10T с твердостью $HV = 1,85$ ГПа, ее микроструктура представлена на рис. 2, а. Покрытие из TiN на образцы наносили по PVD-технологии с магнетронным распылением. Структура покрытия представлена на рис. 2, б–е. В качестве подслоя использован чистый титан (рис. 2, е). Толщина покрытия составляла 1,6...3,2 мкм (рис. 2, д). Тонкие PVD-покрытия точно

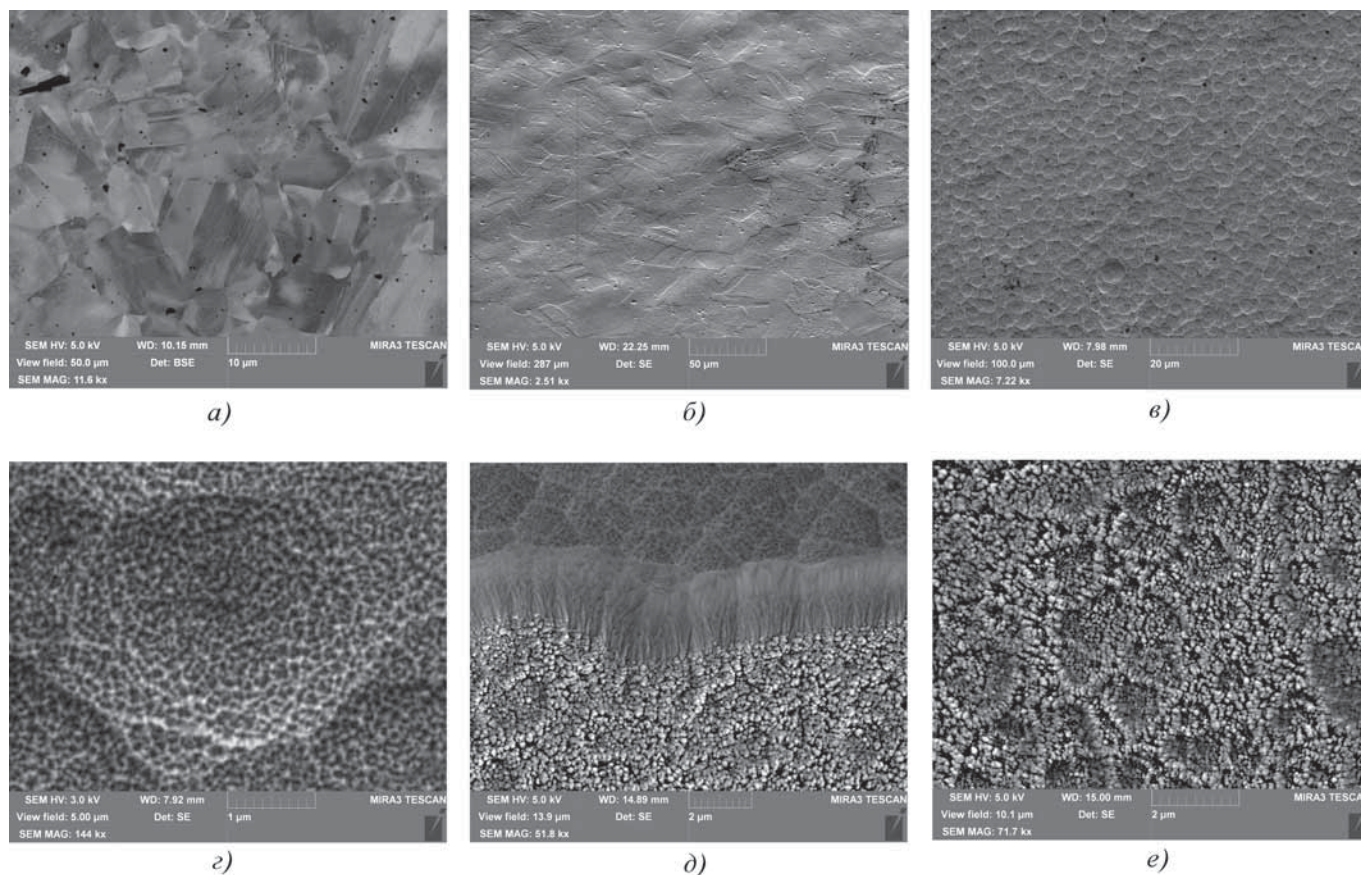


Рис. 2. Структура основного металла и ионно-плазменного TiN-покрытия до эрозионных испытаний:

а – аустенитная структура образца из стали 08X18H10T (микрошлиф, полированный коллоидным SiO₂); б–г – строение поверхности покрытия: на образце без ионного травления (б), с ионным травлением (в), ячейка травления с ростовой структурой покрытия (г); д – поперечное сечение покрытия (угол наклона образца 50°); е – поверхность подслоя Ti

воспроизводят рельеф поверхности основного металла.

Поэтому при использовании предварительного ионного травления поверхности основного металла, TiN-покрытие воспроизводит ячеистый рельеф поверхности травления (см. рис. 2, *в–е*), а в отсутствие травления – аустенитную структуру основного металла с большим количеством двойников (см. рис. 2, *б*). В соответствии с зонной моделью Мовчана–Демчишина–Торнтон для вакуумных конденсаторов [5] покрытие относится к типу колончатых пористых структур (см. рис. 2, *д*), характерных для относительно низких значений параметров PVD-процесса (температура подложки $T < 0,3 T_m$, где T_m – температура плавления материала и кинетической энергии ионов, т.е. давления в вакуумной камере). Твердость TiN-покрытия существенно зависит от атомарного содержания азота. В исследованных образцах оно несколько отличалось от стехиометрического и находилось в пределах 25...45 % ат. Средний уровень твердости составил $HV = 24,3$ ГПа. Материалы основного металла и покрытия следует рассматривать как модельные, строение которых позволяет наиболее наглядно представить характерные особенности механизма каплеударного эрозионного изнашивания.

Испытания на каплеударную эрозию выполнены на эрозионном стенде НИУ-МЭИ "Эрозия-М" [6], где вращающийся с линейной скоростью v_k образец при каждом обороте входит в соударение с падающим монодисперсным водно-капельным потоком с фиксированным значением размера капель d_k . В проведенной серии испытаний использован единственный набор параметров соударения: $v_k = 250$ м/с; $d_k = 1000$ мкм. Мониторинговые фрактографические исследования выполняли после каждого испытания с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) высокого разрешения "Tescan Mira LMU" в режиме топографического контраста.

Фрактографический мониторинг

Этот термин нуждается в пояснении. В данном случае мониторинг представляет собой серию последовательных дискретных наблюдений эрозионной поверхности образца после каждого единичного испытания. Испытания проводились последовательно через равные промежутки времени (ось t на рис. 1), что каждый раз добавляло эрозионной поверхности одинаковое количество соударений. Таким образом, по мере увеличения износа (ось M на рис. 1) и построения кривой эрозионного изнашивания, мониторинг дает возможность прямого (дискретного) наблюдения этого процесса и позволяет понять его механизм. Главным методическим достоинством фрактографического мониторинга является наглядность его результатов.

Механизм каплеударного эрозионного разрушения покрытия TiN представлен на рис. 3. Специфика механизма связана с последовательным формированием различных фрактографических признаков: трещин, сколов и кратеров. Принципиальным отличием механизма эрозии покрытий от механизма эрозии основного металла является образование системы однонаправленных трещин в покрытии, расположенных практически параллельно друг другу (см. рис. 3 *а–в*). Эти трещины формируются одновременно на всей площади эрозионной дорожки и располагаются параллельно ее длине. Тогда как в основном металле (без покрытия) при каплеударной эрозии формируется локальная группа из радиальных, боковых и медианных трещин с доминирующей ролью боковых трещин, которые и инициируют образование эрозионных кратеров разрушения [4].

В основном металле зарождение трещин происходит избирательно, после стадии развитой пластической деформации. В покрытии трещины образуются одновременно с пластической деформацией, что видно из рис. 3 *б, в*. Учитывая довольно хаотический деформационный рельеф на рис. 3 *б, в*, он вряд ли может быть причиной появления упорядоченной системы параллельных трещин. Можно высказать предположение, что причиной появления таких трещин в покрытии является макроскопический "прогиб" основного металла под покрытием по всей ширине эрозионной дорожки. Этому способствуют малая толщина покрытия и большая разница в твердости покрытия и основы.

На рис. 3, *г* хорошо видно, что первичные (параллельные) трещины распространяются в основной металл. Это возможно при условии сочетания высокой адгезии покрытия и низкой твердости основного металла. В этом случае разрушение носит когезионный характер и может контролироваться в соответствии с известными расчетными моделями (см., например, [7, 8]).

Сколы в покрытии зарождаются там, где трещина проходит через впадины деформационного рельефа (см. рис. 3, *в, з*), а также в местах пересечения первичных (параллельных) и вторичных (поперечных) трещин (см. рис. 3, *д*). Сложный характер деформации в этих микрообластях создает касательную компоненту напряжений, инициирующую процесс адгезионного разрушения (отслоения) покрытия.

В местах отслоения покрытия в результате соударения капель эродента с открытым основным металлом формируются эрозионные кратеры (рис. 3, *е*). Механизм их образования не отличается от описанного в предыдущих работах [3, 4], но в случае скола покрытия процесс зарождения кратера облегчен на-

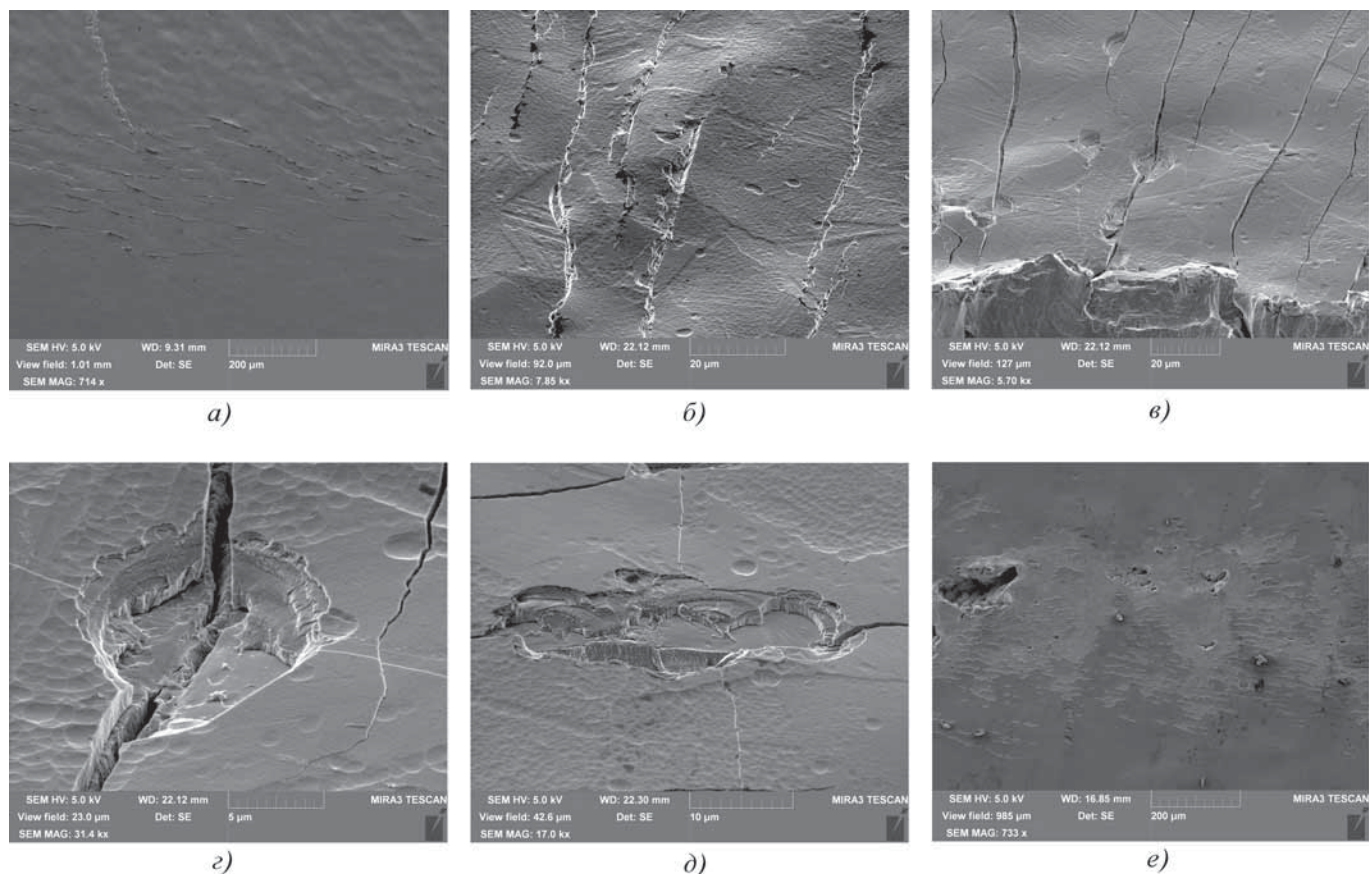


Рис. 3. Последовательные стадии эрозионного износа TiN-покрытия:

a–в – формирование системы трещин; *в–д* – образование локальных сколов покрытия; *е* – развитие эрозионных кратеров и осыпание покрытия

личием уже существующей трещины в подложке (см. рис. 3, *г*).

Для сравнения, на рис. 4 представлена последовательность эрозионного износа образцов аустенитной стали 08X18H10T без покрытия (до стадии формирования развитых эрозионных кратеров включительно).

Сравнение механизмов разрушения покрытия и основного металла (см. рис. 3, 4) показывает, что во втором случае нет стадии образования параллельных макротрещин. В основном металле на стадии пластической деформации (в инкубационном периоде, рис. 4, *a*), формируются разориентированные (по отношению друг к другу) усталостные микротрещины в виде выходов на поверхность групп полос скольжения или двойников деформации (рис. 4, *б*). В местах выхода этих трещин под действием последующих соударений формируются боковые трещины (параллельные поверхности образца и залегающие на некоторой глубине от поверхности). Боковая трещина хорошо видна на рис. 4, *г*. Продвигаясь под действием ударов капель параллельно поверхности, боковая трещина со временем выходит на поверхность, приводя к отделению

дискообразного объема металла (частицы износа), находящегося между трещиной и поверхностью.

Зародившись, эрозионные кратеры, независимо от того есть на поверхности образца покрытие или нет, увеличивают свои размеры двумя путями. Первый заключается в многократном воспроизведении описанного выше ударно-усталостного механизма зарождения и продвижения боковых трещин, каждая из которых формирует новые дискообразные частицы износа. В этом случае кратер приобретает ярусное строение. Второй путь представляет собой специфическую особенность каплеударной эрозии и по своей физической сущности является кавитационно-усталостным механизмом разрушения. Его характерная черта – наличие на стенках кратера углублений, каверн и туннелей правильной (глобулярной) геометрической формы (см. рис. 4, *д*).

Остановимся несколько подробнее на кавитационной составляющей каплеударной эрозии. Если на инкубационной стадии эрозии каплеударное воздействие представляет собой соударение нежесткого индентора (капли) с плоской поверхностью металла и может быть

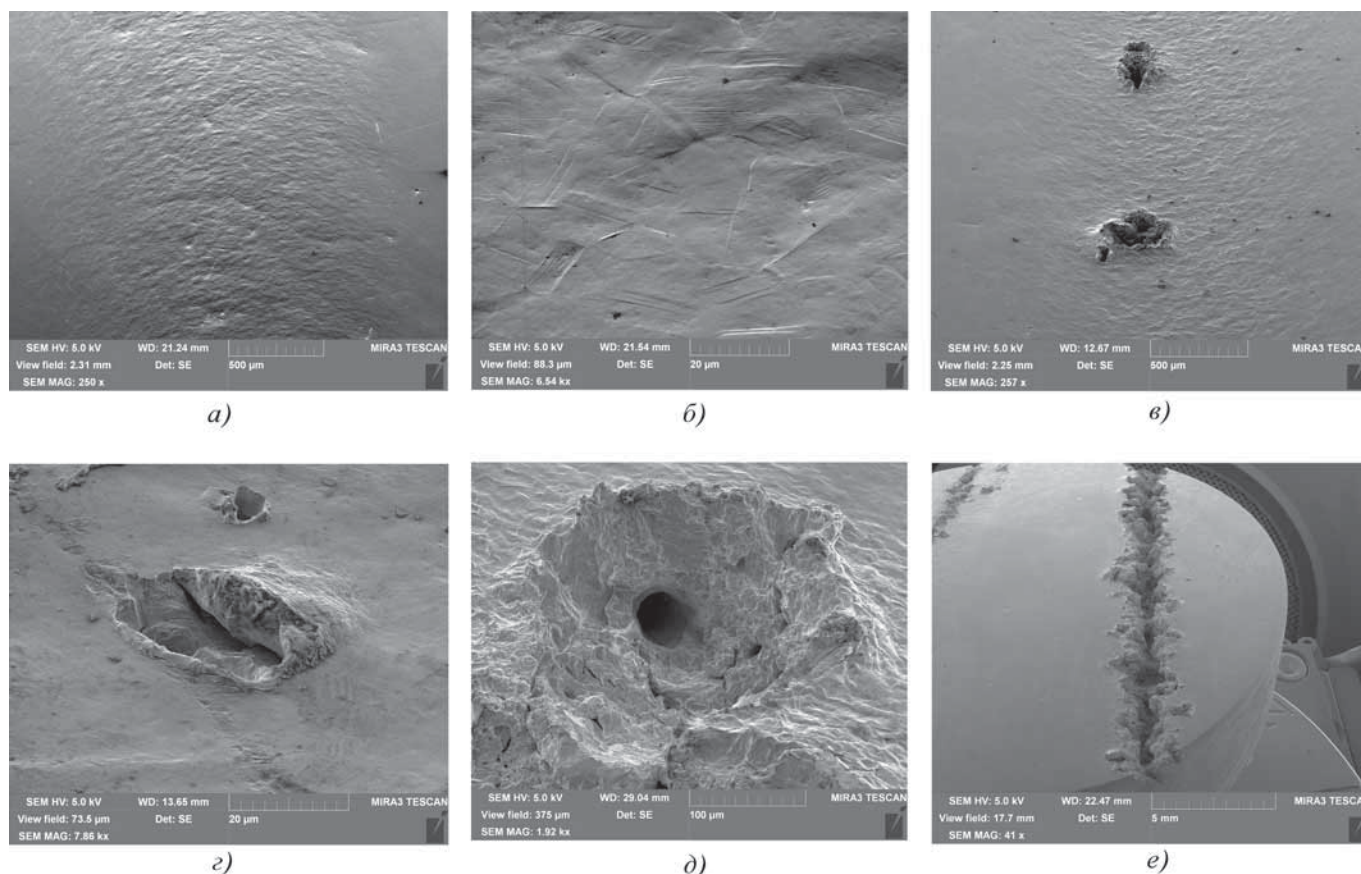


Рис. 4. Последовательные стадии эрозионного износа стали 08X18H10T. Эрозионная дорожка на разных стадиях формирования:
a, в, e – инкубационный, переходный и асимптотический периоды; *б* – деформационный рельеф дорожки в инкубационном периоде; *в–д* – эрозионные кратеры и их особенности

описано и рассчитано по законам ударно-усталостной механики контактного разрушения (что сделано в работах [3, 4]), то при попадании на кратер большая часть поверхности капли при ударе входит в соприкосновение с поверхностью воды, заполняющей кратер. Вращение образца при испытаниях прижимает жидкость к стенкам кратера и не дает капле возможности растекаться по поверхности. Поэтому при сформированном эрозионном кратере кинетическая энергия летящей капли большей частью перераспределяется в заполняющей его водной среде. В этом случае доминирующую роль при взаимодействии капли с образцом будут играть гидродинамические процессы. На это указывает правильная геометрическая форма углублений и каверн на стенках кратеров.

Проведенный мониторинг показал, что небольшие округлые углубления по мере циклического каплеударного воздействия увеличиваются в диаметре и углубляются в тело металла (рис. 5, *a*). Причем углубление идет значительно быстрее, чем расширение. Поэтому углубления довольно быстро трансформируются в каверны, а затем и в каналы, выходящие на

поверхность металла на некотором расстоянии от кратера (см. рис. 5, *б–e*).

Как известно [9, 10], кавитация возникает в тех локальных областях потока жидкости, где наблюдается резкий переход от низкого давления p и высокой скорости v к высокому давлению с низкой скоростью. В таких областях происходит "разрыв" жидкости, т.е. возникает кавитационная полость. Источником пузырьков кавитации являются, в частности, микротрещины на поверхности стенок. Как видно из рис. 4, *в, д, e, 5, a, з, e*, топография эрозионного кратера (канавки) полностью благоприятствует выполнению этих условий при каплеударном воздействии на поверхность жидкости, заполняющей кратеры.

Возможность возникновения кавитации можно количественно оценить по величине безразмерного числа кавитации σ :

$$\sigma = \frac{2(p - p_{кр})}{\rho_0 v^2}, \quad (1)$$

где p – давление жидкости в потоке;

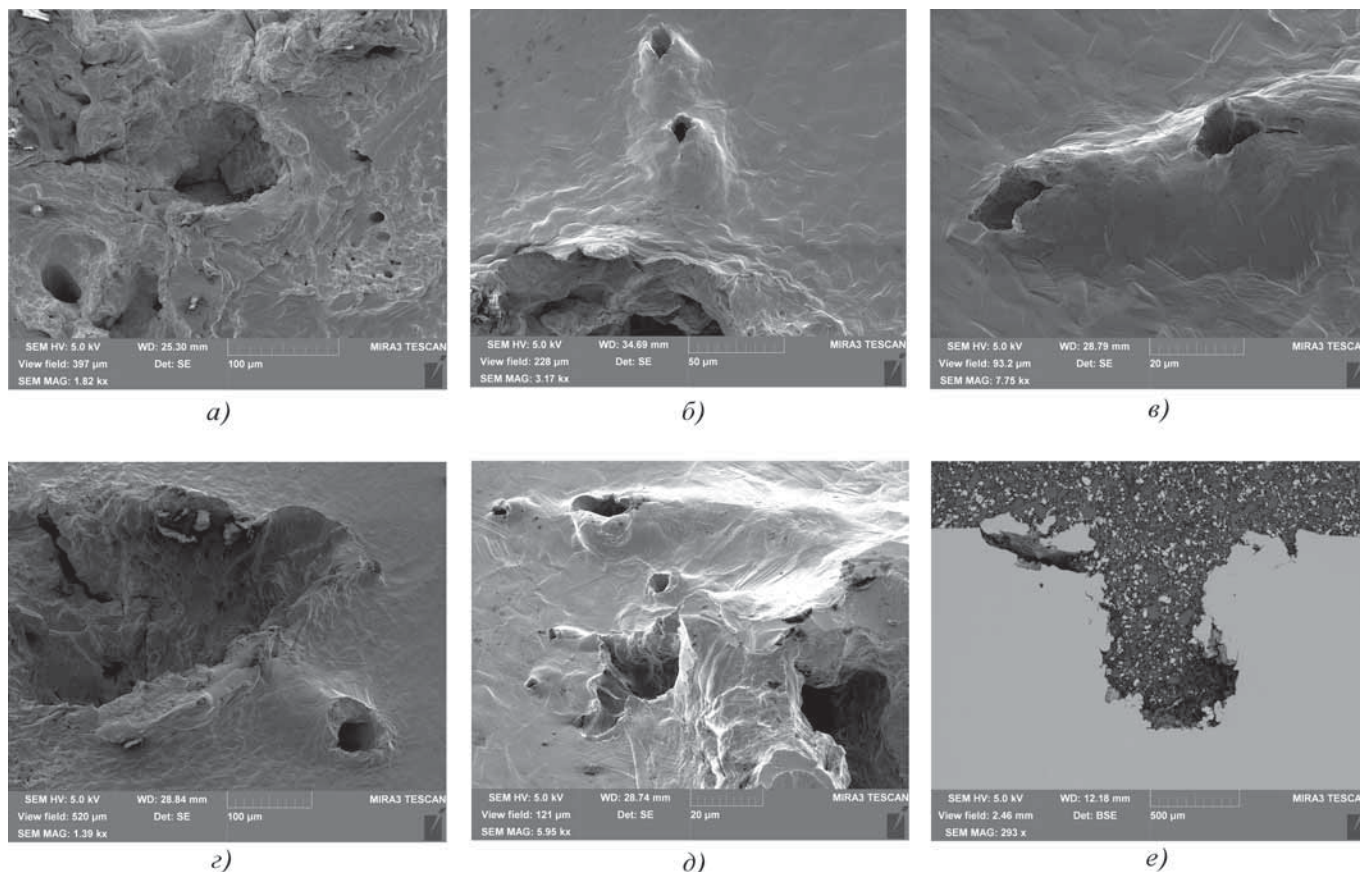


Рис. 5. Кавитационные особенности фрактографии каплеударной эрозии стали 08X18H10Т:

a – глобулярные каверны на стенках кратера; *б–д* – выходы эрозионных свищевых каналов на поверхность образца; *е* – поперечный микрошлиф эрозионного кратера со свищевым каналом, выходящим на поверхность в 750 мкм слева от кратера

v – скорость потока жидкости;
 ρ_0 – плотность жидкости;
 $p_{кр}$ – давление, при котором возникает кавитация, обычно это давление насыщенных паров жидкости, которое для воды при температуре 25...100 °С составляет 0,003...0,1 МПа.

Для расчета σ по упрощенной методике примем, что давление p соответствует максимальному контактному напряжению P_m , которое летящей каплей в момент соударения оказывается на поверхности жидкости, заполняющей эрозионную канавку. По закону Паскаля такое же давление без потерь передается в каждую точку жидкости и на каждую единицу поверхности стенки канавки. В соответствии с теорией ударного износа Эванса P_m определяется как максимальная контактная нагрузка Q_m , отнесенная к площади контакта S [4, 11]:

$$P_m = \frac{Q_m}{S} = \frac{\pi v_0^2 R^2 \rho_0}{2 S}, \quad (2)$$

где $R = d_k / 2$ – радиус капли.

Максимальным значением S является площадь среднего сечения капли $S^{\max} = \pi R^2$. Как показывают исследования, на асимптотической стадии при сформировавшемся эрозионном рельефе среднестатистическое значение S всегда меньше S^{\max} , что приводит к дроблению капли и снижению скорости эрозии на этой стадии (по сравнению с переходной стадией) (см. рис. 1). Эрозионный рельеф имеет конусообразную морфологию (см. рис. 4, *e*). Его углубления можно смоделировать в виде совокупности плотно сдвинутых на плоскости одинаковых конусов радиусом r , расположенных вертикально, вершиной к основному металлу [3]. Поэтому в качестве площади контакта S при соударении капли с водой, заполняющей углубления эрозионного рельефа, следует рассматривать величину $S = \pi r^2 < S^{\max}$ с геометрическим параметром эрозионного рельефа $r < R$.

Если для оценки величины числа кавитации σ принять наиболее простой набор значений, т.е. $S = S^{\max}$ и $v = v_0$, то из выражений (1) и (2) получим

$$\sigma \approx 1,0. \quad (3)$$

Причем в этом случае величина σ не зависит от конкретных значений переменных R и v_0 в силу малости значения $p_{кр} = 0,1$ МПа по сравнению с $P_m = 31,2$ МПа (при $v_0 = 250$ м/с).

Полученное значение $\sigma \approx 1,0$ соответствует интервалу чисел кавитации, характеризующих пузырьковую кавитацию, для которой $0,8 < \sigma < 2,0$. При более высоких значениях σ возникновение кавитации маловероятно, а при снижении величины σ кавитационная полость (каверна) увеличивается в объеме. Так, например, интервал $0 < \sigma < 0,2$ соответствует большой и устойчивой каверне, наблюдаемой при обтекании жидкостью дискообразных, крыловидных и т.п. профилей.

Более общее условие для σ может быть получено из формул (1) и (2) при $S = \pi r^2$ и $v \neq v_0$:

$$\sigma \approx \left(\frac{R v_0}{r v} \right)^2 < 2,0. \quad (4)$$

При выполнении этого условия в эрозионном рельефе будет наблюдаться процесс кавитации. Очевидно, что для выполнения условия (4) пары значений r , R и v , v_0 не должны значительно различаться.

Таким образом, проведенная оценка числа σ позволяет говорить об участии кавитации в рассматриваемом процессе каплеударной эрозии. Наличие кавитационной составляющей в эрозионном процессе определяется значениями соотношения (4), которое требует более глубокого анализа, но, по-видимому, для рассматриваемых в работе параметров каплеударной эрозии соответствует стадии пузырьковой кавитации.

Известно, что кавитация обычно начинается в мельчайших трещинах на поверхностях, ограничивающих жидкость, где зарождаются кавитационные "ядра" в виде микроскопических пузырьков. Каждый кавитационный пузырек, формируясь из такого ядра, растет до конечных размеров, после чего схлопывается. При ударе капли турбулентное (микровихревое) перемешивание воды в кратере с очень разветвленным рельефом стенок, имеющих большое количество микротрещин, создает все предпосылки для возникновения пузырьковой кавитации (в виде локальных перепадов скоростей и давлений на рельефе и зарождения ядер пузырьков в трещинах рельефа). Схлопывание (взрыв) пузырьков кавитации вблизи стенки канавки вызывает кумулятивный эффект, оставляющий характерный след с правильной (глобулярной) геометрией, которые и представлены на микрофотографиях.

Судя по характеру эрозионных повреждений, кавитационное воздействие быстрее интенсифицируется и развивается в уже существующих глобулярных

кавернах (где, по-видимому, легче формироваться кавитационным пузырькам), чем на новых поверхностях стенок эрозионного кратера (канавки). Время схлопывания кавитационного пузырька составляет от 10 мкс до 50 мс, что позволяет характеризовать этот процесс как взрыв. Причем если пузырек сформировался в углублении стенки кратера и со стороны жидкости он испытывает давление удара капли, то взрыв получается направленным (по нормали к стенке кратера), т.е. создается кумулятивный эффект взрывного "продавливания" эрозионного канала — образуется свищ. Таков, по нашему мнению, механизм появления свищевых каналов, в большом количестве наблюдаемых в пластичных материалах, подверженных каплеударной эрозии (см. рис. 5).

Об уровне напряжений, возникающих при кавитации, можно судить по характерным следам интенсивной пластической деформации металла образца в местах выхода свищей на поверхность (см. рис. 5, б—д). Рисунок 5, е хорошо иллюстрирует кавитационно-усталостный механизм формирования эрозионного рельефа (развития кратера) при каплеударной эрозии: увеличение размера кратера происходит путем отделения (выкрашивания) микрообъема металла, под которым проходит свищевой канал.

Наличие покрытия на поверхности основного металла влияет на поверхностные процессы. Так при высокой адгезии покрытия и правильном подборе соотношения механических свойств системы покрытие—подложка, покрытие тормозит ударно-усталостный механизм развития эрозионных кратеров за счет торможения процесса зарождения и продвижения боковых трещин. На кавитационно-усталостный механизм эрозионного износа покрытие влияния оказывать не может, поскольку он развивается в основном металле под покрытием. При этом покрытие не является препятствием для выхода эрозионных свищевых каналов на поверхность образца, что иллюстрирует рис. 6.

Итак, в работе мы не ставили перед собой задачи повышения стойкости материала против каплеударной эрозии, поэтому не приводим кривых эрозионного износа TiN-покрытий. В общем случае применение таких твердых покрытий, как нитрид-титановые (любого состава, не только стехиометрического), увеличивает продолжительность инкубационного периода T_{in} (см. рис. 1) и повышает эрозионную стойкость в целом. Основной задачей работы было исследование механизма эрозионного разрушения покрытий с помощью прямого наблюдения, который мы назвали фрактотографический мониторинг. С целью решения этой задачи были выбраны специальные модельные материалы с большой разницей в уровне твердости. Но чисто научная постановка проблемы в технической

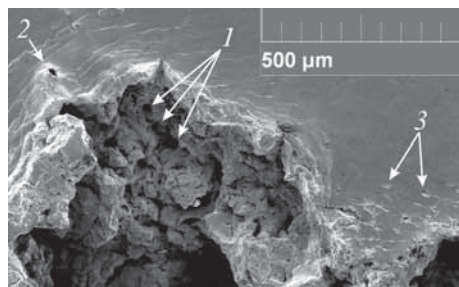


Рис. 6. Край эрозионного кратера в образце с TiN-покрытием: 1 – кавитационные каверны в стенке кратера; 2 – выход эрозионного свищевого канала на поверхность покрытия; 3 – сколы в покрытии

области, как правило, должна быть ориентирована на получение важных прикладных следствий, которые мы постарались сформулировать в заключении.

Заключение

При использовании покрытий для защиты от каплеударной эрозии они будут эффективны только на стадии сохранения целостности покрытия. При углублении эрозионных кратеров из покрытия в основной металл в нем будут развиваться кавитационные процессы. В частности, при достаточной пластичности основного металла в нем могут формироваться эрозионные свищевые каналы. То есть каплеударная эрозия в этом случае будет развиваться под покрытием. Такое "разрыхление" основного металла приведет к быстрому разрушению покрытия, которое остается без "опоры". В методическом плане этот вывод дает основание проводить сравнение эффективности защиты покрытий от каплеударного воздействия по единственному параметру – продолжительности инкубационной стадии эрозии (величина T_m на рис. 1), т.е. по времени, когда сохраняется целостность покрытия.

Наличие кавитации и свищевых каналов в эрозионном рельефе должно учитываться при разработке или выборе защитных антиэрозионных покрытий: их толщины, адгезионные и механические свойства в сочетании со свойствами основного металла. Так, например, металл под покрытием не должен быть слиш-

ком пластичен (как использованный нами в качестве модельного сплава аустенит стали 08X18H10T). Тогда можно предотвратить его "прогиб" под покрытием и избежать стадии возникновения системы первичных (параллельных) трещин в покрытии, а также избежать последующей стадии кавитационно-усталостного разрушения путем образования кавитационных каверн и эрозионных свищевых каналов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Селезнев Л.И., Рыженков В.А. Эрозионный износ конструкционных материалов // *Технология металлов*. 2007. № 3. С. 19–24.
2. Селезнев Л.И., Рыженков В.А., Медников А.Ф. Феноменология эрозионного износа материала конструкционных сталей и сплавов жидкими частицами // *Теплоэнергетика*. 2010. № 9. С. 12–16.
3. **Закономерности** и параметры каплеударной эрозии титановых сплавов / В.Н. Варавка, О.В. Кудряков, А.Ф. Медников, В.А. Ирха // *Известия вузов. Северо-Кавказский регион. Технические науки*. 2011. № 6. С. 92–98.
4. Варавка В.Н., Кудряков О.В. Прочность и механизмы разрушения высокопластичных материалов при воздействии дискретного водно-капельного потока // *Вестник ДГТУ*. 2011. Т. 11. № 8 (59). Вып. 2. С. 1376–1384.
5. Thornton A.J. The influence of bias sputter parameters on thick copper coatings deposited using a hollow cathode. *Thin Solid Films* 40. 335–344 (1977).
6. Селезнев Л.И., Рыженков В.А. Оценка длительности инкубационного периода эрозионного износа конструкционных материалов // *Теплоэнергетика*. 2005. № 4. С. 61–63.
7. Беликов А.И., Седых Н.С. Вакуумные технологии формирования дискретных упрочняющих покрытий на основе регулярного микрорельефа // *Высокие технологии в промышленности России: сб. матер. XIII Междунар. науч.-техн. конф. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана*, 2007. С. 300–304.
8. **Структура** и свойства нанокompозитных, гибридных и полимерных покрытий / А.Д. Погребняк и др. М.: Книжный дом "ЛИБРОКОМ", 2011. С. 41–43.
9. Пирсол И. Кавитация. Пер. с англ. М.: Мир, 1975. 95 с.
10. Погодаев Л.И., Сейтказенова К.К., Третьяков Д.В. Основные закономерности кавитационной эрозии материалов и покрытий // *Трение, износ, смазка*. 2005. Т. 8. № 3. С. 3–32.
11. Evans A.G., Guiden M.E., Rosenblatt M. Impact damage in brittle materials in the elastic-plastic response regime // *Proc. Roy. Soc., Lond., Ser.A*. 1978. V. 361. № 1706. P. 343–365.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.

Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А.

Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.

Сдано в набор 26.07.12 г. Подписано в печать 19.09.12 г. Формат 60×88 1/8.

Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,63. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".

Отпечатано в ООО "Белый ветер", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4



ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ



НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

**А.Г. СУСЛОВ, Б.М. БАЗРОВ,
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ и др.**



2012. Объем 528 с. Формат 70x100 1/16

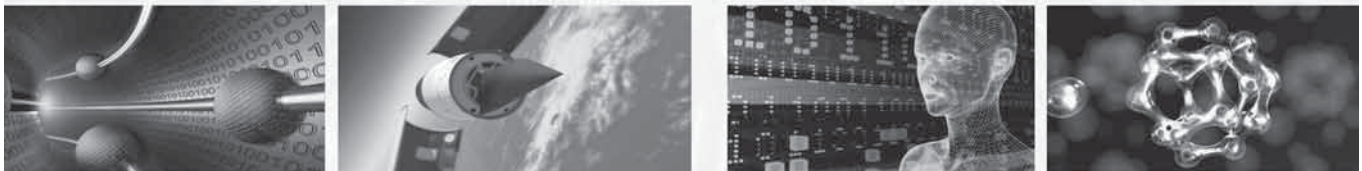
Переплет ISBN 978-5-94275-619-2

ЦЕНА 1500 Р.

Изложены наукоёмкие (высокие) технологии в машиностроении по всем технологическим переделам: производство материалов, отливок; получение заготовок обработкой давлением; сварочное производство; обработка заготовок; модификация поверхностных слоев деталей; сборочное производство.

Особое внимание уделено наукоёмким технологиям при обработке заготовок (обработке на станках с ЧПУ и самообучающихся станках с адаптивным управлением) функционально-ориентируемым и модульным технологиям, лазерным, электро-физико-химическим и нанотехнологиям.

Для инженерно-технических работников промышленных предприятий. Может быть полезна для студентов, магистрантов, аспирантов и преподавателей технических вузов.



Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромьинский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU