ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 2 (122)
февраль
2015

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д.т.н., проф.
Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета
д.т.н., проф., заслуженный деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместитель главного редактора
д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛАШКО, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
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,
268-47-19.
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

Ильинкова Т.А., Тагиров А.Т. Окисление подслоя плазменных теплозащитных покрытий при высокотемпературной наработке 3

Шустер Л.Ш., Криони Н.К., Асланян И.Р., Емаев И.И. Оценка изнашивания покрытий в различных условиях трения....10

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Гурьянов Г.Н. Влияние интенсивности деформационного упрочнения проволоки на оптимальную форму рабочего канала волоки 14

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Бровер А.В., Бровер Г.И., Шевцова О.В. Структурная самоорганизация поверхностных слоев сталей при лазерном микролегировании из порошковых покрытий 21

Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Белый А.В., Моховиков А.А., Игнатьев А.С., Иванов К.В., Тересов А.Д. Модификация структуры поверхностного слоя твердого сплава на основе карбида вольфрама при импульсном электронно-пучковом облучении в Ar- и Xe-содержащих плазмах газового разряда 28

Подчерняева И.А., Верхотуров А.Д., Востриков Я.А., Коневцов Л.А. Формирование и свойства композиционных ЭИЛ-покрытий на сталях ШХ15 и Р6М5 с использованием новых керамических материалов 34

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Райков С.В., Капралов Е.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Соснин К.В. Фазовый состав и свойства наплавки, сформированной на стали электродуговым методом 40

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Асташинский В.М., Оковитый В.В. Разработка композиционного материала на основе многофункциональной керамики для плазменного напыления....43

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

© Издательство “Машиностроение”, “Упрочняющие технологии и покрытия”, 2015

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 2 (122)
Fabryary
2015

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. BEZYAZYCHNYI

Editorial Assistant
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
Yu.R. KOPYLOV
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
I.N. MYMRINA
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, 268-47-19.
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

Ilinkova T.A., Tagirov A.T. Oxidation of sublayer of plasma spray thermal barrier coatings under high temperature 3

Shuster L.Sh., Krioni N.K., Aslanyan I.R., Emaev I.I. Evaluation of coatings wear in various conditions of friction 10

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Guryanov G.N. Influence the intensity of work hardening of the wire on the optimal shape of the working channel portages 14

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Brover A.V., Brover G.I., Shevtsova O.V. Structural self-organisation of surface layers of steel at laser microalloying from powder coatings 21

Ovcharenko V.E., Ivanov Yu.F., Belyi A.V., Mokhovikov A.A., Ignatiev A.S., Ivanov K.V., Teresov A.D. Modification of the structure of the surface layer of the hard alloy based on tungsten carbide with pulsed electron-beam irradiation in Ar- and Xe-containing gas discharge plasmas 28

Podchernyaeva I.A., Verkhoturov A.D., Vostrikov Ya.A., Konevtsov L.A. Formation and properties of composite ESA-coverings on steels ШХ15 and Р6М5 with use of new ceramic materials 34

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Raykov S.V., Kapralov E.V., Vaschuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sosnin K.V. Phase composition and properties of surfacing, formed on steel by electric arc method 40

POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

Panteleenko F.I., Okovityi V.A., Devoyno O.G., Astashinskiy V.M., Okovityi V.V. Development of a composite material based multifunctional ceramic for plasma spraying 43

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2015

УДК 629.7.023.222

Т.А. Ильинкова, А.Т. Тагиров
(Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева (КАИ))
E-mail: pochta2006@bk.ru

Окисление подслоя плазменных теплозащитных покрытий при высокотемпературной наработке

Представлены результаты исследования кинетики окисления подслоя плазменных теплозащитных покрытий. Данные получены с помощью программного продукта Axiovision 4.7 на световом микроскопе.
Ключевые слова: *теплозащитные покрытия, оксид циркония, высокотемпературное окисление, термически выращенный оксид, жаростойкий никелевый сплав.*

Presents the results of the oxidation kinetics investigation of bond coat of plasma spray thermal barrier coatings. Date have been given by light microscope with Axiovision 4.7 programme.
Keywords: *thermal barrier coatings, oxidized zirconium, high-temperature oxidation, thermally grown oxide, heat-resistant nickel alloy.*

Введение

Теплозащитные покрытия (ТЗП) играют важную роль в современном двигателестроении, поскольку позволяют значительно увеличить эффективность работы двигателя. Керамический слой покрытия на основе оксида циркония, выполняющий роль теплозащиты, обладает рядом уникальных свойств: низкой теплопроводностью (от 1,95 до 2,44 Вт/(м·К) в интервале температур от 373 до 1673 К), высокой температурой эксплуатации (до 1473 К), высоким коэффициентом отражения излучений в инфракрасном диапазоне.

Керамический теплозащитный слой обычно наносится на жаростойкий подслой, который не только играет роль защиты от окисления, но и служит для улучшения адгезионных свойств керамики.

В качестве подслоя обычно применяют систему Ni—Cr—Al. Покрытия обычно содержат алюминий в пределах 11...12,5 % и 15...40 % хрома, что обеспечивает оптимальное сочетание их жаростойкости и пластичности. Элементы Cr и Al образуют на поверхности композиции соответствующие окислы Cr_2O_3 и Al_2O_3, которые обладают свойством изоляции от внешней среды при температурах от 1073...1173 К (Cr_2O_3) до 1473 К (Al_2O_3).

Повышению жаростойкости сплавов Ni—Cr—Al способствуют элементы, которые увеличивают сцепление Al_2O_3 с основой: иттрий (0,2...0,3 %) и гафний (до 1 %). Увеличить жаростойкость можно также введением в состав покрытия платины, родия и тантала. Широко известны четырехкомпонентные сплавы типа MCrAlY (M—Fe, Co, Ni), которые были разработаны для конденсационного способа напыления, а также сплавы Me—Cr—Al—Hf (Me—Ni и/или Co), отличающиеся высокими защитными свойствами при 1473 К. Основной фазой практически всех важных алюминидных покрытий является β-фаза (NiAl) с распределенными в ней включениями карбидов и интерметаллидов, а также γ'-фаза (Ni_3Al) и γ-фаза (твердый раствор на основе никеля). Включения вторых фаз в покрытии должны быть достаточно дисперсными, для того чтобы при высокой температуре они покрывались сплошной пленкой Al_2O_3, которая обладает высокой плотностью и способна сильно замедлить проникновение кислорода через пористый керамический теплозащитный слой к поверхности металла основы. В связи с этим рассмотрение вопросов окисления подслоя ТЗП в зависимости от состава и условий эксплуатации представляет большой интерес для создания ТЗП высокой работоспособности.

Окисление подслоя при эксплуатации сопрово-

ждается диффузией алюминия к поверхности раздела подслой — керамика, где формируется так называемый «термически выращенный оксид» (thermally grown oxide — TGO). TGO состоит в основном из оксида алюминия Al_2O_3.

В обзорных работах, посвященных анализу исследования причин разрушения ТЗП [1—4], показано, что разрушение ТЗП — это многофакторный процесс, причинами которого в настоящее время многие авторы считают:

рост пленки окиси алюминия Al_2O_3 на поверхности подслоя (термически выращенного оксида на волнообразной границе между подслоем и керамическим слоем) как результат окисления подслоя и, как следствие, — изменение энергии межфазного взаимодействия (адгезии) между подслоем и TGO;

различие между коэффициентами термического расширения (КТР) подслоя и основы, а по мере роста TGO — различие в КТР подслоя и основы и TGO;

снижение концентрации алюминия в подслое, ведущее к образованию более хрупких оксидов;

спекание пористого теплозащитного слоя покрытия.

Окисление подслоя считается одним из доминирующих механизмов разрушения ТЗП. Авторы работы [5] считают, что разрушение ТЗП при эксплуатации происходит в результате отслоения TGO критической толщины от подслоя или образования трещины внутри алюминиевой пленки.

Авторы работы [6] предложили формулу для расчета критической толщины оксидной пленки при разрушении следующего вида:

$$h_k \approx 70\sqrt{k\frac{u}{R}}\sqrt[4]{t_{\text{нагр}}\tau_{\text{э}}}\,, \qquad (1)$$

где k — постоянная Больцмана; u/R — перпендикулярное радиальное расширение; u — радиальное смещение; R — радиус волнообразной границы; $t_{\text{нагр}}$ — максимальная температура цикла; $\tau_{\text{э}}$ — эталонное время.

Р.А. Миллер [7] предложил модель долговечности ТЗП, основанную на предположении, что окисление — наиболее важный фактор, который ограничивает долговечность покрытия. Долговечность покрытия может быть выражена как функция веса образца при окислении и деформации, возникающей при окислении:

$$\sum_{N=1}^{N_{\text{р}}}\left[\left(1-\frac{\varepsilon_{\text{рад}}}{\varepsilon_{\text{разр}}}\right)\left(\frac{W_N}{W_{\text{к}}}\right)^m+\frac{\varepsilon_{\text{рад}}}{\varepsilon_{\text{разр}}}\right]^b=1\,, \qquad (2)$$

где N — число циклов; $N_{\text{р}}$ — число циклов до разрушения; $\varepsilon_{\text{рад}}$ — радиальная деформация; $\varepsilon_{\text{разр}}$ — разрушающая деформация; W_N — вес оксида в i-м цикле N; $W_{\text{к}}$ — критический вес, который приведет к разрушению; m — коэффициент, связанный с деформацией и весом оксида; b — показатель, связанный с критической длиной трещины.

Авторы работы [8] выразили зависимость между деформацией и толщиной окисного слоя формулой

$$\Delta\varepsilon_{\text{р}}=\Delta\varepsilon_{\text{р.о}}\left(\frac{1-\delta}{\delta_{\text{к}}}\right)^c+\Delta\varepsilon_{\text{н}}\left(\frac{\delta}{\delta_{\text{к}}}\right)^d, \qquad (3)$$

где $\Delta\varepsilon_{\text{р}}$ — деформация при разрушении; $\Delta\varepsilon_{\text{р.о}}$ — деформация в результате окисления; $\Delta\varepsilon_{\text{н}}$ — неупругая деформация; δ — толщина оксида в данном цикле; $\delta_{\text{к}}$ — критическая толщина оксида; c, d — константы.

Однако представленные модели не учитывают того факта, что окисление в неплотном плазменном подслое происходит не только на поверхности, но по межслоевым поверхностям, а также на поверхности основы. Таким образом, в настоящее время отсутствует модель окисления плазменного подслоя до критических размеров, вызывающего разрушение ТЗП. Поэтому **целью настоящей работы** является исследование кинетики окисления подслоев разного состава плазмонапыленных ТЗП на основе количественного анализа окисления, выполненного методом площадей.

Методика проведения эксперимента

Высокотемпературное испытание проводили на пластинах жаропрочного сплава ВХ-4А толщиной 2 мм, на которые наносили ТЗП. В качестве подслоя были использованы два жаропрочных сплава: ПНХ20К20Ю13 (ТУ 14-22-11—88) и ПВНХ16Ю6Ит (ТУ 14-22-34—90), хорошо себя зарекомендовавших при создании жаростойких покрытий на деталях энергетических установок. Керамический слой покрытия создавали на основе оксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия из порошков ЦИО-7-10-50 (ТУ 1-595-2-659—2002) и Z7Y-10-90 (ТУ 1762003-57012661—2004), полученных методом распыления, а также ЦрОИ-7, полученного керамическим методом по ТУ 48-0502-01—89. Покрытия напылялись плазменным методом на роботизированной установке УПУ-8М по оптимизированной технологии, с вариацией по толщинам как подслоя, так и керамики.

Испытание проводили в печи по двум режимам: термоциклирование (нагрев до 1100 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе до 100 °С) и изотермическая выдержка (нагрев до 1100 °С, выдержка 7 ч, охлаждение вместе с печью до 100 °С).

Образцы после определенной наработки снимались с испытания, из них изготовлялись микрошлифы

методом мокрого шлифования на шкурках различной зернистости и последующей полировки алмазными пастами. Микрошлифы подвергали структурному анализу на световом микроскопе Axiovert 200Mat и электронном микроскопе АУРИГА, имеющем энергодисперсионную приставку, позволяющую проводить микрохимический анализ слоев покрытия, а также измерению микротвердости.

Количественный анализ объемного содержания оксида алюминия в подслое ТЗП проводился с помощью лицензионного программного продукта Axiovision 4.7 на универсальном металлографическом микроскопе Axiovert 200Mat. Принцип работы программы основан на определении и количественном описании цветовых пикселей на фотографии. Измерения объемной доли оксида алюминия проводили на трех участках по ширине образца. При обработке данных из подсчетов были исключены газовые включения размером больше 15 мкм, так как в общей массе включений они не превышают 1 %. Значения площадей темных участков представляли в виде процентной доли от общей площади измеряемого участка. Результаты усреднялись и использовались при построении зависимостей. Микротвердость измерялась по ГОСТ 9454—78 на микротвердомере-микроскопе фирмы Remet при нагрузке 100 гс в течение 15 с.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Результаты картирования покрытия (рис. 1) наглядно характеризуют механическую связь керамики с металлическим подслоем.

При тепловом воздействии на покрытие диффузионные процессы, происходящие в подслое, приводят вначале к перераспределению элементов по сечению, а в дальнейшем — к возникновению и росту пленки оксида, так называемому TGO.

В табл. 1 представлено среднее содержание элементов (по результатам пяти спектров МРСА) в подслое ПВНХ16Ю6Ит после напыления и термических печных испытаний. Из приведенных данных видно, что в подслое ПВНХ16Ю6Ит обоих видов покрытий содержание никеля и алюминия уменьшается; содержание хрома и кислорода увеличивается. Однако эти процессы обеднения или, наоборот, обогащения различными элементами происходят в исследованных покрытиях в разной степени. В подслое под покрытием ЦрОИ-7 наблюдается значительно большее содержание кислорода по сравнению с подслоем под покрытием ЦиО-7-10-50, что свидетельствует о присутствии большого количества оксидов алюминия, хрома, а также сложных оксидов типа шпинелей $Ni[Cr, Al]_2O_4$. Покрытие ЦиО-7-10-50, имеющее мелкую и равномерно распределенную по сечению пористость, значительно лучше, чем покрытие ЦрОИ-7, препятствует образованию пленки TGO.

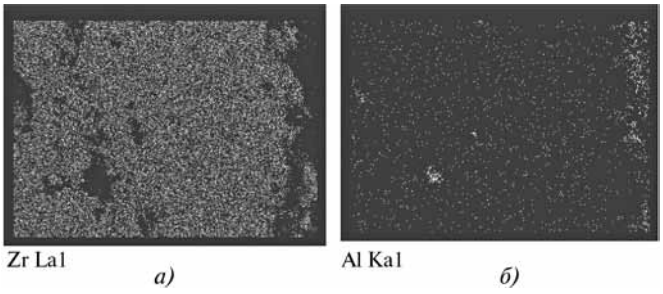


Рис. 1. Керамика — подслой в характеристическом рентгеновском излучении циркония (*а*) и алюминия (*б*)

Таблица 1

Элементный состав подслоя ПВНХ16Ю6Ит, % мас.

Среднее содержание элементов	Кислород	Алюминий	Хром	Никель
Под покрытием ЦрОИ-7				
После напыления	8,2	9,0	14,3	57,7
После термоциклирования 450 ч	26,3	1,6	36,0	25,4
Под покрытием ЦиО-7-10-50				
После напыления	7,0	11,0	16,5	60,7
После термоциклирования 450 ч	18,3	3,0	25,0	45,0

Распределение химических элементов при линейном сканировании через подслой покрытия ЦрОИ-7 приведено на рис. 2. Обращает на себя внимание повышенное содержание алюминия (до 3 %), хрома (до 57 %), кислорода (до 37 %) на границе керамика — подслой, что связано с образованием Al_2O_3, NiO, Cr_2O_3, а также шпинелей. На рис. 3 представлены микроструктуры

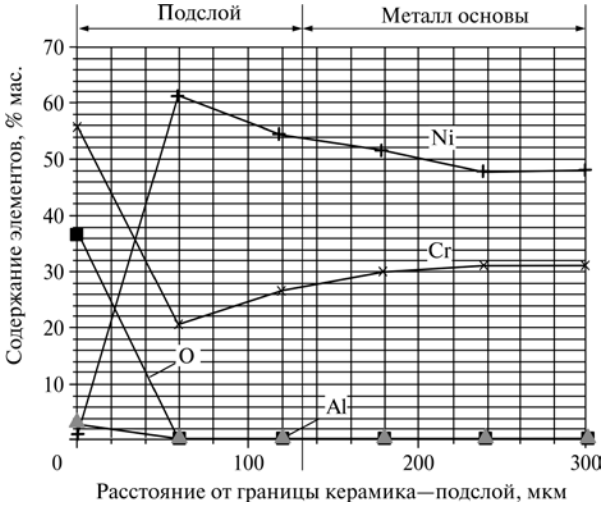


Рис. 2. Распределение химических элементов по ширине подслоя ПВНХ16Ю6Ит и металла основы после 114 ч изотермической выдержки. Керамический слой ЦрОИ-7. По данным МРСА

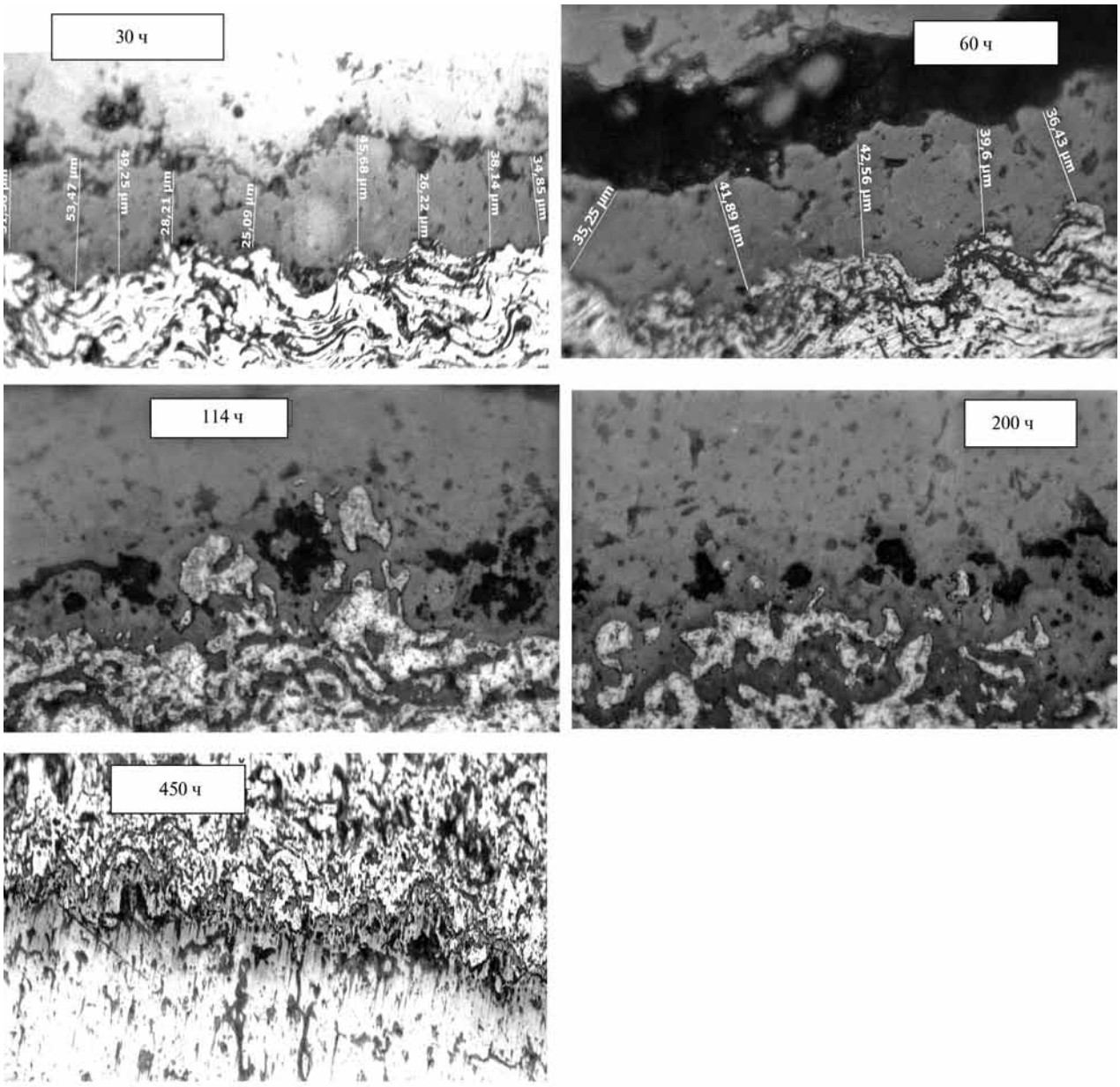


Рис. 3. Пленка TGO на поверхности подслоя после определенной печной наработки

Таблица 2

Химический состав различных участков подслоя ТЗП

Изотермическая выдержка, ч	Подслой	Оттенок исследуемого участка	Содержание элементов, % мас.				
			Al	O	Ni	Co	Cr
25	ПВНХ16Ю6Ит	Темный	34	50	12	—	3
		Светлый	7	0,2	78	—	19
	ПНХ20К20Ю13	Темный	33	49	6	7	4
		Светлый	15	0,2	45	22	21
511	ПВНХ16Ю6Ит	Темный	32	51	13	—	3
		Светлый	5	0,2	74	—	12
	ПНХ20К20Ю13	Темный	33	48	7	7	4
		Светлый	14	0,2	43	19	18

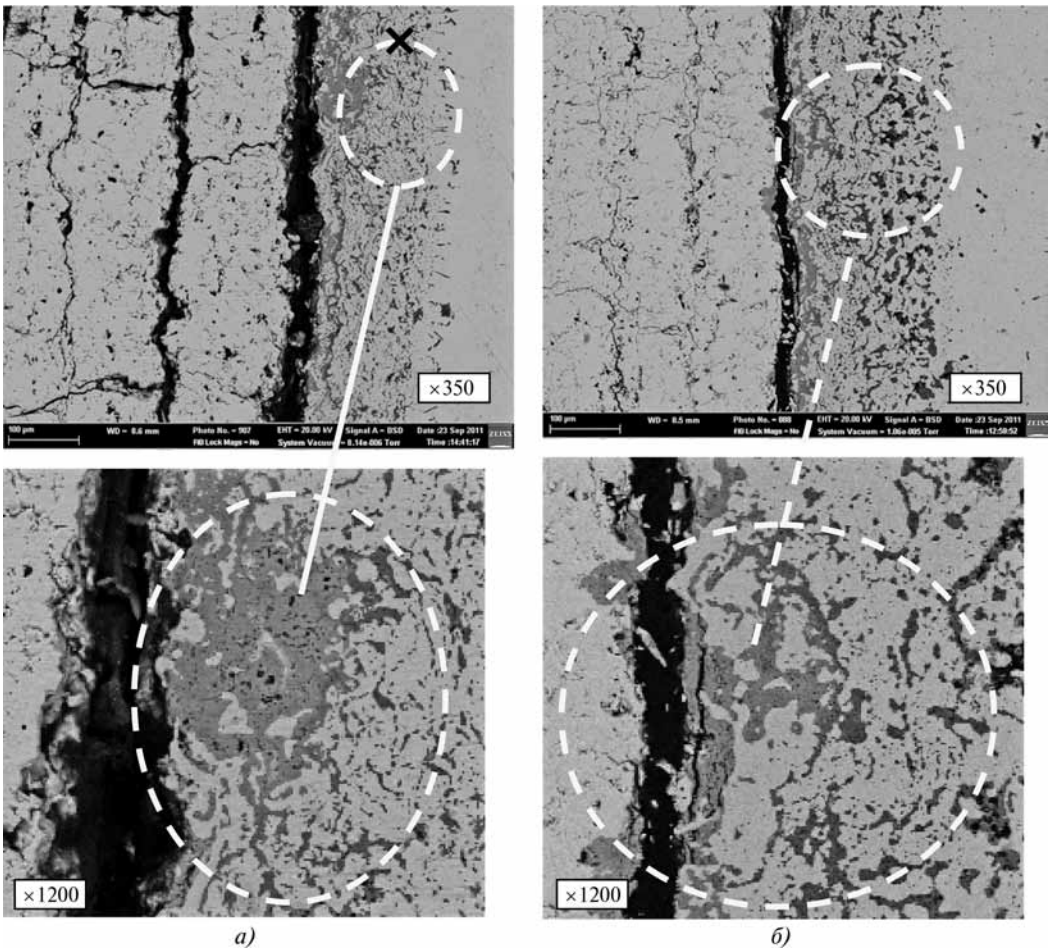


Рис. 4. Микроструктура подслоя ПВНХ16Ю6Ит:
а — термоциклирование, 67 циклов; *б* — изотермическая выдержка, 68 циклов; РЭМ

туры границы керамика — подслой, на которых видно, что пленка TGO на поверхности подслоя растет неравномерно.

Так, на образце с наработкой 30 ч диапазон толщин TGO составляет от 25...47 мкм, в то время как на образце с наработкой 200 ч толщина практически вдвое ниже: 11...30 мкм. Поэтому подход к прогнозированию долговечности ТЗП по критической толщине слоя TGO на поверхности подслоя [13] вряд ли можно считать достаточно надежным.

Рассмотрим кинетику роста пленки оксидов при изотермической выдержке. Повышенная длительность пребывания покрытия в условиях горячего воздуха при данном режиме предполагает более интенсивный рост оксидов по сравнению с режимом термоциклирования.

В подслое можно выделить светлые и темные участки (рис. 4).

Анализ концентрационных линий элементов Al, O, Ni, Co, Cr (табл. 2) показывает, что темные участки подслоя обогащены кислородом и алюминием. Эти участки с высокой долей вероятности можно идентифицировать как окись алюминия. Оксид алюминия образуется уже в первые 12...25 ч высокотемпературной наработки и с увеличением времени испытания до 511 ч качественно не изменяется, т. е. химический состав остается постоянным: 12...13 % для ПВНХ16Ю6Ит и 6...7 % для ПНХ20К20Ю13. Снижение содержания никеля, а также хрома в темных участках по сравнению со светлыми дает основание полагать, что здесь присутствуют сложные оксиды алюминия, хрома, никеля типа шпинелей. При этом подслой ПНХ20К20Ю13 менее обеднен алюминием по сравнению с ПВНХ16Ю6Ит, что можно объяснить замедлением диффузионных процессов за счет присутствия кобальта.

Увеличение времени изотермической выдержки способствует увеличению объемной доли оксидов в составе подслоев. На рис. 5 и в табл. 3 представлены зависимости изменения объемной доли оксида в подслоях различного состава с увеличением времени наработки.

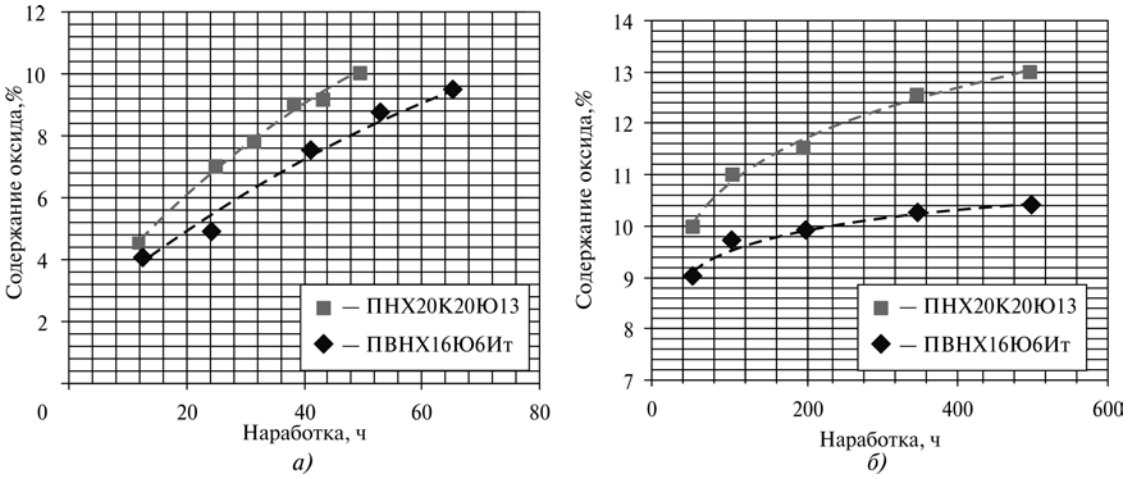


Рис. 5. Изменение содержания оксида алюминия в подслоях разного состава с увеличением наработки:
а — термоциклирование; *б* — изотермическая выдержка

Таблица 3

Уравнения кинетики окисления подслоев

Режим испытания	Состав подслоя	Уравнение
Термоциклирование	ПВНХ16Ю6Ит	$V_{окис} = 1{,}09N^{0{,}5767}$ ($R^2 = 0{,}9$)
Изотермическая выдержка	-"-	$V_{окис} = 6{,}46N^{0{,}1121}$ ($R^2 = 0{,}9$)
Термоциклирование	ПНХ20К20Ю13	$V_{окис} = 0{,}99N^{0{,}5404}$ ($R^2 = 0{,}9$)
Изотермическая выдержка	-"-	$V_{окис} = 7{,}44N^{0{,}0535}$ ($R^2 = 0{,}8$)
Обозначения: $V_{окис}$ — скорость окисления, % об./ч; N — наработка, ч; R^2 — коэффициент стандартного отклонения, показывающий степень близости экспериментальных точек к аппроксимирующей кривой.		

Из приведенных данных видно, что скорость окисления подслоев зависит как от химического состава, так и от режима испытания, т. е. времени пребывания образцов при высокой температуре в печи. Установлено, что подслой ПВНХ16Ю6Ит окисляется более интенсивно по сравнению с подслоем ПНХ20К20Ю13. Режим термоциклирования способствует более интенсивному окислению обоих подслоев по сравнению с изотермической выдержкой. Очевидно, повышенная частота взаимодействия с кислородом окружающего воздуха горячих образцов, происходящего при охлаждении при данном режиме, вызывает повышенную скорость окисления.

С увеличением наработки различие в степени окисления различных слоев увеличивается: если при термоциклировании за 12 ч содержание оксидов в обоих подслоях примерно одинаково (4...4,5 %), то 9...10 % окислов в подслое ПВНХ16Ю6Ит образуется за 48 ч, а в подслое ПНХ20К20Ю13 — уже за 67 ч.

Таблица 4

Микротвердость подслоя

ПВНХ16Ю6 Ит			ПНХ20К20Ю13		
Наработка, ч	Микротвердость, МПа		Наработка, ч	Микротвердость, МПа	
	15...30 мкм от поверхности	30...45 мкм от поверхности		15...30 мкм от поверхности	30...45 мкм от поверхности
Термоциклирование					
0	3200	3100	0	3800	3750
12	4400	3150	12	4500	3800
24	5100	3450	25	4650	3890
29	5200	3900	40	4720	4200
37	5250	4500	52	4800	4450
42	5300	4650	67	4900	4580
48	5350	4680	—	—	—
Изотермическая выдержка					
50	4890	4200	50	4400	4000
100	5100	4300	100	4500	4150
203	5350	4500	203	4850	4200
350	5400	4800	350	4955	4350
480	5450	4850	480	5000	4380

Для изотермической выдержки характерно менее интенсивное накопление оксидов в подслое с увеличением наработки по сравнению с термоциклированием. Так, при наработке в 511 ч для ПВНХ16Ю6Ит содержание оксида составляет 13 %, а для ПНХ20К20Ю13 — всего 10,5 %.

Рост содержания оксидов подтверждается и ростом микротвердости подслоя, поскольку оксиды имеют бóльшую микротвердость по сравнению со сплавом ос-

новы. Измерение микротвердости производили с шагом по горизонтали $3L$ и по вертикали $2L$, где L — длина диагонали отпечатка, и, таким образом, в область отпечатков попадали участки с оксидами. Результаты измерений микротвердости представлены в табл. 4 для двух зон: на расстоянии 15...30 и 30...45 мкм от границы раздела керамика — подслой.

На первой стадии окисления, при наработке 15...25 ч, характерно интенсивное увеличение микротвердости в подповерхностных слоях подслоя: с 3200 до 5100 МПа. Это свидетельствует об увеличении объемного содержания оксидов в этих слоях.

С увеличением времени высокотемпературной выдержки микротвердость данных слоев уже существенно не изменяется. С наработкой повышение микротвердости происходит в более глубоких слоях подслоя, поскольку с течением времени воздействия горячего воздуха на покрытии создается защитный слой, который препятствует проникновению раскаленных газов вглубину и снижает скорость окисления. При этом различие в значениях микротвердости на глубине 15...30 и 30...45 мкм составляет примерно 650 МПа.

Заключение

На основании проведенных исследований можно сформировать целостную картину окисления подслоя ТЗП. В процессе контакта покрытий с раскаленными газами на границе керамический слой — подслой, а также в подповерхностных слоях подслоя (до 15... 30 мкм глубины) образуются оксидные соединения алюминия, хрома и шпинели состава $Ni[Cr, Al]_2O_4$. С дальнейшим увеличением наработки объемное содержание оксидов возрастает. При этом оксидные пленки на поверхностях микрослоев внутри подслоя, на границе контакта с керамическим слоем растут неравномерно. С достижением критической толщины оксидная пленка растрескивается, тем самым создавая возможность для дальнейшего проникновения кислорода в глубину подслоя. Возникшие трещины вновь заполняются образующимися оксидами.

Примененный метод площадей количественного анализа объемного содержания оксидов в составе подслоя позволил более точно оценить кинетику окисления подслоев различного химического состава в зависимости от режима испытания. Наличие в составе подслоя кобальта способствует повышению стойкости сплава к окислению. По результатам исследований подслой ПНХ20К20Ю13 меньше подвержен окислению по сравнению с подслоем ПВНХ16Ю6Ит. Режим термоциклирования создает более благоприятные условия для окисления по сравнению с изотермической выдержкой, поскольку на стадии охлаждения контакт с новыми порциями кислорода горячих образцов покрытия происходит с повышенной частотой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Коломыцев П.Т.** Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1991. 239 с.

2. **Абосделл А.М., Ильинкова Т.А., Лунев А.Н.** Применение термобарьерных покрытий в современных газовых турбинах. I. Термобарьерный слой // Изв. вузов. Авиационная техника. 2005. № 1. С. 60—64.

3. **Абосделл А.М., Ильинкова Т.А., Лунев А.Н**. Применение термобарьерных покрытий в современных газовых турбинах. II. Подслой для ТБП // Изв. вузов. Авиационная техника. 2005. № 3. С. 47—50.

4. **Evans A.G., Mumm D.R., Hutchinson J.W., Meier G.H.** Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings // Progress of Materials Science. 2001. Vol. 46. P. 505—553.

5. **Smialek J., Toward L.** Optimum Scale and TBC Adhesion on single crystal superalloys. High temperature corrosion and materials chemistry // The electrochemical society. Pennington. NJ. 199. 211 p.

6. **Evans A.G., Karlsson A.M., Hutchinson J.W.** The Displacement of the thermally grown oxide in thermal barrier systems upon temperature cycling // Materials science engineering. 2003. Vol. A351. P. 244—257.

7. **R.A. Miller, R.G. Garlick, J.L. Smialek.** Phase stability in plasma sprayed partially stabilized zirconia-yttria // Science and technology of zirconia. 1981. Vol. 3. P. 241—253.

8. **De Masi-Marcin J.T., Gupta D.K**. / Surface and Coatings Technology. 1994. Vol. 68/69. P. 1—9.

9. **Chang G.C., Phucharoen W., Miller R.A.** Thermal expansion mismatch and plasticity in thermal barrier coatings // Turbine Engine Hot Section Technology. NASA. CP-2493. 1987. P. 357—368.

10. **Leyens C., Wright I.G., Pint B.A.** Hot corrosion of nickel-base alloys by alkali-containing sulfate deposits // Materials Science Forum. 2001. Vol. 372. P. 571—578.

11. **Haynes J.A., Pint B.A., Porter W.D., Wright I.G.** Comparison of thermal expansion and oxidation behavior of various high-temperature coating materials and superalloys materials at high temperature // http://www.ms.ornl.gov/researchgroups/corrosion publications/pintpub/pub15.

12. **Pint B.A., Tortorelli P.F., Wright I.G.** Effect of cycle frequency on high temperature oxidation behavior of alumina-forming alloys // Oxides of Metals. 2002. Vol. 58. P. 73—101.

13. **Hindum L.N., Whittle D.P.** Microstructure, adhesion and growth kinetics of protective scales on metals and alloys // Oxidation of Metals. 1982. Vol. 18. P. 245—284.

УДК 621.793

[1]Л.Ш. Шустер, [1]Н.К. Криони, [2]И.Р. Асланян, [1]И.И. Емаев
([1]Уфимский государственный авиационный технический университет,
[2]ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (ФГУП «ВИАМ»))
E-mail: okmim@ugatu.ac.ru

Оценка изнашивания покрытий в различных условиях трения

Рассмотрены области применения электролитических никель-фосфорных покрытий. На примере NiP-покрытий разработан критерий, позволивший провести сравнение изнашивания покрытий при различных условиях трения: при скольжении, фреттинг-изнашивании и фреттинг-коррозии. Приведено обоснование того, что для обратной пары трения сравнение изнашивания покрытий в различных условиях трения (при непрерывном скольжении, фреттинг-изнашивании и фреттинг-коррозии) следует проводить по величине K — приведенной линейной интенсивности изнашивания.
Ключевые слова: *покрытие, трение, изнашивание, скольжение, фреттинг-изнашивание, фреттинг-коррозия.*

The application of electrolytic nickel-phosphorous coatings was consider. On the example of NiP coatings developed criteria that allowed a comparison of wear coatings under different conditions of friction: sliding, fretting and corrosion. The substantiation that the reverse friction pair comparison of wear coatings in different conditions of friction (continuous sliding, fretting and corrosion) should be carried out on the value of K, is proportional to the linear wear rate.
Keywords: *coating, friction, wear, slip, fretting wear, fretting corrosion.*

Введение

Одна из самых острых и сложных проблем современного машиностроения — износ механизмов и машин — предполагает ежегодное увеличение расходов на их восстановление. Перспективным направлением исследований по трибологии является нанесение электролитических покрытий. Среди электролитических покрытий наибольшее распространение благодаря своим уникальным свойствам получили никель-фосфорные (NiP) покрытия. Никель-фосфорные покрытия характеризуются высокой стойкостью в щелочах и склонностью к пассивированию, безвредностью соединений, высокой гидростойкостью и значительной износостойкостью. Основное назначение никель-фосфорных покрытий — повышение поверхностной твердости и сопротивления механическому износу. Никель-фосфорные покрытия имеют широкое применение в судостроении, машиностроении, приборо- и авиастроении и других отраслях. По данным работы [1], около 30 % деталей с NiP-покрытиями относятся к авиационной промышленности (рис. 1, см. с. 3 обложки).

В частности, номенклатура деталей авиадвигателя с никелевыми покрытиями весьма обширна: от компрессорных лопаток и деталей горячей зоны до элементов крепления и оптики. Условия работы (трения) деталей с никелевыми покрытиями самые разнообразные: на входе в двигатель при попадании пыли, частиц песка и т. п. возможно проскальзывание, при их застревании в зазорах — фреттинг, при воздействии высоких температур, газов и паров воды — фреттинг-коррозия. При этом абразивные частицы, контактирующие с покрытием, имеют высокую твердость и химическую стойкость. В данной работе приведены обоснование и апробация критерия для оценки изнашивания обратных пар трения, работающих в различных условиях нагружения. Использование этого критерия позволяет повысить эффективность применения износостойких электролитических покрытий в ответственных узлах трения машин. При постановке и решении задачи учитывали следующие особенности:

покрытие является более мягким материалом пары трения;

покрытие находится в контакте циклически, т. е. каждый участок поверхности трения покрытия подвергается прерывисто-пульсирующему циклу взаимодействия с контртелом;

контртело жестко закреплено в державке и находится в контакте с покрытием непрерывно;

контртело обладает высокой твердостью и химически инертно, т. е. не вступает в физико-химическое взаимодействие с исследуемым покрытием.

Методы испытаний

NiP-покрытия осаждали на стальную подложку в электролитической ванне, содержащей суспензию карбидов кремния в количестве 0 и 200 г/л со средним диаметром частиц 600 нм. Раствор содержал 20 г/л фосфористой кислоты (H_3PO_3). Часть образцов отжигали при температуре 420 °С в течение 1 ч.

Трибологические испытания проводились по схеме шар — диск: на трение скольжения — при нормальном

нагружении 2 Н, постоянной скорости скольжения 0,15 м/с; 15 000 циклов испытаний; на фреттинг — при нормальном нагружении 1, 5 и 10 Н, частоте колебаний 2 Гц, тангенциальном смещении (амплитуде) 100 и 500 мкм; 20 000 циклов испытаний. В качестве контртела использовались корундовые шары (фирма Ceratech, Нидерланды) диаметром 10 мм с шероховатостью поверхности *Ra* 0,2 мкм. Испытания на трение скольжения и фреттинг-изнашивание проводились без смазки при температуре воздуха 22 °С и относительной влажности 50 %. Испытания на фреттинг-коррозию проводились в растворе NaCl (pH = 5,5) при температуре 22 °С. Морфология поверхностей трения была проанализирована с помощью сканирующего электронного микроскопа SEM-Philips 515. Микротвердость определяли на микротвердомере при нагрузке 20 гс. Профилограммы поверхности трения покрытий и объемные потери износа покрытий определяли с помощью оптической трехмерной профилирующей системы Wyko NT 3300 Series.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Результаты трибологических испытаний никель-фосфорных покрытий подробно представлены в ранее выполненных исследованиях [2—4]. Согласно ГОСТ 27674—88 интенсивность изнашивания определяется как отношение значения износа к обусловленному пути, на котором происходило изнашивание. Однако при рассмотрении обратных пар трения (рис. 2) определяющим в оценке интенсивности изнашивания является не длина пути трения, а число локальных взаимодействий, приводящих к износу. Поэтому сравнение изнашивания покрытий в различных условиях трения (при непрерывном скольжении, фреттинг-изнашивании и фреттинг-коррозии) выполняли по приведенной линейной интенсивности *K,*

$$K = \frac{h_r}{N},$$

где N — число циклов воздействий, приводящих к линейному износу h_r, т. е. по существу, величина K представляет собой износ, приходящийся на одно воздействие.

Определение высоты изношенного слоя. На рис. 3 и 4 приведены профилограммы поверхностей трения, включая зону износа покрытий. Видно, что высота изношенного слоя при небольших нагрузках (2 Н) может быть соизмерима с высотой микронеровностей. Это весьма затрудняет точное определение износа. Поэтому в данной работе вычисляли высоту h_r изношенного слоя по изношенному объему $V_{изн}$, определяемому с помощью оптической трехмерной профилирующей системы Wyko.

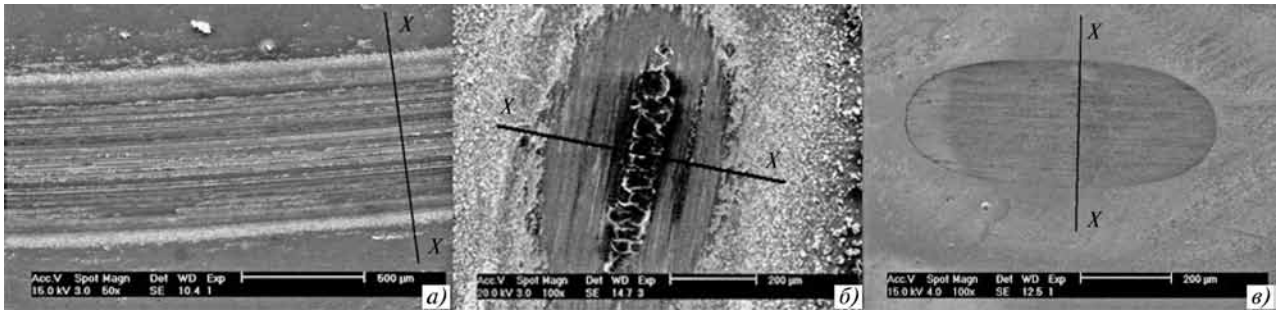


Рис. 2. Вид поверхности трения NiP-покрытий при различных видах изнашивания:
а — трение скольжения (15 000 циклов, нагрузка 2 Н); *б* — фреттинг-изнашивание (20 000 циклов, амплитуда 500 мкм, нагрузка 10 Н); *в* — фреттинг-коррозия (20 000 циклов, амплитуда 500 мкм, нагрузка 10 Н, раствор NaCl)

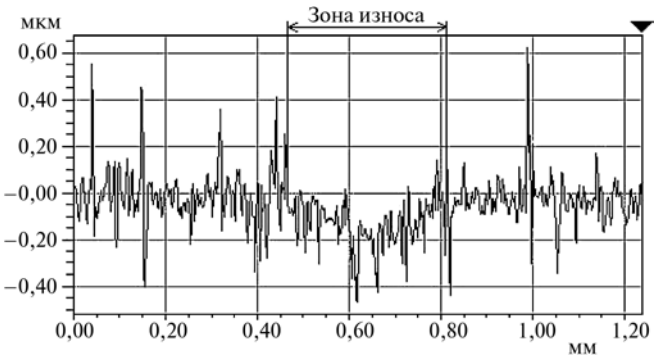


Рис. 3. Профилограмма поверхности трения покрытий при скольжении (нагрузка 2 Н)

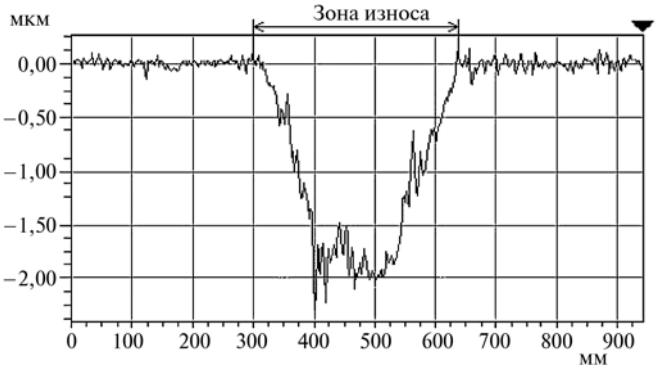


Рис. 4. Профилограмма поверхности трения покрытий при фреттинге (нагрузка 10 Н)

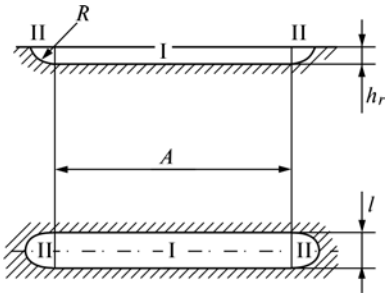


Рис. 5. Износ поверхности трения покрытия при фреттинге: A — амплитуда колебаний; l — ширина изношенного слоя; h_r — высота изношенного слоя

Изнашивание в условиях фреттинга. Износ поверхности трения покрытия при фреттинге представлен на рис. 5.

Изношенный объем покрытия состоит из двух частей: цилиндрической I и шаровой II:

$$V_{изн} = V_{цил} + V_{шар}.$$

Как показали расчеты, объемом шаровой части износа $V_{шар}$ можно пренебречь из-за малости величины. Тогда с систематической ошибкой не более 10 % высоту h_r изношенного слоя при фреттинге можно рассчитать по формуле

$$h_r = \sqrt[3]{\frac{V_{изн}^2}{2A^2R}},$$

где A — амплитуда колебаний; R — радиус шара (контртела).

Изнашивание при непрерывном скольжении. Расчетная схема изношенного объема при контакте шар — плоскость приведена на рис. 6.

С достаточно высокой точностью по этой схеме можно рассчитать высоту h_r изношенного слоя по формуле

$$h_r = \sqrt[3]{\frac{V_{изн}^2}{2R\pi^2d^2}},$$

где $V_{изн}$ — изношенный объем; R — радиус шара (контртела); d — диаметр поверхности трения.

В табл. 1 и 2 в обобщенном виде представлены результаты исследования изнашивания покрытий.

Сравнивались данные, полученные при непрерывном скольжении с нагрузкой 2 Н и фреттинге с нагрузкой 10 Н. Как показали расчеты, средние контактные напряжения (с учетом износа корундового шара) в сравниваемых условиях различались незначительно.

Из табл. 1 и 2 видно, что интенсивность изнашивания покрытий в сравниваемых условиях в большинстве случаев при фреттинге выше, чем при скольжении.

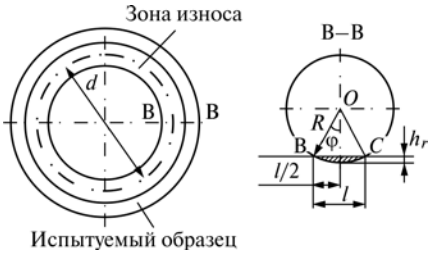


Рис. 6. Износ покрытия при непрерывном скольжении

Причем с уменьшением амплитуды колебаний эта разница в изнашивании увеличивается.

Таблица 1

Приведенная интенсивность изнашивания *K* покрытий при непрерывном скольжении, нагрузка 2 Н

Состав покрытия	Исходное состояние		После отжига	
	Микротвердость HV	Интенсивность изнашивания $K \cdot 10^5$, мкм	Микротвердость HV	Интенсивность изнашивания $K \cdot 10^5$, мкм
NiP	580	1,44	1090	1,27
NiP—SiC, 80 г/л	700	1,43	1150	1,40
NiP—SiC, 200 г/л	730	1,55	1450	1,34

Термообработка покрытий и изменение их состава по концентрации твердых включений в виде карбидов кремния SiC по-разному влияют на интенсивность изнашивания при скольжении и при фреттинге. Например, при трении скольжения покрытия в исходном состоянии с добавками SiC в количестве 80 г/л обеспечивают минимальное изнашивание, а при фреттинге — наоборот, максимальное. После отжига покрытия с добавками SiC в количестве 80 г/л наиболее интенсивно изнашиваются и при трении скольжения, и при фреттинге. Это свидетельствует о том, что факторы изнашивания при фреттинге могут отличаться от факторов изнашивания при скольжении. К числу таких факторов можно отнести предварительное смещение, играющее важную роль в процессах фреттинг-изнашивания и практически не имеющее значения при трении скольжения. Сюда же можно отнести структурную неоднородность покрытий, вызванную образованием кристаллической фазы 1Л3Р при отжиге и введением добавок SiC.

Термообработка покрытий и введение добавок SiC, с одной стороны, повышают твердость покрытий, повышая их износостойкость, а с другой — повышают их структурную неоднородность (за счет выделения кристаллической фазы Ni_3P и добавления твердых включений), что особенно в условиях фреттинга интенсифици-

Таблица 2

Приведенная интенсивность изнашивания покрытий при фреттинг-изнашивании (I) и фреттинг-коррозии (II), A = 100 мкм

Состав покрытий	Исходное состояние				После отжига		
	Нагрузка, Н	Микротвердость, HV	Интенсивность изнашивания $K \cdot 10^5$, мкм		Микротвердость, HV	Интенсивность изнашивания $K \cdot 10^{-5}$, мкм	
			I	II		I	II
A = 100 мкм							
NiP	1	580	2,13	2,80	1090	2,06	2,73
	5		2,72	4,85		2,63	4,45
NiP—SiC, 80 г/л	1	700	4,32	4,83	1150	5,01	6,25
	5		5,59	5,25		5,33	8,50
NiP—SiC, 200 г/л	1	730	3,65	5,35	1450	4,36	5,40
	5		4,17	6,50		4,61	7,25
A = 500 мкм							
NiP	1	580	1,22	2,68	1090	1,44	2,30
	5		1,64	6,50		2,20	5,50
	10		5,38	10,20		2,89	7,03
NiP—SiC, 80 г/л	1	700	2,36	3,75	1150	1,85	3,68
	5		6,58	6,75		3,02	5,68
	10		9,86	7,70		3,95	9,40
NiP—SiC, 200 г/л	1	730	1,97	3,75	1450	1,90	3,70
	5		3,60	5,90		3,01	7,13
	10		10,84	9,18		6,22	9,50

рует изнашивание. Конкретное сочетание этих факторов может либо понизить изнашивание (как это имеет место при изнашивании покрытий с добавками SiC в количестве 80 г/л в исходном состоянии в условиях трения скольжения), либо, наоборот, повысить изнашивание (как во всех остальных исследованных случаях).

Сопоставление интенсивности фреттинг-изнашивания и фреттинг-коррозии в идентичных условиях показывает, что:

а) при малых нагрузках фреттинг-коррозия происходит более интенсивно, чем фреттинг-изнашивание;

б) при более высоких нагрузках интенсивности фреттинг-изнашивания и фреттинг-коррозии у всех нетермообработанных покрытий практически одинаковы (в сопоставимых условиях), а у термообработанных покрытий фреттинг-коррозия существенно выше фреттинг-изнашивания.

Эти результаты свидетельствуют об определенном вкладе химической составляющей в результаты фреттинг-коррозии. Очевидно, что термообработка покрытий за счет повышения твердости существенно снижает механическую составляющую изнашивания, но мало влияет на химическую составляющую. Определенное влияние при этом может оказывать нагрузка, изменяющая предварительное смещение при фреттинге и условия попадания коррозионной среды в контакт, что приводит к изменению механической и химической составляющих трения и изнашивания.

Заключение

На примере никель-фосфорных покрытий показано, что использование для оценки изнашивания предложенной характеристики K (приведенной линейной интенсивности износа) позволяет установить закономерности влияния технологических и эксплуатационных факторов на износостойкость покрытий в различных условиях трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Colaruotolo J.F., Tramontana D.** Engineering Applications of Electroless Nickel. 227 p.

2. **Асланян И.Р., Селис Ж.-П., Шустер Л.Ш.** Влияние добавок карбидов кремния SiC на изнашивание электролитических NiP-покрытий // Трение и износ. № 5. Т. 31. 2010. С. 353—361.

3. **Асланян И.Р., Селис Ж.-П., Шустер Л.Ш.** Влияние добавок карбидов кремния SiC на фреттинг-изнашивание электролитических NiP-покрытий // Трение и износ. 2011 (32). № 2. С. 30—35.

4. **Асланян И.Р., Селис Ж.-П., Шустер Л.Ш.** Фреттинг-коррозия электролитических NiP-покрытий. // Трение и износ. № 6. Т. 32. 2011. С. 556—561.

УДК 621.778.01

Г.Н. Гурьянов
(ООО «Феникс +», г. Белорецк)
E-mail: ggnbelorhome@rambler.ru

Влияние интенсивности деформационного упрочнения проволоки на оптимальную форму рабочего канала волоки

Приведены результаты расчета осевого напряжения волочения при разных параметрах деформации проволоки. Определены оптимальные конические и криволинейные формы рабочего канала волоки при разных моделях упрочнения.

Ключевые слова: *волочение, проволока, методика расчета, модель упрочнения, минимизация осевого напряжения, целевые функционалы, вариационное исчисление, оптимальная форма канала волоки.*

Results of calculation of the axial tension lugs with different parameters of deformation of the wire are presented. Optimum tapered and curved shape of the working channel portages at different hardening models are determined.

Keywords: *drawing, wire, calculation methods, hardening model, minimization of axial tension, target functionals, calculus of variations, optimal channel shape drawing dies.*

Состояние вопроса исследования

При исследовании напряженно-деформированного состояния при волочении круглого сплошного профиля в большинстве случаев применяют аналитические зависимости, полученные для конической формы рабочего канала волоки. На практике часто применяют волоки, которые не имеют формы правильного усеченного конуса. Также в процессе волочения конический канал становится криволинейным по причине износа рабочей поверхности волоки. Поэтому некоторые исследователи для расчета осевого напряжения волочения применяют значения приведенного и средневзвешенного углов рабочего канала при его криволинейной форме, а расчет напряжения выполняют по формулам, выведенным при коническом канале. В настоящее время недостаточно данных о характере зависимостей осевого напряжения и оптимального угла волочения от коэффициентов вытяжки, трения и деформационного упрочнения протягиваемого материала при криволинейной форме профиля рабочего канала волоки и действии противонатяжения. При расчете напряженного состояния в процессах обработки металлов давлением в очаге пластической деформации нередко принимается постоянная величина предела текучести $\sigma_т$. То есть для обрабатываемого материала задается упрощенная реология жесткопластической среды Мизеса. Для случая волочения при расчетах преимущественно применяется средняя арифметическая величина предела текучести $\sigma_т$, определенная по его значениям на входе и выходе очага пластической деформации [1—6]. При таком способе задания прочностных свойств заготовки в очаге ее пластической деформации не учитывается закон изменения предела текучести от исходного значения $\sigma_{т0}$ до конечного $\sigma_{тк}$ на выходе волоки. При производстве проволоки (прутков) необходимо обоснованно выбрать рациональную форму рабочего канала волоки для минимизации силы волочения с учетом условий деформирования (степени обжатия в проходе волочения, возможности качественного изготовления волоки с выбранной формой профиля, условий контактного трения, величины напряжения противонатяжения и реологии материала проволоки), а также экономичности ее (формы) применения.

Цель работы: определить характер зависимостей осевого напряжения от основных параметров деформации круглой сплошной заготовки при волочении с противонатяжением через волоки с разными формами профиля рабочего канала и моделями упрочнения деформируемого материала, а также показать зависимость оптимальной формы рабочего канала волоки от основных параметров деформации.

Метод определения напряженного состояния и оптимальной формы рабочего канала волоки

Для расчета осевого напряжения при переменном значении угла наклона образующей рабочего канала волоки α предложено уравнение [7, 8]

$$\sigma_{\Sigma} = \sigma_{т0}\int_{1}^{\mu^*} \mu^{k-1}\left(1 + f\left(1 - \sigma_q/\sigma_{т0}\right)\mathrm{ctg}\,\alpha(\mu)\right)d\mu + \\ + \sigma_{Z\alpha}\left(\alpha(\mu)\right) + \sigma_q, \quad (1)$$

где $\sigma_{т0}$ — предел текучести металла на входе волоки; σ_q — напряжение противонатяжения; μ — коэффициент вытяжки в проходе волочения, $\mu = (r_0/r_к)^2$; r_0, $r_к$ — радиусы проволоки до и после обжатия; k — коэффициент упрочнения; f — коэффициент трения; α — угол образующей канала (при криволинейном канале α непостоянный; если α = const имеем конический канал). Функция $\alpha(\mu)$ задает форму профиля рабочего канала. Прирост осевого напряжения на осуществление пластической деформации и преодоление контактного трения определяет интеграл уравнения (1). Второе слагаемое этого уравнения выражает прирост осевого напряжения от деформации сдвига металла на входе и выходе очага деформации [7, 8]:

$$\sigma_{Z\alpha} = \frac{2\sigma_{т0}\left(\mathrm{tg}\,\alpha_0 + \mu^k \mathrm{tg}\,\alpha_1\right)}{3\sqrt{3}}, \quad (2)$$

где α_0, α_1 — значения угла образующей канала на его входе и выходе соответственно. При выводе формул (1) и (2) была принята степенная зависимость предела текучести в проходе волочения от коэффициента вытяжки [7, 8]:

$$\sigma_{тк} = \sigma_{т0}\mu^k, \quad (3)$$

где $\sigma_{тк}$ — предел текучести на выходе очага пластической деформации.

Пусть кривая упрочнения задана формулой

$$\sigma_т = \sigma_{т0} + m\varepsilon^n = \sigma_{т0} + m(\ln\mu)^n, \quad (4)$$

где m, n — эмпирические коэффициенты; $\varepsilon = \ln\mu$ — степень деформации, или логарифмическая вытяжка. Интенсивность изменения предела текучести согласно уравнению (4) изменяется с ростом степени деформации. Зависимость (4) позволяет представлять более сложные формы кривых упрочнения, чем степенная функция (3), так как дополнительно включает еще один постоянный коэффициент. Для модели упрочнения (4) прирост осевого напряжения в рабочем канале определяется формулой [9]

$$\sigma_Z = \sigma_{т0}\int_{1}^{\mu^*}\left(\left(1/\mu\right) + m\left(\ln\mu\right)^n/\sigma_{т0}\mu\right)\times \\ \times\left(1 + f\left(1 - \sigma_q/\sigma_{т0}\right)\mathrm{ctg}\,\alpha(\mu)\right)d\mu + \\ + \sigma_{Z\alpha}\left(\alpha(\mu)\right) + \sigma_q. \quad (5)$$

Прирост осевого напряжения от деформации сдвига металла на входе и выходе очага деформации при модели упрочнения (5) определяется выражением

$$\sigma_{Z\alpha} = \frac{2\left(\sigma_{т0}\mathrm{tg}\,\alpha_0 + \left(\sigma_{т0} + m\left(\ln\mu\right)^n\right)\mathrm{tg}\,\alpha_1\right)}{3\sqrt{3}}.$$

Для волочильного производства важной является технологическая задача о поиске оптимальной геометрии рабочего канала волоки для обеспечения минимального напряжения (усилия) волочения, т. е. поиска функции $\alpha(\mu)$ формы профиля. Формализацию такой задачи с учетом уравнений (1) и (5) представим соответствующими выражениями:

$$\sigma_{т0}\int_{1}^{\mu^*}\mu^{k-1}\left(1 + f\left(1 - \sigma_q/\sigma_{т0}\right)\mathrm{ctg}\,\alpha(\mu)\right)d\mu + \\ + \sigma_{Z\alpha}\left(\alpha(\mu)\right) + \sigma_q \to \inf, \quad (6)$$

$$\sigma_{т0}\int_{1}^{\mu^*}\left(\left(1/\mu\right) + m\left(\ln\mu\right)^n/\sigma_{т0}\mu\right)\times \\ \times\left(1 + f\left(1 - \sigma_q/\sigma_{т0}\right)\mathrm{ctg}\,\alpha(\mu)\right)d\mu + \\ + \sigma_{Z\alpha}\left(\alpha(\mu)\right) + \sigma_q \to \inf, \quad (7)$$

$$\alpha(\mu = 1) = \alpha_0, \quad (8)$$

$$\alpha(\mu = \mu_к) = \alpha_к. \quad (9)$$

При решении экстремальной задачи об оптимальном профиле волоки может быть наложено одно ограничение на входе очага пластической деформации (8) или на его выходе (9). Может отсутствовать ограничение на величину угла α, но выполняться поиск не только функции профиля $\alpha(\mu)$, но и оптимального значения определяющего параметра деформации на входе очага деформации α_0 или его выходе $\alpha_к$. В этом случае нет ограничения на значения α_0 или $\alpha_к$, но одно из этих значений должно быть определено в процессе решения задачи вместе с функцией профиля $\alpha(\mu)$. Другой вариант решения рассматриваемой задачи: при одном

ограничении (8) или (9) определяется функция $\alpha(\mu)$ и соответствующее минимизирующее функционал одно значение α_0 или $\alpha_к$. Искомая функция $\alpha(\mu)$ формы профиля может быть представлена в виде степенного ряда или многочлена:

$$\alpha = \alpha_0 + \alpha_1\mu + \alpha_2\mu^2 + ... + \alpha_n\mu^n,$$

$$\alpha = \alpha_0 + \alpha_1\mu^{c_1} + \alpha_2\mu^{c_2} + ... + \alpha_n\mu^{c_n},$$

где α_0 — начальное значение угла профиля канала, например, на входе или выходе очага пластической деформации; a_1, a_2, ..., a_n — эмпирические коэффициенты; c_1, c_2, ..., c_n — показатели степени. Следует отметить, что условия контактного трения также могут быть непостоянными вдоль длины очага деформации. В этом случае коэффициент трения определяется, например, рядом

$$f = f_0 + b_1\mu + b_2\mu^2 + ... + b_n\mu^n.$$

При решении оптимизационных задач с применением функционалов (6) и (7) и прямых методов вариационного исчисления значительно меньше неизвестных параметров, чем при конечно-разностном вариационном методе [10] и методе конечных элементов (МКЭ), что упрощает численную реализацию задачи и получение глобального решения.

Принятые модели упрочнения проволочной заготовки

С увеличением показателя степени k модели (3) повышается предел текучести $\sigma_т$, что очевидно из самой формулы (3). А при увеличении коэффициента n в модели (4) предел текучести $\sigma_т$ снижается. Это показывают графики для поверхностей $\sigma_т$ при трех значениях коэффициента вытяжки (рис. 1, *а*) и линии уровня предела текучести $\sigma_т$ при коэффициенте вытяжки 1,5 (рис. 1, *б*).

Зависимости предела текучести $\sigma_т$ от коэффициента вытяжки построены также при исходном пределе текучести $\sigma_{т0}$ = 1000 МПа и значениях коэффициента n: 0; 0,10; 1,0 и 1,5. Кривые *2* и *5* получены при n = 0,1 и соответственно при значениях коэффициента m 100 и 500 МПа. Эти кривые показывают интенсивный рост предела текучести при увеличении коэффициента вытяжки от 1 до 1,25. При коэффициенте вытяжки более 1,5 интенсивность упрочнения значительно ниже. Увеличение коэффициента m от 100 до 500 МПа при n = 0,1 привело к существенному росту предела текучести, что показывает расположение кривых 2 и 5 на рис. 1, *в*.

При n = 0 предел текучести не зависит от степени деформации и равен $\sigma_{т0} + m$ (прямая *1* рис. 1, *в*). То есть деформируемый материал проявляет свойства идеального жесткопластического тела Мизеса. Если коэффициент n = 1,0, то имеем линейную зависимость предела текучести $\sigma_т$ от логарифмической вытяжки (кривые *3* и *6*). В этом случае пятикратное увеличение коэффициента m привело к меньшему росту предела текучести, как при n = 0,10. Поэтому кривые *3* и *6* находятся ближе друг к другу, чем кривые *2* и *5*. Линии *4* и *7* при n = 1,5 почти прямые. Сравнение расположения этих линий и аналогичных кривых *2* и *5* при n = 0,1 и кривых *3* и *6* при n = 1,0 дает основание для вывода, что интенсивность прироста предела текучести с увеличением степени деформации от повышения коэффициента упрочнения m снижается при росте второго коэффициента упрочнения — n.

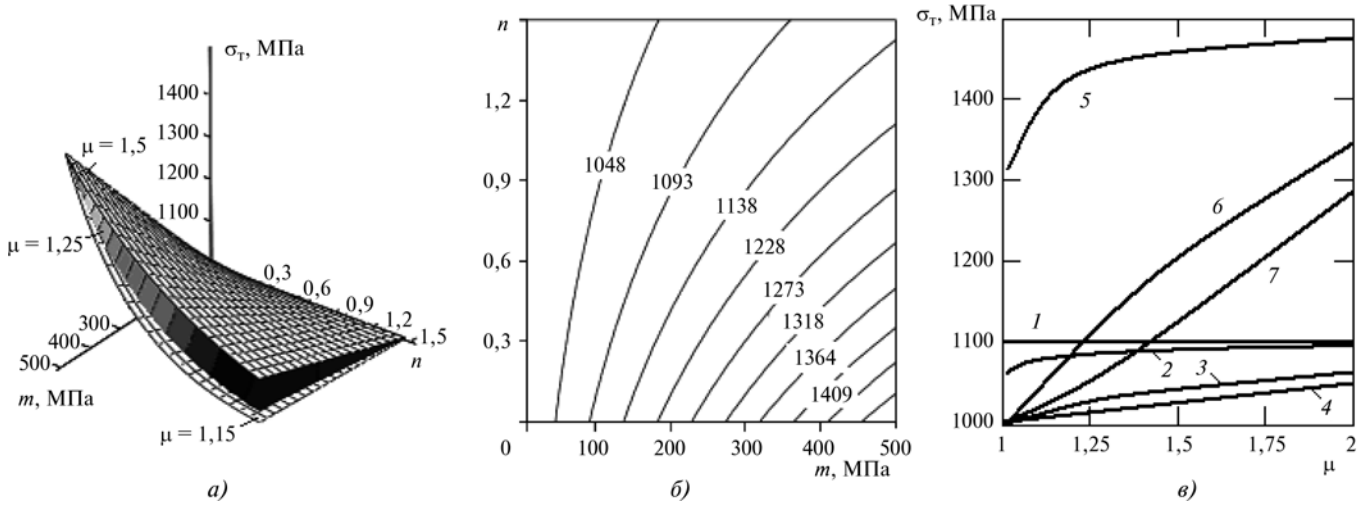


Рис. 1. Графики поверхностей (*а*), линии равного уровня (*б*) предела текучести $\sigma_т$ при μ = 1,5 в зависимости от коэффициентов упрочнения *m* и *n* и от коэффициента вытяжки (*в*) при исходном пределе текучести $\sigma_{т0}$ = 1000 МПа:
1...4 — *m* = 100 МПа; *5...7* — *m* = 500 МПа; *1* — *n* = 0; *2*, *5* — *n* = 0,1; *3*, *6* — *n* = 1,0; *4*, *7* — *n* = 1,5

Результаты расчетов и их анализ

На основе приведенных уравнений был выполнен расчет осевого напряжения при волочении круглого сплошного профиля через волоки с коническим каналом, выпуклой и вогнутой формами канала, у которых угол наклона образующих α изменяется с ростом степени деформации соответственно как

$$\alpha = \alpha_0/(\mu^2 - \mu + 1) \qquad (10)$$

и

$$\alpha = \alpha_0(\mu^2 - \mu + 1). \qquad (11)$$

С ростом коэффициента вытяжки угол α уменьшается согласно равенству (10), и образуется выпуклый профиль. Если коэффициент вытяжки равен 1,5, то на выходе рабочего канала угол α в 1,75 раза меньше, чем на входе. При том же значении коэффициента вытяжки угол α в конце очага деформации в 1,75 раза больше, чем на его входе при вогнутой форме канала (11).

Расчет осевого напряжения выполнен при исходном пределе текучести $\sigma_{т0}$=1000 МПа для обеих моделей упрочнения (3) и (4) и коэффициенте трения 0,15. Значения коэффициента упрочнения *k* модели упрочнения (3) приняты равными 0,30 и 0,75. Коэффициент *m* при кривой упрочнения (4) равен 500 МПа, а коэффициент *n* принимает два значения: 0,1 и 1,0. Напряжение противонатяжения равно 0 и 250 МПа. Через вершины линий уровня осевого напряжения проведены линии *I*, отражающие зависимости оптимального угла волочения от коэффициента вытяжки при разных моделях упрочнения и формах рабочего канала волоки (рис. 2). Левый столбец графиков (*а*, *г*, *ж*, *к*, *н*, *р*) представляет зависимости при коническом канале волоки, центральный столбец графиков (*б*, *д*, *з*, *л*, *о*, *с*) — при выпуклой форме канала (10) и правый столбец графиков (*в*, *е*, *и*, *м*, *п*, *т*) — при вогнутом профиле канала (11).

Вершины линий уровня при вогнутом канале (правый столбец графиков), через которые проходит линия *I*, находятся ближе к оси ординат, т. е. значения оптимального угла α_0 при этой форме профиля меньше. При коническом канале (левый столбец графиков) значения оптимального угла α_0 больше, чем при вогнутом канале и меньше, чем при выпуклой форме канала.

С ростом коэффициента вытяжки значение оптимального угла α_0 повышается при разных формах канала. При интенсивном упрочнении, когда k = 0,75 (*а...в*) при модели упрочнения (3) и n = 0,10 (*г...е*) при модели (4), осевое напряжение больше при модели (4). При модели упрочнения (4) осевое напряжение также больше при менее интенсивном упрочнении, когда k = 0,30 (*н...п*) и n = 1,0 (*р...т*). Значения оптимального угла α_0 существенно не различаются при разных моделях упрочнения, особенно при коэффициенте вытяжки менее 1,3. Это показывает сравнение соответствующих графиков при интенсивном упрочнении, например, *а...в* и *г...е* при отсутствии противонатяжения и графиков *ж...и* и *к...м* при напряжении противонатяжения 250 МПа. Уменьшение коэффициента упрочнения *k* модели (3) от 0,75 (*а...в*) до 0,30 (*н...п*) и увеличение коэффициента *n* от 0,10 (*г...е*) до 1,0 (*р...т*) при отсутствии противонатяжения также не привело к заметному изменению расположения линии *I* для оптимальных значений угла α_0 в начале очага пластической деформации. Однако изменение коэффициента упрочнения *k* от 0,75 до 0,30 и коэффициента *n* от 0,10 до 1,0 вызвало существенное уменьшение напряжения волочения.

Приложение противонатяжения вызвало заметное увеличение напряжения при малых степенях деформации, что показывает сопоставление соответствующих данных графиков *а...в* и *ж...и* для модели упрочнения (3) и графиков *г...е* и *к...м* для модели (4). Противонатяжение вызвало смещение линий *I* для оптимальных значений угла α_0 влево, в сторону уменьшения α_0 при разных формах канала.

Криволинейные формы профиля рабочего канала заданы следующими функциями:

1) $\alpha = \alpha_0/(\mu^2 + \mu - 1)$;

2) $\alpha = \alpha_0(\mu^2 + \mu - 1)$;

3) $\alpha = \alpha_0/(\mu^2 - \mu + 1)$;

4) $\alpha = \alpha_0(\mu^2 - \mu + 1)$;

5) $\alpha = \alpha_0/(4\mu^3 - 4\mu^2 + \mu)$;

6) $\alpha = \alpha_0(4\mu^3 - 4\mu^2 + \mu)$.

Выпуклые формы рабочего канала определяют функции профиля с нечетными номерами. Формулы с четными номерами задают вогнутую форму канала, когда угол α увеличивается с повышением степени деформации. Для конической и шести криволинейных форм профиля при коэффициенте вытяжки 1,30 и оптимальных значениях угла α_0 определены линии рабочего профиля волоки для проволочной заготовки с исходным радиусом 1 мм (рис. 3). Значения оптимального угла α_0 в начале очага пластической деформации приведены в таблице.

Оптимальные формы профиля определены при отсутствии противонатяжения и напряжении противонатяжения 500 МПа, коэффициенте трения 0,05 и 0,15.

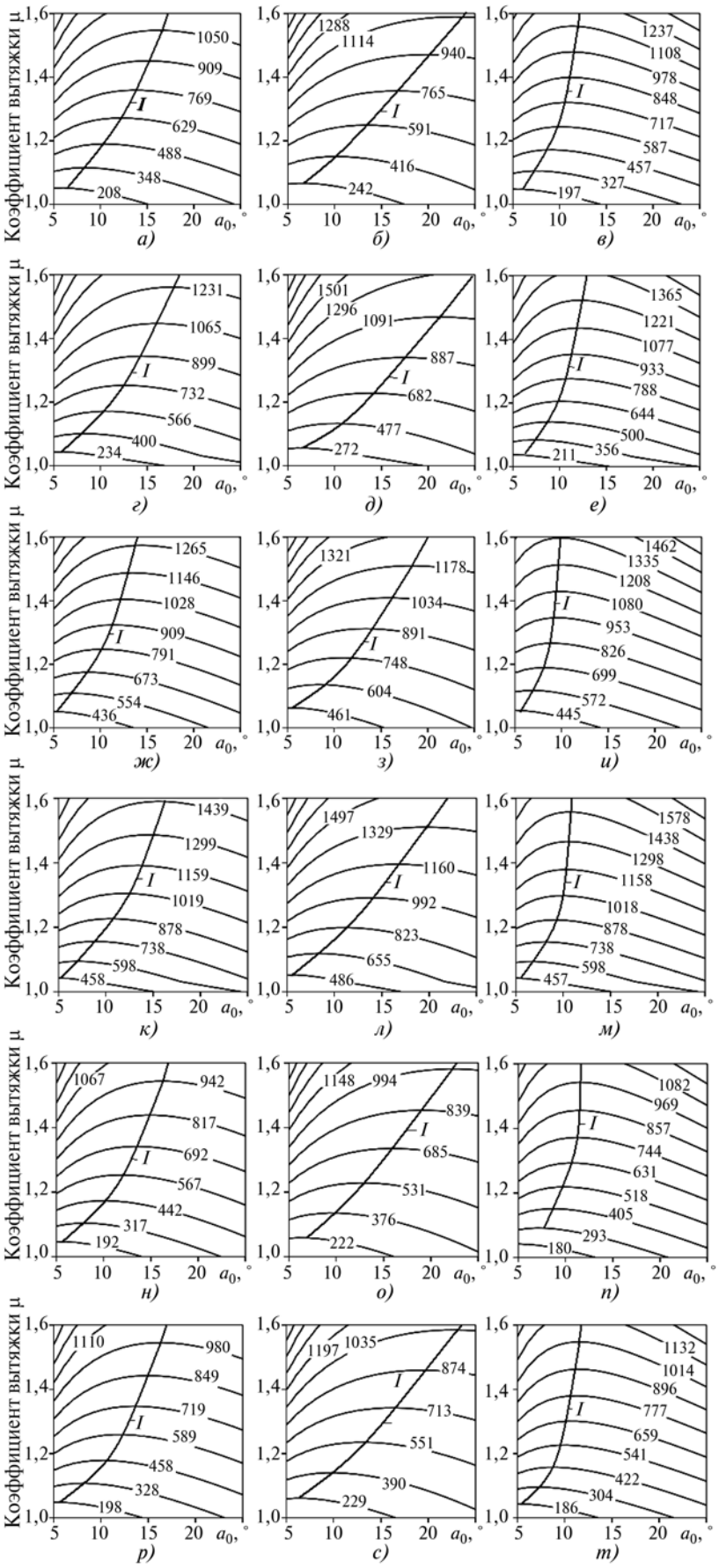


Рис. 2. Линии равного уровня осевого напряжения (МПа) в зависимости от угла α_0 и коэффициента вытяжки при коэффициенте трения 0,15 и отсутствии противонатяжения (*а...е*, *н...т*) и напряжении противонатяжения 250 МПа (*ж...м*):

а, *г*, *ж*, *к*, *н*, *р* — конический канал (левый столбец графиков); *б*, *д*, *з*, *л*, *о*, *с* — выпуклая форма канала (10); *в*, *е*, *и*, *м*, *п*, *т* — вогнутая форма канала (11); *а...в*, *ж...и*, *н...п* — модель упрочнения (3); *г...е*, *к...м*, *р...т* — модель (4); *а...в*, *ж...и* — k = 0,75; *н...п* — k = 0,30; *г...е*, *к...м* — n = 0,10; *р...т* — n = 1,0; *I* — линия оптимальных значений угла α_0 в зависимости от коэффициента вытяжки

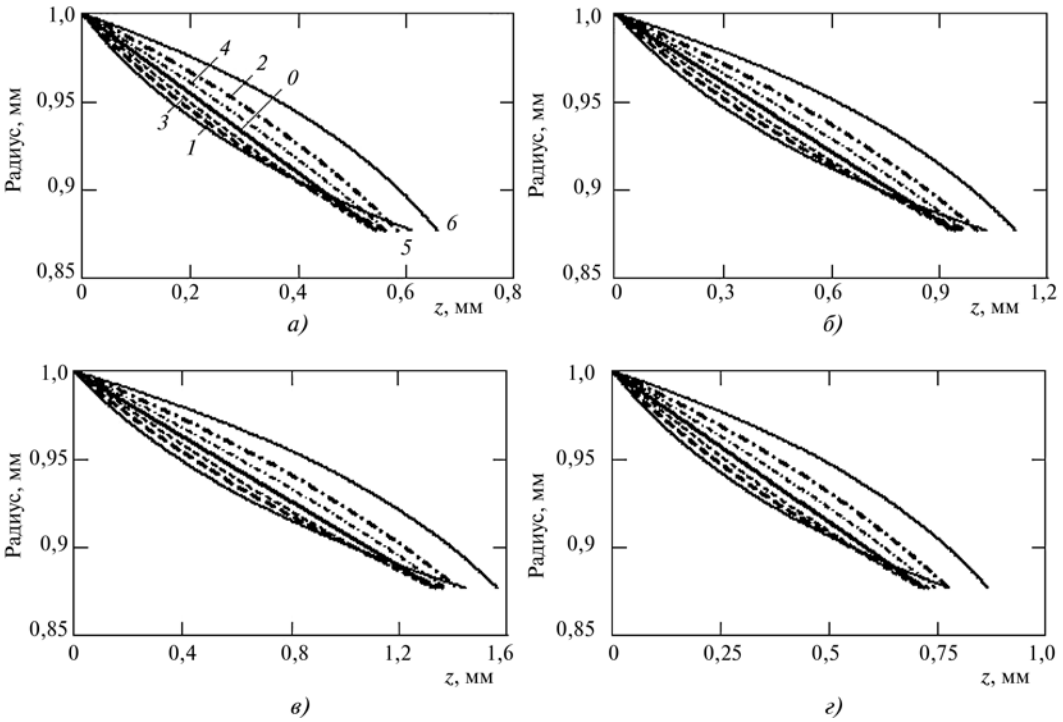


Рис. 3. Ордината (радиус) точки на линии профиля канала в зависимости от ее удаления *z* от входа очага пластической деформации при оптимальном значении угла α_0 и коэффициенте вытяжки 1,30 (относительная степень деформации δ = 23,1 %):
а — *f* = 0,15; *б...г* — *f* = 0,05; *а*, *б* — нет противонатяжения; *в*, *г* — σ_q = 500 МПа; *а...в* — модель упрочнения (3); *г* — модель упрочнения (4); *0* (сплошная утолщенная линия) — конический канал; *1* (штриховая утолщенная линия) — $\alpha_0/(\mu^2 + \mu - 1)$; *2* (штрих-пунктирная утолщенная) — $\alpha_0(\mu^2 + \mu - 1)$; *3* (штриховая тонкая) — $\alpha_0/(\mu^2 - \mu + 1)$; *4* (штрих-пунктирная тонкая) — $\alpha_0(\mu^2 - \mu + 1)$; *5* (сплошная тонкая) — $\alpha_0/(4\mu^3 - 4\mu^2 + \mu)$; *6* (сплошная тонкая) — $\alpha_0(4\mu^3 - 4\mu^2 + \mu)$

Значения оптимального угла α_0 (град.) в начале очага пластической деформации для семи форм рабочего канала волоки при коэффициенте вытяжки μ = 1,3 и разных значениях коэффициента трения *f* и напряжения противонатяжения σ_q

№ пп.	Исходные параметры	Форма канала						
		0	1	2	3	4	5	6
1	f = 0,15; σ_q = 0; k = 0,75	12,7	17,9	8,5	15,0	10,6	22,1	6,1
2	f = 0,05; σ_q = 0; k = 0,75	7,4	10,5	5,0	8,8	6,2	13,2	3,6
3	f = 0,05; σ_q = 500; k = 0,75	5,3	7,5	3,5	6,2	4,4	9,4	2,6
4	f = 0,05; σ_q = 500; m = 500 МПа; n = 0,10	5,6	8,1	3,8	6,7	4,7	10,9	2,7

Примечания: В столбце с цифрой «0» даны значения оптимального угла α_0 при коническом канале волоки.

Номера формы канала совпадают с номерами кривых на рис. 3.

На рис. 3 по оси ординат отложена величина радиуса *r* точки на линии профиля канала, а вдоль оси абсцисс — минимальное расстояние *z* этой точки от плоскости, перпендикулярной к оси волочения и проведенной в начале очага пластической деформации. Кривые профиля на рис. 3, *а...в* получены при коэффициенте упрочнения *k* = 0,75 модели упрочнения (*3*), а кривые рис. 3, *г* — при *m* = 500 МПа и *n* = 0,10 модели (*4*). Если по оси ординат и абсцисс были бы отложены действительные координаты радиуса *r* и расстояния *z*, то кривые рис. 3 представляли бы действительную форму рабочего канала волоки.

С уменьшением коэффициента трения от 0,15 до 0,05 повысилась длина очага деформации для всех оптимальных форм канала, что показывает сравнение данных графиков *а* и *б* на рис. 3 при отсутствии противонатяжения. Длина очага деформации больше при действии противонатяжения (данные рис. 3, *в* в сравнении с аналогичными данными рис. 3, *б*). При коэффициенте трения 0,05 и действии противонатяжения длина очага деформации меньше при модели (*4*), чем при модели (*3*). Это видно из сопоставления величины координаты *z* для соответствующих кривых на рис. 3, *в* и *г*.

При заданных исходных данных наибольшая длина очага деформации наблюдается при коэффициенте трения 0,05, напряжении противонатяжения 500 МПа и вогнутой форме канала (кривая *6* на рис. 3, *в*). Наи-

меньшая длина очага деформации наблюдается при выпуклой форме канала (кривая *2*) и коническом канале (*О*), когда отсутствует противонатяжение и коэффициент трения 0,15 (*а*). Криволинейные оптимальные формы профиля, заданные функциями *3* и *4* (штриховая *3* и штрих-пунктирная *4* линии на рис. 3), более близки к конической форме канала (сплошная утолщенная линия *О*).

Выводы

При решении основной задачи волочильного производства — поиске оптимальной формы рабочего канала волоки для обеспечения минимальной силы волочения уравнения (1) и (5) представляют целевые функционалы.

Показано существенное влияние формы очага деформации и модели упрочнения на осевое напряжение. Зона оптимальных значений угла α_0 шире при выпуклой форме канала, и она смещена в сторону увеличения α_0. Оптимальные значения угла α_0 при вогнутой форме меньше, чем при выпуклой и конической формах канала. Уменьшение коэффициента трения и увеличение напряжения противонатяжения привело к снижению значения оптимального угла α_0 при разных формах профиля канала. Значение оптимального угла α_0 в меньшей степени зависит от коэффициентов упрочнения (k, m, n), чем от коэффициентов вытяжки и трения. Построены оптимальные формы рабочего канала при разных функциях профиля и моделях упрочнения, значениях коэффициента трения и напряжения противонатяжения. При заданной степени деформации с увеличением напряжения противонатяжения и снижением коэффициента трения возрастает длина очага деформации при оптимальных формах профиля. Зависимость оптимальной формы профиля от модели упрочнения демонстрируется сравнением графиков на рис. 3, *в* и *г*. Целесообразность применения той или иной формы профиля зависит от параметров деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тарнавский А.Л.** Эффективность волочения с противонатяжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.
2. **Перлин И.Л., Ерманок М.З.** Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.
3. **Зыков Ю.С.** Определение максимально допустимых вытяжек при волочении // Сталь. 1998. № 4. С. 54—55.
4. **Осадчий В.Я., Воронцов А.Л.** Формула для расчета напряжения круглых сплошных профилей // Производство проката. 2001. № 6. С. 3—8.
5. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск, ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. 358 с.
6. **Гурьянов Г.Н.** Радиальная сила на волоку в зависимости от способа учета упрочнения металла и основных параметров деформации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 11. С. 7—11.
7. **Гурьянов Г.Н.** Вариационный метод поиска рациональной геометрии рабочего канала волоки для волочения круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 7. С. 35—40.
8. **Гурьянов Г.Н.** Особенности оценки напряжений и деформаций при волочении круглого сплошного профиля // Заводская лаборатория. 2012. Т. 78. № 10. С. 56—60.
9. **Гурьянов Г.Н.** Формализация и результаты решения основной задачи волочильного производства методами вариационного исчисления и оптимального управления // Механика и актуальные проблемы металлургического машиностроения: Междунар. сб. науч. тр. / под ред. О.С. Железкова. Магнитогорск, Магнитогорск. гос. техн. ун-т им. Г.И. Носова, 2014. С. 102—110.
10. **Математическая** модель процесса волочения в режиме гидродинамического трения на основе функционала принципа виртуальных скоростей и напряжений / Колмогоров В.Л., Гурьянов Г.Н., Коломиец Б.А., Щеголев Г.А. М., 1988. Деп. в Ин-те «Черметинформация», справка № 4595. № 7. С. 156.

УДК 621.373.826

А.В. Бровер, Г.И. Бровер, О.В. Шевцова
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: brover@mail.ru

Структурная самоорганизация поверхностных слоев сталей при лазерном микролегировании из порошковых покрытий

Рассмотрены перспективы совместного легирования и импульсного лазерного облучения сталей с использованием порошковых покрытий различного состава. Изучены структурные особенности поверхностных слоев и их отдельные механические свойства. Сделаны выводы об эффективности способов нанесения покрытий.
Ключевые слова: *лазерное облучение металлических материалов, порошковые покрытия, повышение эксплуатационных свойств.*

The prospects of combined use the pulsed laser irradiation of steels using powder coatings of various compositions are considered. The structural features of the surface layers and selected mechanical properties are studied. Conclusions about the effectiveness of coating methods are made.
Keywords: *laser irradiation of metallic materials, powder coatings, improving exploitation properties.*

Введение

Известно, что особую группу покрытий, используемых при лазерном легировании поверхности сталей и сплавов, составляют шликерные порошковые покрытия. Предпосылкой применимости лазерного излучения для реализации химико-термических процессов на поверхности материалов является способность излучения лазера инициировать поверхностные термохимические реакции: термическое разложение органических и неорганических соединений; окисление поверхности; процессы восстановления металлов и др.

Лазерная химико-термическая обработка с использованием порошковых легирующих покрытий является сложным многофакторным процессом, в котором за малый промежуток времени происходят оплавление тонкого поверхностного слоя основного материала, растворение и последующее рассредоточение в образующейся микрованне расплава насыщающих элементов и соединений, содержащихся в покрытии, кристаллизация оплавленного слоя и фазовые превращения в твердом состоянии, развивающиеся в условиях высокоскоростного охлаждения зоны обработки. Описанию возможного механизма распределения насыщающего легирующего элемента или его соединений в объеме оплавленного лазерным излучением слоя покрытия и стальной подложки посвящена данная работа.

Методика проведения исследований

Исследования проводились на углеродистых и легированных сталях различного состава.

Импульсная лазерная поверхностная обработка осуществлялась на технологических установках «Квант-16» и «Квант-18» при изменении плотности мощности излучения в пределах 80...200 МВт/м^2 путем дефокусировки луча (3...6 мм) и варьированием длительностью импульса излучения ($3\cdot10^{-3}$...$6\cdot10^{-3}$ с).

Просмотр микроструктур проводился на поперечных и продольных шлифах на микроскопах МИМ-7 и «Neophot-21». При рентгеноструктурных исследованиях использовался дифрактометр ДРОН-0,5, съемка осуществлялась в фильтрованном FeKα-излучении в режиме непрерывной записи.

Результаты исследования и их обсуждение

В процессе исследований установлено, что одним из основных механизмов распределения насыщающего легирующего элемента или его соединений в объеме оплавленного лазерным излучением слоя покрытия и стальной

подложки являются так называемые эффекты Марангони, проявляющиеся в формировании направленных от центра лазерного пятна вихреобразных потоков расплава. Эти потоки увлекают за собой обогащенные легирующими элементами верхние слои лазерной микрованны и вызывают образование зон с повышенным содержанием легирующих элементов, расположенных в окрестностях центров вихрей. Лазерное излучение имеет следующие перспективные направления использования при воздействии на поверхность стальных изделий [1]:

1. *Лазерное облучение с оплавлением поверхности для модификации ее микрорельефа*. В зоне оплавления формируются высокие градиенты температур, что приводит к высоким градиентам поверхностного натяжения и образованию циркуляционного движения в жидкости. За счет этого происходит искривление поверхности жидкой ванны.

Формирующийся микрорельеф определяет припуск перед лазерной обработкой. Введение различных добавок в состав легирующего покрытия, уменьшающих скорость гидродинамических потоков (например, серы и углерода, хрома, вольфрама и т. д.), приводит к созданию мелких завихрений в зоне оплавления и улучшению микрорельефа облученной поверхности (рис. 1, *б*).

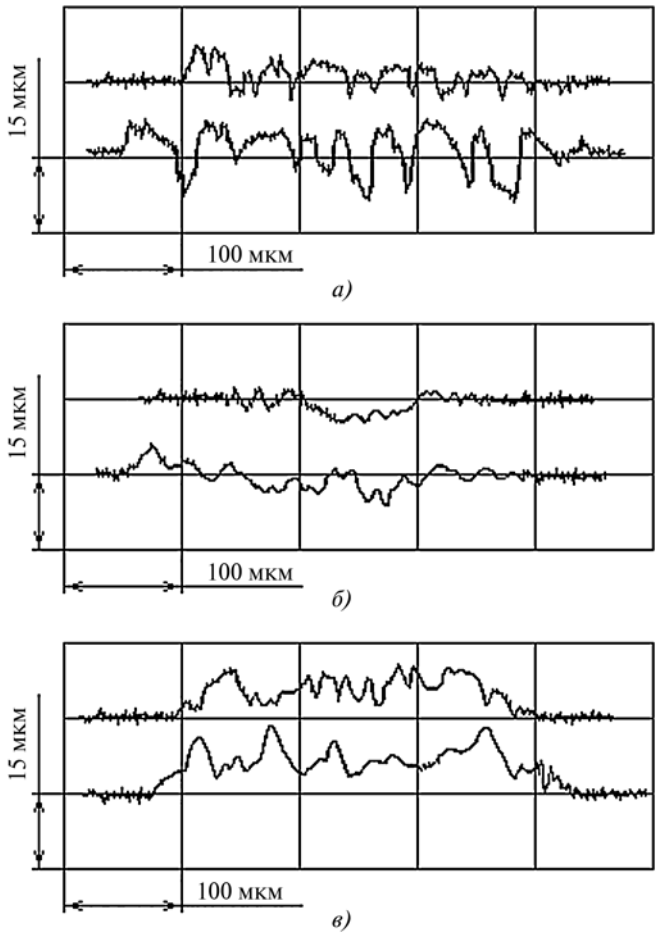


Рис. 1. Профилограммы облученных поверхностей на стали Х12М после:

а — лазерной термообработки; *б* — лазерного легирования порошками, содержащими углерод и хром; *в* — лазерной наплавки карбида вольфрама и никеля

Следует отметить, что покрытия определенного гранулометрического состава (как установлено, диаметр частиц должен приближаться к 30 мкм) позволяют получать оптимальную микрогеометрию облучаемой поверхности для обеспечения максимальной поглощательной способности материала. При нанесении на поверхность слоя покрытия увеличивается общая площадь контактирования излучения с материалом и повышается эффективность использования лазерного излучения. Кроме того, применение покрытий определенной толщины (около 40 мкм) позволяет в определенной мере нивелировать влияние микрогеометрии исходной поверхности на процесс поглощения энергии лазерного излучения.

2. *Лазерное облучение легирующих покрытий в целях наплавки на поверхность твердых износостойких соединений*. На поверхность стальных изделий наносят композиционные покрытия, содержащие порошки твердых тугоплавких карбидов, нитридов, оксидов и порошки легкоплавких веществ, например хрома, никеля, кобальта. При воздействии лазерного излучения определенной мощности порошки хрома, никеля или кобальта плавятся и заполняют промежутки между зернами карбидов, нитридов или оксидов (рис. 1, *в*).

3. *Лазерное легирование поверхностных слоев стальных изделий из карбидных покрытий*. Особенно перспективно для высоколегированных сталей, поскольку в этих сталях диффузионная подвижность углерода уменьшается настолько, что трудно осуществить лазерную закалку при оптимальной степени аустенитизации, т. е. с достаточным насыщением твердых растворов углеродом и легирующими элементами и минимальным растворением карбидной фазы. Наряду с этим при высоком содержании легирующих элементов понижается температура солидуса, уменьшается теплопроводность, что приводит к опасности значительного оплавления и снижению критической плотности мощности излучения. Кроме того, лазерное легирование из внешних источников легирующих элементов (покрытий) позволяет достичь оптимальной степени насыщенности твердых растворов углеродом и легирующими элементами и концентрационной неоднородности при условии сохранения исходного количества карбидов либо синтезирования или вплавления дополнительного количества карбидной или других фаз за счет присутствия на поверхности легирующих покрытий.

Рассмотрим основные положения механизма упрочнения материалов при лазерном облучении и ле-

гировании [2, 3]. Твердость структур лазерной закалки зависит от энергетических режимов обработки и, в частности, от достигаемой при облучении температуры. Лазерная аустенитизация или оплавление поверхности стали сопровождается растворением избыточных карбидов, что способствует дополнительному насыщению матрицы легирующими элементами и углеродом. При последующем охлаждении этот фактор приводит в действие механизм твердорастворного упрочнения.

С другой стороны, ограниченность лазерного воздействия по времени не позволяет завершить гомогенизацию твердых растворов, «замораживая» процесс насыщения на одном из промежуточных этапов. В результате в закаленной структуре сохраняется определенная концентрационная неоднородность, свойственная высокотемпературному состоянию матрицы. За счет этого начинает действовать второй механизм упрочнения, вызываемый повышенным уровнем упругих искажений между элементами структуры с разным химическим составом.

Сверхвысокие скорости нагрева при импульсном лазерном облучении позволяют эффективно работать в более высоком температурном интервале, полнее используя возможности регламентированного растворения второй фазы и формирования заданного характера насыщения матрицы.

Твердость структур лазерной закалки может быть существенно повышена, если при лазерной обработке стремиться не только к реализации мартенситного превращения, но и к дополнительному упрочнению за счет оптимальной концентрационной неоднородности раствора по пространству. Особую перспективность, как уже указывалось, имеет лазерное легирование поверхностных слоев изделий. Механизм упрочнения поверхностных слоев металлических материалов при лазерном легировании является многофакторным и согласно принципу аддитивности включает ряд составляющих [4, 5]:

$$\sigma = \sigma_{упр} + \sigma_{арм} + \sigma_{аморф} + \sigma_{лег} + \sigma_{дисп} + \sigma_{деф} + \sigma_{д} + \sigma_{фаз}, \quad (1)$$

где $\sigma_{упр}$ — твердорастворное упрочнение; $\sigma_{арм}$ — упрочнение армированием вплавленных твердых дисперсных частиц карбидов, нитридов, оксидов из покрытий; $\sigma_{аморф}$ — упрочнение локальной аморфизацией; $\sigma_{лег}$ — упрочнение микролегированием при диссоциации включений исходной структуры или из покрытий; $\sigma_{дисп}$ — дисперсионное упрочнение за счет блокирования перемещения дислокаций твердыми тугоплавкими частицами; $\sigma_{деф}$ — деформационное упрочнение за счет импульса отдачи при испарении жидкости с поверхности; $\sigma_{д}$ — упрочнение дальнодействующими полями напряжений фазовых выделений, комплексов дефектов кристаллического строения; $\sigma_{фаз}$ — упрочнение за счет фазовых превращений.

При проведении экспериментов использовались дисперсные порошки следующего состава: стандартный карбюризатор, твердые сплавы ВК6, ВК10, Т15К6, ферросплавы и др. В процессе исследований установлено, что не весь порошок, нанесенный на поверхность стали, участвует в легировании и что количество «выброшенного» с поверхности порошка зависит от энергии лазерного излучения. Очевидно, что величина выброса изменяется от ≈ 100 % при низкой плотности мощности излучения (т. е. когда не образуется оплавленный легированный слой) до минимального значения (≈ 30...50 %), определяемого теплофизическими характеристиками материалов порошка и подложки, а также параметрами режима лазерного облучения. При дальнейшем повышении энергии лазерного импульса доля порошка, не участвующего в процессе легирования, начинает незначительно возрастать, что может быть связано с увеличением степени его испарения.

В случае осуществления варианта лазерного вплавления тугоплавких соединений в поверхностные слои сталей этот процесс происходит за счет захвата частиц и их турбулентного перемешивания с образовавшимся расплавом. Вокруг вплавленных частиц наблюдаются зоны с повышенным содержанием углерода и легирующих элементов и пониженной травимостью, что особенно заметно после дополнительного низкотемпературного нагрева облученного металла (рис. 2).

С использованием компьютерной программы обработки изображений (КОИ) были определены количественные характеристики поверхностных слоев сталей после лазерного вплавления твердых тугоплавких частиц карбидов титана. Как видно на рис. 3, размеры вплавленных карбидов находятся в пределах 18...140 мкм со значительным преобладанием мелких включений карбидов размером 18...36 мкм. Карбиды распределены по поверхности относительно равномерно. Поскольку площадь

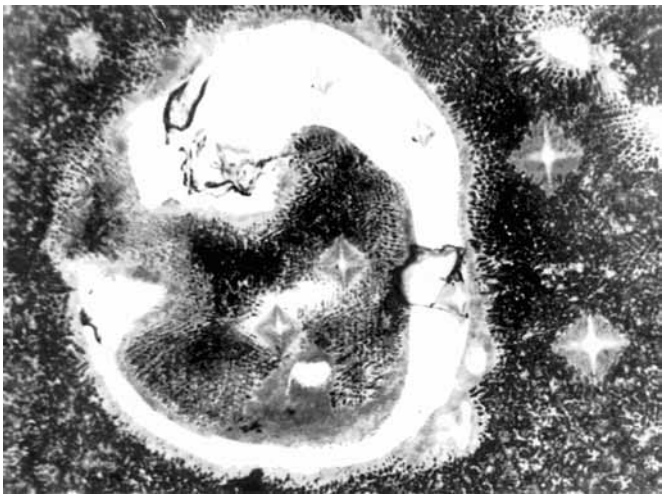


Рис. 2. Вплавление карбидов хрома в поверхностные слои стали У10А при лазерном облучении

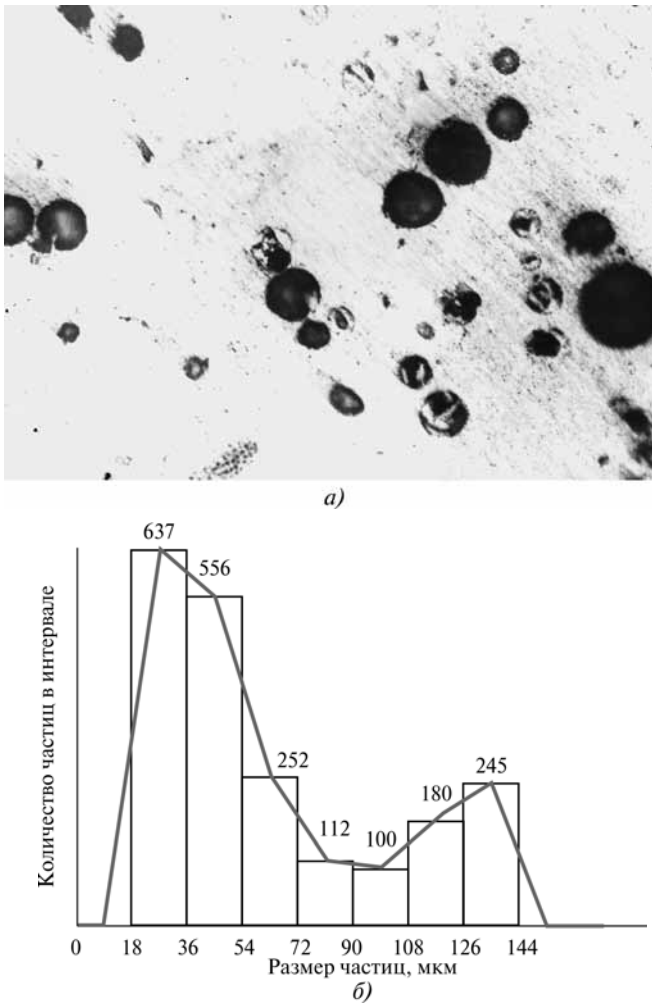


Рис. 3. Строение поверхностного слоя стали Х12М с вплавленными включениями частиц порошка Т15К6 (*а*) и гистограмма распределения частиц по размерам (*б*)

вплавленных карбидов составляет 30 % от общей площади облученной зоны, этот фактор способствует значительному повышению твердости и основных эксплуатационных характеристик поверхностных слоев сталей, в частности теплостойкости и износостойкости.

Анализ распределения твердости по глубине упрочненного слоя (рис. 4) позволил оценить степень достигнутого упрочнения и определить характер распределения структур по сечению. Максимальная степень упрочнения достигается при лазерном легировании поверхностных слоев образцов твердым сплавом (до 12,3...12,8 ГПа) по сравнению со структурами лазерной цементации (11,3...11,8 ГПа) и лазерной закалки (10...10,8 ГПа).

Установлено, что положительным фактором использования легирующих покрытий разного состава является также уменьшение трещинообразования в зонах лазерной обработки за счет роста остаточных сжимающих напряжений в 2...3 раза по сравнению с лазерной термообработкой [6]. Особенно наглядно это

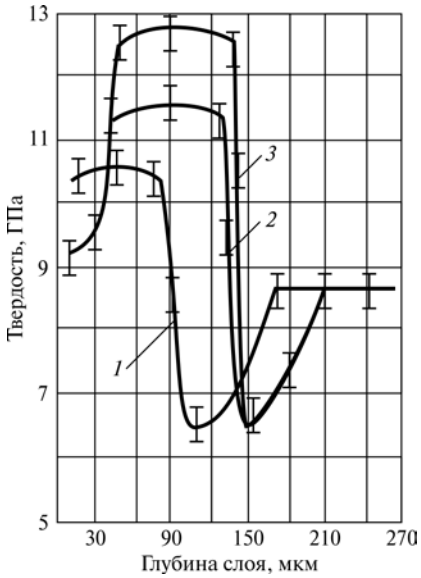


Рис. 4. Распределение твердости по глубине упрочненного слоя образцов стали У8 после лазерной закалки (*1*), лазерной цементации (*2*), лазерного легирования порошком твердого сплава ВК10 (*3*)

проявляется после лазерной цементации и лазерного легирования из покрытий, содержащих ферросплавы молибдена, хрома, ванадия.

При металлографическом и рентгеноструктурном анализе стали Х12М после лазерного легирования из покрытий, содержащих порошки твердого сплава ВК10 или стандартного карбюризатора, на фотографиях и дифрактограммах наблюдаются включения и рефлек-

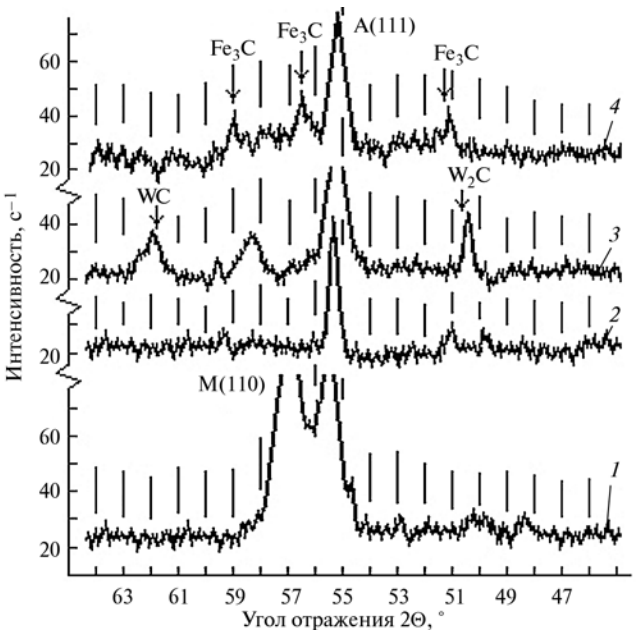


Рис. 5. Фазовый состав стали Х12М после объемной термообработки (*1*), лазерной закалки (*2*), лазерного легирования ВК10 (*3*), лазерной цементации (*4*)

сы WC (рис. 5, кривая *3*) или Fe_3C (рис. 5, кривая *4*), что свидетельствует об эффективном протекании процесса вплавления в поверхностные слои стали твердых частиц WC или выделения из пересыщенных углеродом твердых растворов дисперсных частиц Fe_3C при лазерном воздействии. Причем все рефлексы основных фаз на рентгенограммах уширены, что свидетельствует о высокой плотности дефектов и дисперсности блоков кристаллического строя легированных поверхностных слоев сталей.

Следовательно, высокие скорости нагрева и охлаждения при использовании лазерного импульсного излучения способствуют проявлению эффекта неполной гомогенизации твердых растворов и приводят к «замораживанию» структуры, характеризующейся повышенной неоднородностью строения, высокой плотностью дефектов кристаллического строения и высокими значениями твердости и основных эксплуатационных свойств [7, 8].

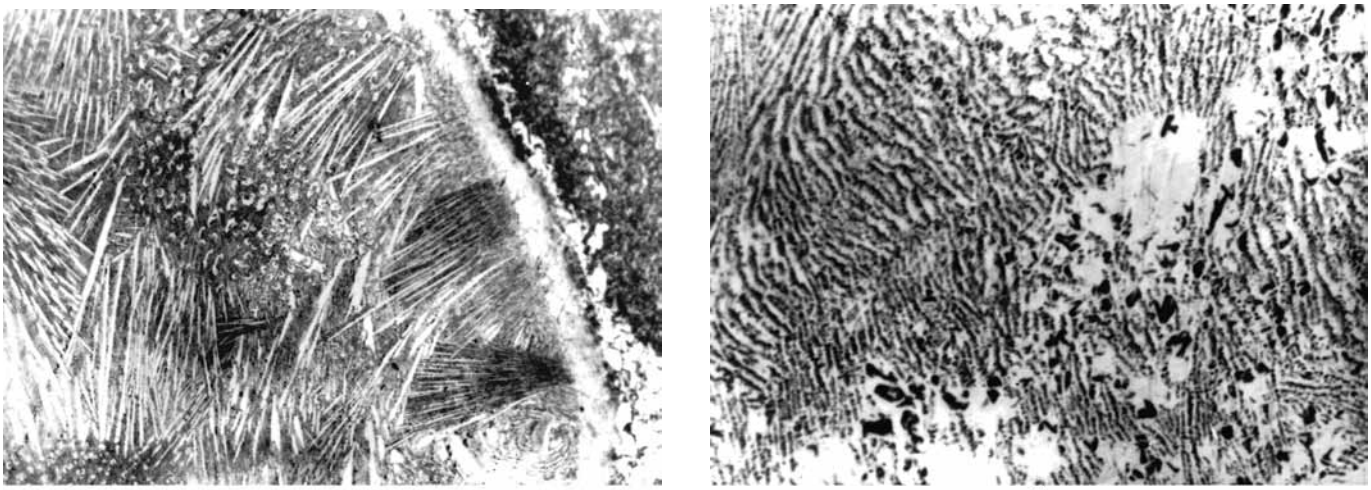
Металлографический анализ образцов из разных сталей, подвергнутых лазерному легированию стандартным карбюризатором и порошком твердого сплава ВК10 или Т15К6, показал, что во всех случаях на поверхности появляется светлая, слабо травящаяся полоска металла глубиной 110...150 мкм, причем после лазерной цементации за счет значительного пересыщения твердых растворов углеродом наблюдается зарождение матричных дисперсных выделений цементитного типа (рис. 6).

Установлено, что лазерное поверхностное легирование приводит к увеличению глубины упрочненного слоя на 30...40 % по сравнению с лазерной закалкой, видимо, за счет высокой поглощательной способности тонкого слоя легирующей обмазки.

При проведении металлофизических исследований замечено, что одной из особенностей структурного состояния лазерно-легированных поверхностных слоев сталей при импульсной закалке из жидкого состояния (с оплавлением поверхности образцов) является присутствие значительного количества остаточного аустенита (40...90 %), обладающего повышенной по сравнению с аустенитом объемной закалки твердостью (8...12 ГПа).

Рентгеноструктурные исследования позволили выявить также такую особенность строения остаточного аустенита, фиксируемого после импульсного лазерного легирования, как его текстурованность, проявляющуюся в аномальном росте интенсивности рефлекса (200)А. Положительным следствием этого эффекта являются пониженные значения коэффициента трения упрочненных поверхностей образцов, что наряду с повышенными значениями других эксплуатационных характеристик сталей приводит к получению износостойких поверхностных слоев, обладающих после объемной термообработки сталей в целом достаточными запасами прочности и вязкости.

Повышение твердости при лазерном легировании можно объяснить, если учесть, что высокие скорости нагрева и особенно охлаждения, присущие лазерному способу закалки, приводят к образованию высокопрочных, метастабильных, пересыщенных углеродом и легирующими элементами твердых растворов, которые зачастую предшествуют образованию химических соединений или интерметаллидных фаз. Дисперсные выделения вторичных фаз препятствуют движению дислокаций в облученном металле и тем самым оказывают прямое влияние на степень упрочнения. Кроме того, незавершенность гомогенизационных процессов из-за быстротечности лазерной обработки способствует созданию в твердых растворах системы микроучастков



а) *б)*

Рис. 6. Строение зоны лазерной цементации на стали Х12М (вид с поверхности):
а — увеличение 100; *б* — увеличение 800

с разной степенью насыщенности углеродом и легирующими элементами и с разной степенью искаженности кристаллических решеток твердых растворов. Эти процессы также приводят к упрочнению облученного металла.

Наблюдаемое множественное, относительно равномерное выделение дисперсных карбидов способствует значительному повышению твердости, а также теплостойкости и износостойкости поверхностных слоев сталей.

Для подтверждения представленного механизма структурного упрочнения поверхностных слоев сталей после лазерного легирования рассмотрим результаты экспериментальных исследований износостойкости стали Р6М5 до и после лазерного легирования из порошковых обмазок в условиях сухого трения по схеме «диск—колодка» на машине трения МИ-1М [9, 10].

Образцы из стали Р6М5 изготовлялись в виде колец диаметром 30 мм и шириной 10 мм и подвергались объемной стандартной термообработке. В качестве контртела использовались образцы — вкладыши из стали ШХ15 в форме колодок (130...180 НВ). Чистота контактирующих поверхностей оценивалась величиной R_a = 0,63 мкм. Испытания проводили при нагрузке 500 Н и линейной скорости скольжения 190 м/мин, при этом средняя площадь контакта составляла 100 мм^2. Износ оценивался по потере массы на аналитических весах с точностью до 0,0001 г.

Часть колец была облучена на установке «Квант-16» с плотностью мощности 100 МВт/м^2. В результате лазерной закалки и легирования углеродом, карбидами вольфрама, титана на поверхности колец образовался слой металла глубиной 80...100 мкм со средней твердостью 10,5...12 ГПа.

Анализ результатов испытаний, представленных на рис. 7, показывает явное преимущество колец, прошедших поверхностную лазерную закалку и лазерное легирование. По сравнению с традиционным объемным термоупрочнением уровень износа этих колец практически минимален. В частности, за период испытаний весовые потери облученных колец в 13 раз ниже, чем для базового варианта.

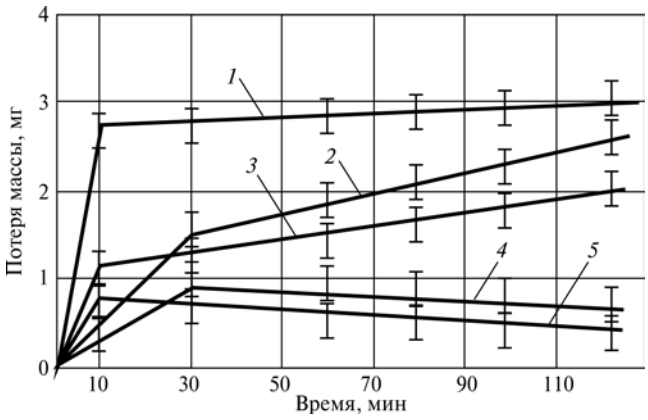


Рис. 7. Повышение износостойкости стали Р6М5 за счет лазерного легирования:

1 — лазерная закалка; *2...4* — лазерное легирование; *5* — лазерная закалка с последующим отпуском 550 °С

Лазерное легирование способствует еще большему уменьшению износа. Просмотр поверхности колец после испытаний показывает, что объемно-упрочненные кольца имеют поврежденную поверхность контакта с участками схватывания и смещения металла. Напротив, кольца, подвергнутые лазерной обработке, имели после испытаний достаточно чистую поверхность.

Показательно влияние лазерной закалки на коэффициент трения стали Р6М5 в зависимости от удельной нагрузки. Проведение лазерной закалки и лазерного легирования существенно снижает коэффициент трения стали Р6М5 по сравнению с традиционным объемным термоупрочнением. Улучшается также его стабильность начиная с нагрузок около 4 МПа. Последнее является важным фактором в обеспечении стационарности процессов в зоне трения [11, 12].

Подтверждением перспективности проведения лазерного легирования для повышения основных эксплуатационных свойств являются результаты испытаний на износостойкость стали У8А после разных вариантов обработки, приведенные в таблице.

Основные характеристики поверхностного слоя на стали У8А после различных способов обработки

Способ обработки	Глубина упрочненного слоя, мкм	Твердость, ГПа	Износ за 120 мин испытаний на трение, мг
Объемная закалка	—	8,5	25
Лазерная импульсная закалка	130	11,0	12,5
Лазерная непрерывная закалка	500...800	9,0	15...17
Лазерная цементация из обмазок	160...180	12,5	11,0
Лазерное легирование из обмазок, содержащих ферросплавы Mo, Cr, V и углерод	160	12,0	8,0

Для оценки работоспособности изделий были проведены также испытания на резание резцов из стали

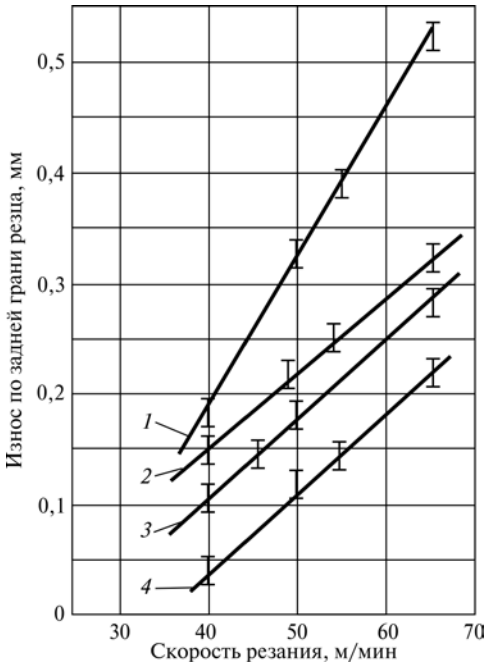


Рис. 8. Износостойкость резцов из стали Р18 после объемной термообработки (*1*), лазерной закалки без оплавления поверхности (*2*), лазерной закалки с оплавлением поверхности (*3*), лазерного легирования порошком ВК10 и нагрева до 550 °С (*4*)

Р18, подвергнутых различным вариантам поверхностной обработки на специальной установке, смонтированной на базе токарно-винторезного станка модели 1К620, имитирующей трение по задней грани режущего инструмента в реальных условиях эксплуатации по схеме «подвижное полупространство (вал, заготовка) — неподвижный индентор (образец, резец)».

Обрабатывалась сталь 45, при этом варьировалась скорость резания; степень износа при одинаковом пути резания оценивалась по величине площадки износа на задней грани резца.

Как видно на рис. 8, при всех скоростях резания лазерное поверхностное упрочнение приводит к уменьшению износа, т. е. к повышению износостойкости резцов. Причем минимальный износ наблюдается в случае лазерного легирования рабочих поверхностей резца твердым сплавом ВК10 с последующим нагревом до 550 °С. Износостойкость при этом повышается в 1,5...2 раза по сравнению с резцами, не подвергнутыми поверхностному упрочнению. Это связано с созданием в поверхностных слоях резцов из стали Р18 гетерогенной структуры, представляющей собой мартенситно-аустенитную матрицу с вплавленными карбидами.

Облученная поверхность характеризовалась незначительной волнистостью, связанной с необходимостью ее оплавления для проведения процесса лазерного легирования. Глубина упрочненного слоя составляла 80...100 мкм, средняя твердость металла поверхностных слоев — 11...11,5 ГПа.

Установлено, что варианты поверхностной лазерной обработки по степени уменьшения интенсивности износа облученных резцов располагаются в следующей последовательности: объемная термообработка; лазерная закалка из твердого состояния; лазерная закалка из твердого состояния и нагрев до 550 °С; лазерная цементация; лазерная цементация и нагрев до 550 °С; лазерное легирование ферросплавами; лазерное легирование ферросплавами и нагрев до 550 °С; лазерное легирование твердым сплавом; лазерное легирование твердым сплавом и нагрев до 550 °С.

Перспективность проведения после лазерной обработки резцов из стали Р18 отпуска при 550 °С связана с наблюдаемым в этом случае эффектом дисперсионного твердения матрицы, что вносит дополнительный вклад в повышение твердости поверхностных слоев и приводит к дальнейшему повышению износостойкости облученных поверхностей металлообрабатывающего инструмента [13].

Выводы

1. Совмещение лазерного нагрева с легированием поверхностных слоев сталей из порошковых покрытий разного состава является эффективным средством повышения основных эксплуатационных свойств упрочняемых изделий.

2. Строение и свойства лазерно-легированных поверхностных слоев на сталях зависят от способа нанесения легирующих покрытий; наибольшей эффективностью, экономичностью и простотой обладает шликерный способ.

3. Состав покрытий необходимо определять исходя из требуемых условиями эксплуатации свойств упрочняемых изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бровер Г.И., Пустовойт В.Н., Бровер А.В., Магомедов М.Г.** Оптимизация геометрических параметров макроструктуры и состава композиционных покрытий, полученных лазерным легированием // Материаловедение. 2001. № 5. С. 22—27.

2. **Бровер Г.И., Пустовойт В.Н., Бровер А.В., Магомедов М.Г., Холодова С.Н.** Лазерное легирование сталей и сплавов из покрытий, полученных разными способами // Перспективные материалы. 2001. № 5. С. 74—80.

3. **Бровер А.В.** Структурные особенности процесса поверхностного упрочнения стали концентрированными потоками энергии // Материаловедение. 2005. № 9. С. 18—23.

4. **Бровер Г.И., Варавка В.Н., Бровер А.В., Дьяченко Л.Д.** Поверхностное легирование сталей и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии // Известия ву-

зов. Северо-Кавказский регион. Технические науки. Спец. вып. «Проблемы машиностроения». 2005. С. 88—93.

5. **Бровер А.В.** Комплекс механизмов упрочнения металлических материалов при импульсной лазерной обработке // Перспективные материалы. 2008. № 1. С. 63—69.

6. **Бровер А.В., Пустовойт В.Н.** О локализованных напряжениях в лазерно-облученной поверхности металлических материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 1. С. 3—7.

7. **Бровер А.В., Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д.** Некоторые особенности структурного состояния сталей в зонах лазерной обработки // Известия вузов. Черная металлургия. 2007. № 6. С. 37—40.

8. **Бровер А.В.** Структурообразование в сталях и сплавах в процессе скоростной лазерной термической обработки. Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2010. 155 с.

9. **Бровер А.В., Пустовойт В.Н., Крейнин С.В.** Влияние режимов лазерной обработки на структуру и свойства инструментальных сталей // Металлообработка. 2008. № 2 (43). С. 28—32.

10. **Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д., Бровер А.В.** Повышение эксплуатационных характеристик химических покрытий на сталях лазерной термообработкой // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 5. С. 11—14.

11. **Бровер А.В.** Лазерное поверхностное упрочнение металлообрабатывающего инструмента // СТИН. 2008. № 1. С. 14—18.

12. **Бровер А.В.** Особенности лазерной упрочняющей обработки деталей машин и инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 6. С. 12—16.

13. **Бровер А.В., Крейнин С.В., Приймак А.В.** Сопротивление разрушению инструментальных сталей, обработанных лазером // СТИН. 2010. № 8. С. 19—21.

УДК 539.422.5

[1,4]В.Е. Овчаренко, [2,4]Ю.Ф. Иванов, [3]А.В. Белый, [4]А.А. Моховиков, [4]А.С. Игнатьев, [1]К.В. Иванов, [2]А.Д. Тересов

([1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск,
[3]Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск,
[4]Национальный исследовательский Томский политехнический университет)
E-mail: ove45@mail.ru

Модификация структуры поверхностного слоя твердого сплава на основе карбида вольфрама при импульсном электронно-пучковом облучении в Ar- и Xe-содержащих плазмах газового разряда*

Выполнен сравнительный анализ микроструктуры и стойкости при резании металла поверхностного слоя вольфрамсодержащего твердого сплава Т40, обработанного высокоэнергетическим импульсным электронным пучком, генерируемым из плазмы аргона и ксенона. Показано, что выбор плазмообразующего газа для генерации электронов из плазмонаполненного катода установки для импульсного электронно-пучкового облучения оказывает существенное влияние на формирование в поверхностном слое твердого сплава структурно-фазового состояния и стойкость поверхностного слоя при резании металла.

Ключевые слова: *твердый сплав, карбид вольфрама, поверхностный слой, импульсное электронно-пучковое облучение, наноразмерные структурно-фазовые состояния, стойкость при резании металла.*

A comparative analysis of the microstructure and durability of hard-alloy plates in steel cutting of tungsten hard alloy T40 treated with high-energy pulsed electron beam generated from the plasma of argon and xenon was conducted. It is shown that the choice of the plasma gas to generate electron from the cathode plasma-filled setting for pulsed electron-beam irradiation has a significant influence on the formation of structural-phase state in the surface layer and the durability of hard-alloy plates in steel cutting.

Keywords: *hard alloy, tungsten carbide, surface layer, pulsed electron-beam irradiation, nanosize phase-structural states, durability in steel cutting.*

Введение

Наноструктурирование поверхностных слоев вольфрамсодержащих твердых сплавов с кобальтовой связкой является перспективным в промышленном

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук РФ на 2013—2014 годы и Проекта фундаментальных исследований НАН Беларуси — СО РАН № 5.

отношении методом повышения физических, прочностных и эксплуатационных свойств твердосплавных металлорежущих пластин. Физическое обоснование данного подхода состоит в создании условий для одновременной реализации в поверхностном слое твердого сплава при его импульсном нагреве трех независимых физико-металлургических процессов — формирования в поверхностном слое наноструктурных состояний при сверхскоростном нагреве до аномально высоких температур с последующим сверхскоростным охлаждением, микролегирования кобальтовой связки в поверхностном слое элементами и образования подсистемы наноразмерных частиц тугоплавких химических соединений в межчастичных прослойках кобальтовой связки в целях стабилизации в поверхностном слое твердого сплава наноструктурированных состояний при повышенных температурах нагрева поверхностного слоя в процессе резания металла. Другими словами, в результате формирования в поверхностном слое твердого сплава многоуровневого в наноразмерной области структурно-фазового состояния реализуется возможность смены доминирующего механизма образования и роста трещин разрушения твердого сплава: последовательное продвижение вершины трещины в мезоскопически неповрежденном материале сменяется образованием в голове трещины ограниченного набора микроразрывов сплошности с последующим их объединением в микротрещины разрушения [1].

На примере безвольфрамового твердого сплава 50 % об. TiC — 50 % об. (Ni—Cr) установлено, что на интенсивность и полноту наноструктурирования металлокерамической структуры поверхностного слоя твердого сплава значительное влияние оказывает выбор плазмообразующего инертного газа при формировании электронного пучка в установке с плазмонаполненным катодом — снижение энергии ионизации и повышение вероятности проявления ударной ионизации с увеличением атомного номера инертного газа создают эффект наноструктурирования карбидной компоненты металлокерамической структуры поверхностного слоя твердого сплава. В результате резко повышаются его физические и стойкостные свойства при резании металла [2].

Целью настоящей работы является проведение сравнительного анализа характера структурно-фазовых состояний, формирующихся в поверхностном слое твердого сплава Т40 при облучении высокоинтенсивным импульсным электронным пучком из Ar-содержащей (энергия ионизации Ar 1519,6 кДж/см^2) и Xe-содержащей (энергия ионизации Xe 1170,0 кДж/см^2) плазмы газового разряда, и влияния характера структурно-фазовых превращений на стойкость по-верхностного слоя твердого сплава при резании металла.

Материал и методика исследования

В качестве исследуемого материала был выбран твердый сплав марки Т40 (75 % WC + 14 % (Ti, Ta, Nb)C) с кобальтовой связкой (11 % Co). Импульсный нагрев поверхностного слоя пластин из твердого сплава осуществляли высокоинтенсивными низкоэнергетическими электронными пучками, обеспечивающими закалку поверхностного слоя из состояния расплава со скоростями охлаждения до 10^8 К/с. Режим облучения: плотность энергии пучка электронов E_S = (40...90) Дж/см^2; длительность импульса воздействия пучка электронов τ = 150 мкс; число импульсов воздействия N = 15; частота следования импульсов f = 0,3 с$^{-1}$. Облучение проводили при остаточном давлении в рабочей камере плазмообразующего инертного газа 0,02 Па. Исследования модифицированного слоя осуществляли методами оптической и сканирующей электронной микроскопии после ионного травления поверхности образцов твердого сплава. Натурные испытания обработанных электронным пучком режущих пластин проводили в условиях токарной обработки стали 40Х до предельно допустимой степени износа режущей кромки 0,2 мм.

Результаты исследования и их обсуждение

Структура поверхности пластины из твердого сплава Т40 в исходном состоянии представлена на рис. 1. Отчетливо видно, что основной компонентой сплава являются частицы карбидной фазы. Частицы имеют ярко выраженную неравноосную форму, их размеры изменяются в пределах от 0,5 до 3 мкм. Облучение твердого сплава в режиме высокоскоростного плавления поверхностного слоя приводит к кардинальным изменениям структуры материала. На макроскопическом уровне структуры облучение независимо от элементного состава плазмы газового разряда, генерирующей электронный пучок, сопровождается формированием

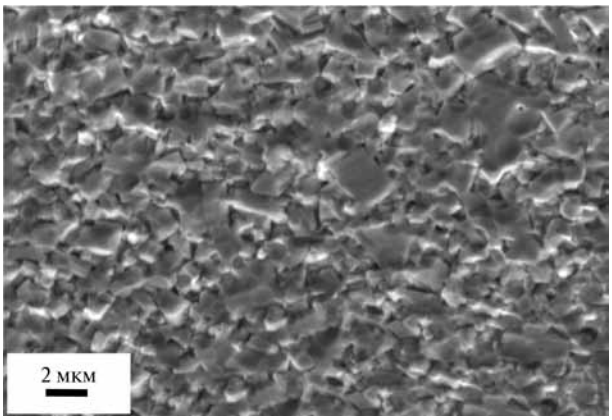


Рис. 1. Структура поверхности металлорежущей пластины из твердого сплава Т40 в исходном состоянии

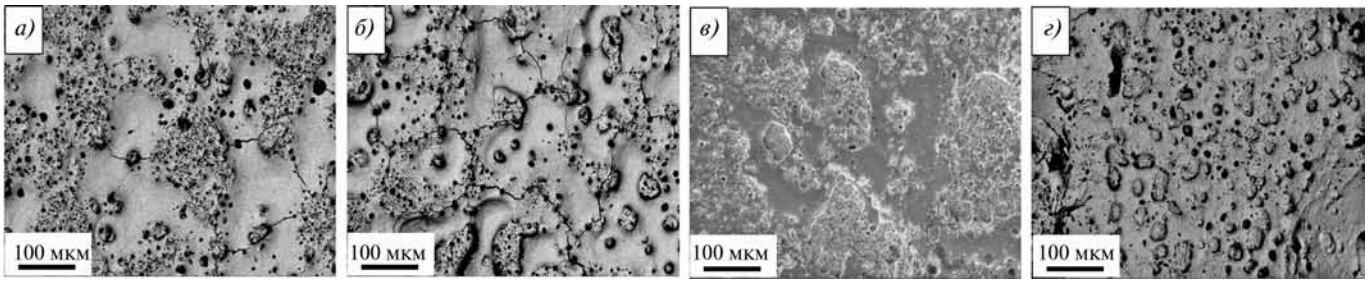


Рис. 2. Структура поверхности твердого сплава Т40 после облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, генерируемым из Xe-содержащей (*а*, *б*) и Ar-содержащей (*в*, *г*) плазмы:
а, *в* — 40 Дж/см^2; *б*, *г* — 70 Дж/см^2; сканирующая электронная микроскопия

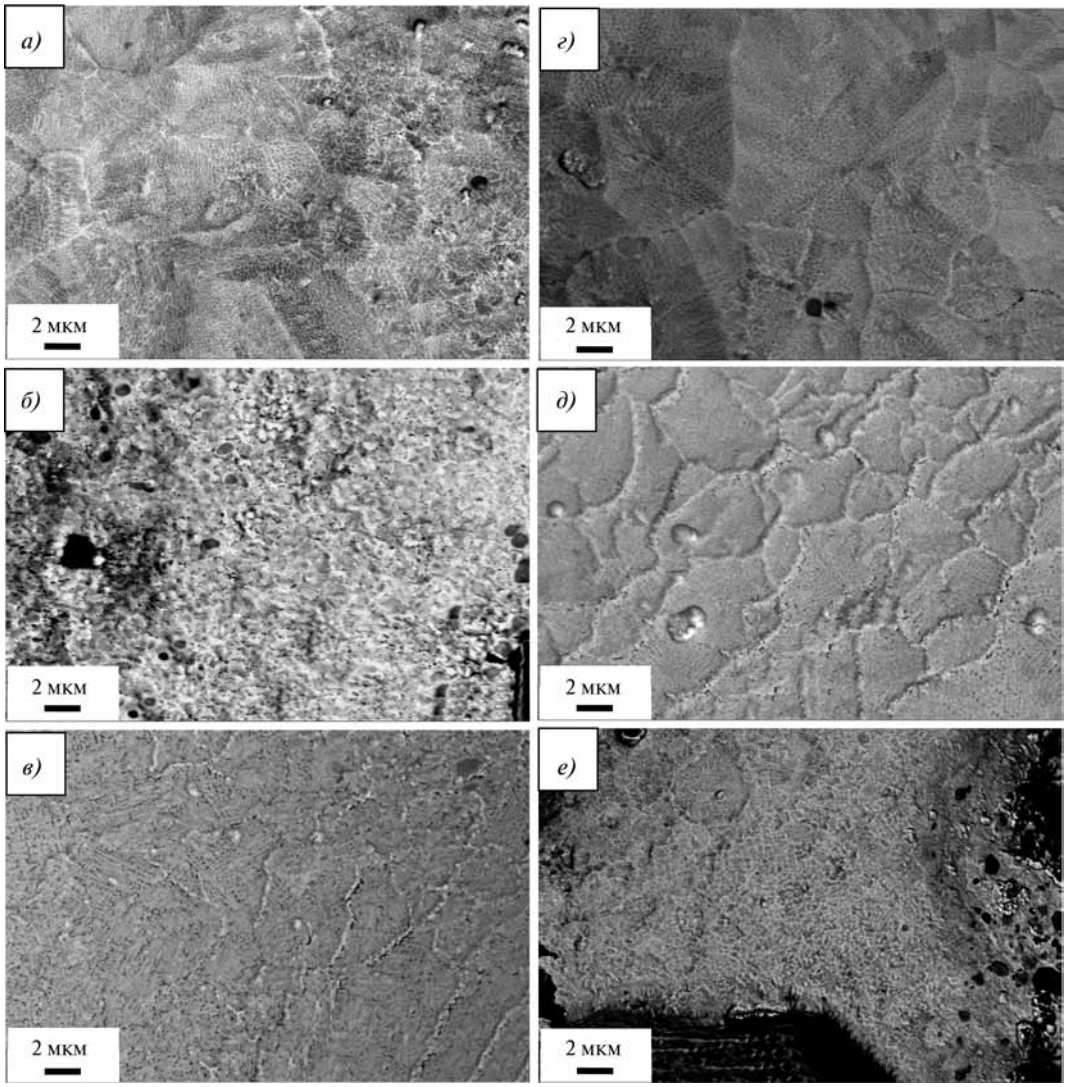


Рис. 3. Зеренная структура твердого сплава Т40, формирующаяся в результате облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов:
а, *г* — 40 Дж/см^2; *б*, *д* — 60 Дж/см^2; *в*, *е* — 70 Дж/см^2; *а...в* — Ar; *г...е* — Xe; сканирующая электронная микроскопия

на поверхности твердого сплава структуры островкового типа, характерное изображение которой приведено на рис. 2.

Островки имеют пористую структуру. Основной причиной появления пор являются высвобождение углерода, имеющее место при разложении карбидной фазы, образование газообразных соединений углерода с кислородом с последующим выходом на поверхность и разрушение поверхностного слоя материала. При количественном анализе структуры на макроуровне выявляется тенденция к уменьшению размеров островков с пористой структурой с увеличением плотности энергии в электронном пучке.

Мезоуровень структуры поверхностного слоя исследуемого материала представлен зеренной структурой, формирующейся в результате кристаллизации расплавленного слоя (рис. 3). Установлено, что формирование подобной зеренной структуры в поверхностном слое твердого сплава происходит независимо от вида плазмообразующего газа. С увеличением плотности энергии в электронном пучке размеры зерен в поверхностном слое уменьшаются. Так, если при E_S = 40 Дж/см^2 размер зерен изменяется в пределах 4...10 мкм, то при E_S = 70 Дж/см^2 интервал изменения размера зерен 2...5 мкм.

Особенностью структуры мезоуровня, обусловленной типом плазмообразующего газа, является степень завершенности процесса растворения частиц исходной карбидной фазы. При использовании в качестве плазмообразующего газа Ar в поверхностном слое твердого сплава выявляются островки с большим количеством частиц первичного карбида (рис. 4, *а*). При использовании в качестве плазмообразующего газа Xe процесс растворения частиц первичного карбида протекает в заметно большей степени, размеры сохранившихся карбидных частиц значительно меньше (рис. 4, *б*). Следует отметить, что при больших плотностях энергии в электронном пучке (60 Дж/см^2 и более) данное различие в состоянии карбидной фазы поверхностного слоя не выявляется.

Микроуровень структуры поверхностного слоя твердого сплава после электронно-пучкового облучения его поверхности представлен ячейками кристаллизации, формирующими субзеренную структуру (рис. 5). Размеры ячеек кристаллизации изменяются в пределах от 150 до 800 нм и существенным образом зависят от плотности энергии пучка электронов. При использовании в качестве плазмообразующего газа Ar средние размеры ячеек кристаллизации увеличиваются от 300 до 750 нм, достигая максимального размера при облучении электронным пучком с плотностью энергии 60 Дж/см^2.

Использование в качестве плазмообразующего газа Xe приводит к формированию более дисперсной структуры ячеистой кристаллизации. Средние размеры ячеек кристаллизации монотонно увеличиваются от 250 до 500 нм при увеличении плотности энергии в электронном пучке от 40 до 70 Дж/см^2.

Наномасштабный уровень структуры поверхностного слоя твердого сплава, обработанного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, представлен частицами второй фазы, расположенными на границах ячеек кристаллизации (рис. 6). Очевидно, что данные частицы сформировались в процессе высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя твердого сплава. Средние размеры частиц изменяются в пределах от 50 до 120 нм (максимальных размеров частицы достигают при плотности энергии пучка электронов 60 Дж/см^2) в твердом сплаве, обработанном электронным пучком, генерируемым из Ar-содержащей плазмы, и составляет 50 нм (независимо от плотности энергии в электронном пучке) при облучении твердого сплава электронным

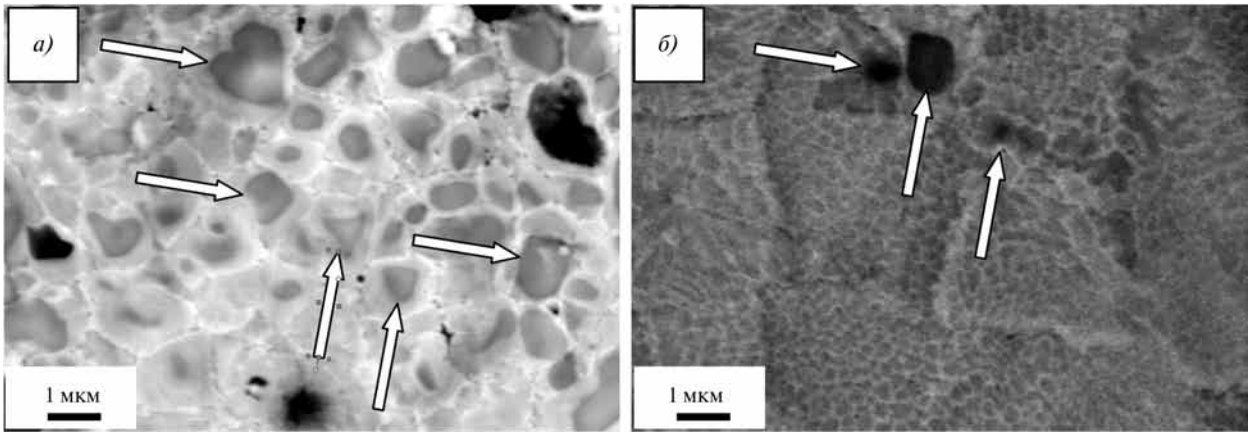


Рис. 4. Структура твердого сплава Т40, формирующаяся в результате облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 40 Дж/см^2:
а — Ar; *б* — Xe; стрелками указаны частицы первичного карбида; сканирующая электронная микроскопия

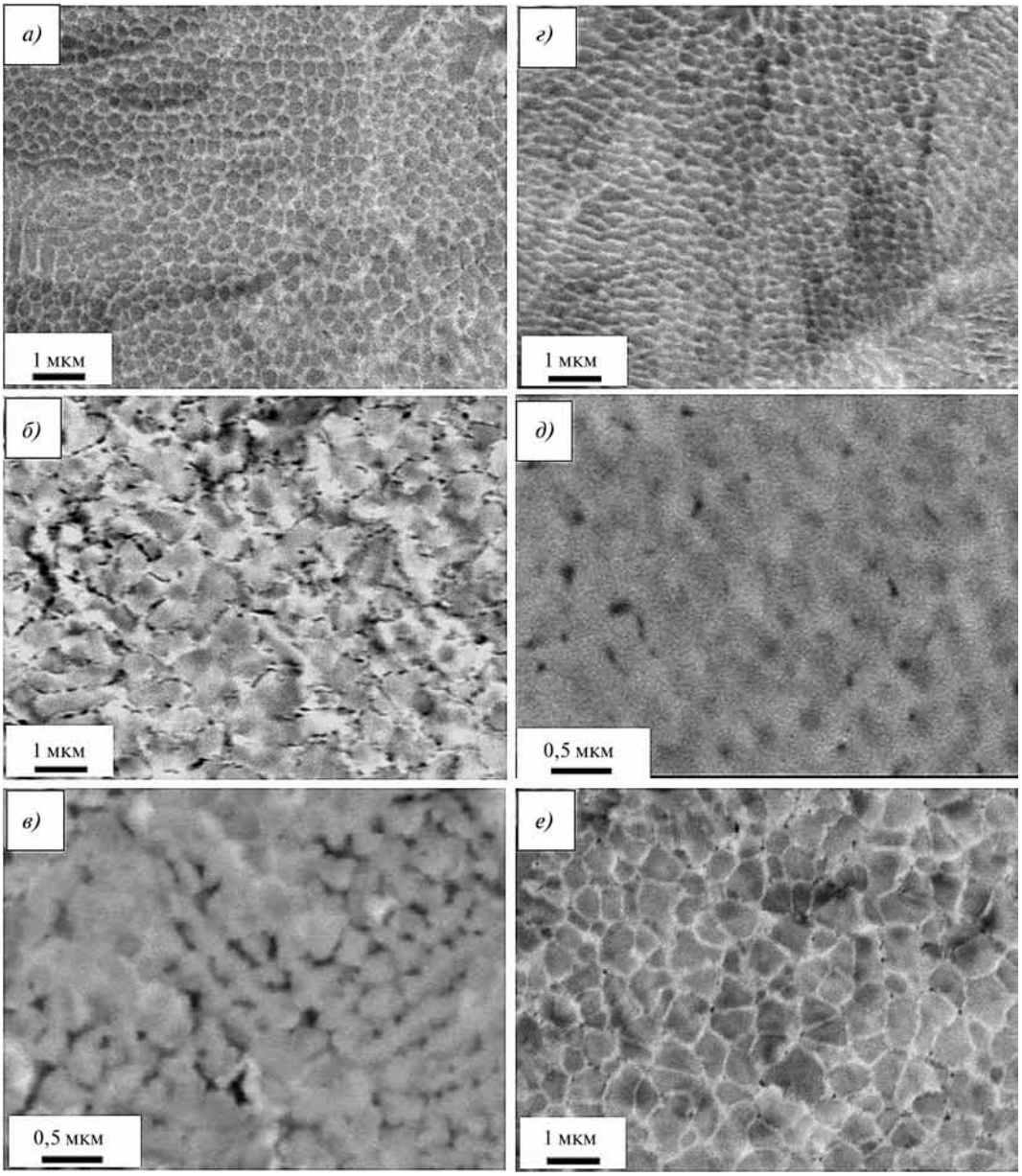


Рис. 5. Ячеистая субструктура, формирующаяся в поверхностном слое твердого сплава, подвергнутого облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 40 Дж/см² (*а*, *г*); 60 Дж/см² (*б*, *д*); 70 Дж/см² (*в*, *е*):
а...в — Ar; *г...е* — Xe

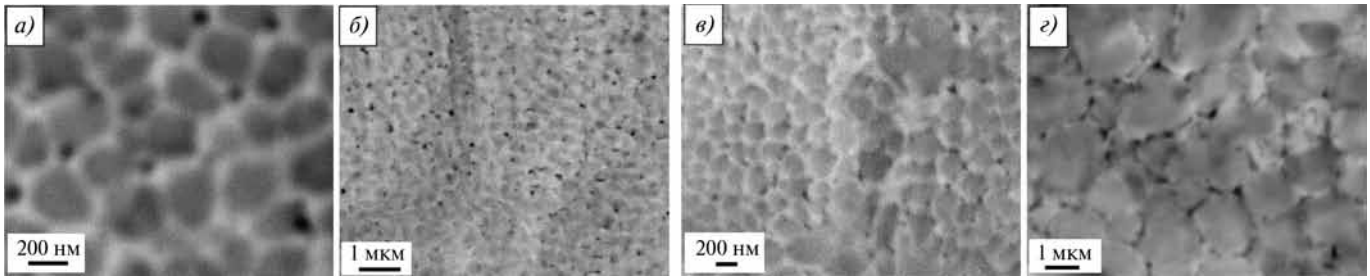


Рис. 6. Структура поверхностного слоя твердого сплава, формирующаяся при облучении высокоинтенсивным импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 40 Дж/см² (*а*, *в*) и 60 Дж/см² (*б*, *г*):
а, *б* — плазмообразующий газ ксенон; *в*, *г* — аргон

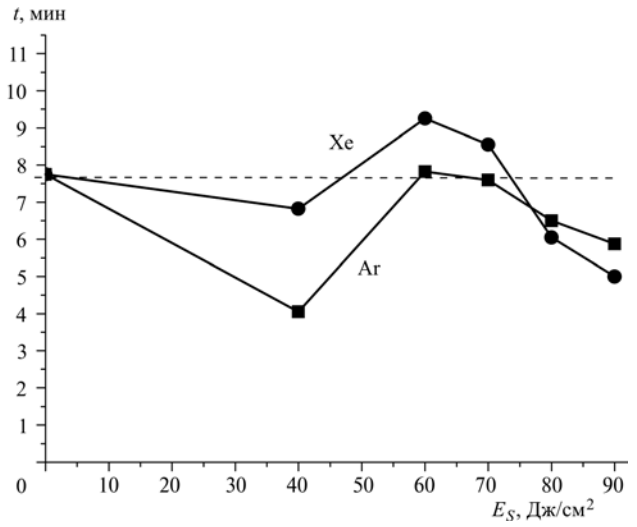


Рис. 7. Зависимость временной стойкости пластин из твердого сплава Т40 при резании стали от плотности энергии в электронном пучке при импульсном облучении из Ar-содержащей и Xe-содержащей плазмы газового разряда

пучком, генерируемым из Xe-содержащей плазмы. Важной характеристикой металлокерамической структуры твердого сплава является среднее расстояние между частицами. При облучении твердого сплава электронным пучком, генерируемым из Ar-содержащей плазмы, среднее расстояние между частицами в поверхностном слое не изменяется при изменении плотности энергии в электронном пучке и составляет 300 нм. При облучении твердого сплава электронным пучком, генерируемым из Xe-содержащей плазмы, среднее расстояние между частицами уменьшается с ~ 1000 нм при плотности энергии в электронном пучке 40 Дж/см^2 до ~ 150 нм при плотности энергии в электронном пучке 60 Дж/см^2.

Очевидно, что выделение наноразмерных частиц карбида по границам ячеек кристаллизации должно приводить к упрочнению металлокерамической структуры поверхностного слоя твердого сплава и, с другой стороны, к повышению термической стабильности наноструктурированного поверхностного слоя и повышению его работоспособности при повышенных температурах.

На рис. 7 представлены зависимости стойкости режущей кромки пластин из твердого сплава Т40 после импульсного электронно-пучкового облучения из Ar-содержащей и Xe-содержащей плазмы газового разряда от плотности энергии в электронном пучке. Можно констатировать, что на фоне неоднозначного влияния импульсного электронно-пучкового облучения на стойкость пластин из твердого сплава Т40 при резании стали выявляется эффект повышения временной стойкости пластин после импульсного облучения электронным пучком из Xe-содержащей плазмы газового разряда при плотности энергии в электронном пучке 60 Дж/см^2. Последнее соответствует, как показано выше, более дисперсному состоянию металлокерамической структуры поверхностного слоя твердого сплава после импульсного облучения электронным пучком из Xe-содержащей плазмы газового разряда при плотности энергии в электронном пучке 60 Дж/см^2.

Заключение

1. Эффективность импульсного электронно-пучкового облучения как метода формирования в поверхностных слоях вольфрамсодержащих твердых сплавов наноструктурированного структурно-фазового состояния зависит от выбора плазмообразующих газов — с понижением энергии ионизации газа повышается эффективность термического воздействия электронного пучка на поверхностный слой твердого сплава, определяющего интенсивность фазовых превращений в поверхностном слое твердых сплавов и формирования наноразмерных структурно-фазовых состояний.

2. При идентичных условиях импульсного электронно-пучкового облучения вольфрамсодержащего твердого сплава использование Xe-содержащей плазмы для формирования электронного пучка оказывает положительное влияние: на 1) ускорение процесса растворения в металлическом связующем поверхностного слоя твердого сплава частиц первичного карбида; 2) диспергирование структуры поверхностного слоя до наноразмерной масштабности компонентов металлокерамической композиции; 3) интенсификацию процессов образования наноразмерных частиц вторых фаз по границам ячеек кристаллизации поверхностного слоя твердого сплава; 4) повышение временной стойкости пластин из твердого сплава при резании металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Псахье С.Г., Овчаренко В.Е., Князева А.Г., Шилько Е.В.** Формирование многомасштабной структуры в поверхностных слоях и стойкость металлокерамического сплава в условиях механических воздействий // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 6. С. 23—34.

2. **Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А.** Закономерности формирования и влияние многомасштабных наноразмерных структур на физические свойства поверхностного слоя твердого сплава // Известия вузов. Физика. 2013. Т. 56. № 7/2. С. 283—291.

УДК 621.762

И.А. Подчерняева *(Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины)*,
А.Д. Верхотуров *(Институт водных и экологических проблем Дальневосточного отделения (ДВО) РАН)*,
Я.А. Востриков *(Дальневосточный государственный университет путей сообщения, г. Хабаровск)*,
Л.А. Коневцов *(Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН)*
E-mail: panovic@imps.kiev.ua

Формирование и свойства композиционных ЭИЛ-покрытий на сталях ШХ15 и Р6М5 с использованием новых керамических материалов

Изучены структура, состав и микротвердость поверхности и поперечного сечения композиционных покрытий на сталях ШХ15 и Р6М5, полученных в условиях высокоэнергетического электроискрового легирования (ЭИЛ) электродными материалами на основе борида циркония и нитридов титана и циркония. Установлен механизм формирования таких покрытий. Показано, что массоперенос легирующих компонентов в металлическую матрицу определяется смачиваемостью тугоплавкой компоненты железом. Установлен эффект упрочнения-разупрочнения стальной подложки в условиях высокоэнергетического ЭИЛ.

Ключевые слова: *электроискровое легирование, композиционные материалы, износостойкие покрытия, механизм формирования покрытий.*

Structure, composition and microhardness of both surface and cross section of composite coatings on ШХ15 and Р6М5 steels have been studied under conditions of highenergy electric-spark deposition (ESD) with electrode materials based on zirconium boride and titanium/zirconium nitride. It was shown that masstransfere of alloying components into the metallic base was determined by wetting of the refractory component with iron. The strengthening/unstrengthening effect of a steel substrate was acsertained under highenergy ESD.

Keywords: *electric-spark alloying, composite materials, wear-resistant coatings, mechanism of coatings formation.*

Введение

Создание новых материалов с покрытиями, полученными методом электроискрового легирования (ЭИЛ), является перспективным современным направлением трибологии в условиях сухого трения. За счет формирования на исполнительной рабочей поверхности вторичной структуры (трибопленки), играющей роль твердой смазки [1], поверхность металлоизделия улучшает свои свойства при эксплуатации в жестких условиях на воздухе при высоких температурах (до 900 °С). При этом предполагают, что доминирующее влияние на износостойкость узла трения определяется трибопленкой (материаловедческий подход) либо усталостной прочностью контактирующих поверхностей (механико-математический подход). В ряде случаев необходим учет этих двух подходов.

Увеличение работоспособности поверхностей металлоизделий, работающих при повышенных нагрузочно-скоростных параметрах и сухом трении, достигается нанесением композиционных износостойких функциональных покрытий, обеспечивающих формирование вторичных структур оптимального состава. Покрытия наносят с использованием методов химического, физического осаждения, ЭИЛ [2, 3] или комбинаций с другими технологиями [4]. Износостойкость улучшают не только оптимизацией состава материала, определяющего состав вторичной структуры, но и микроструктурированием поверхности [1, 5, 6].

В качестве материала износостойких покрытий используют керамику преимущественно на основе тугоплавких соединений Ti—Cr [1], но таким керамическим покрытиям сопутствуют хрупкость и слабая адгезия к основе, что привело исследователей к использованию композитов на основе керамики с металлической связкой и сплавам на металлической основе [7, 8]. Было показано [5], что в системе (WC—Co)—(NiCoCr) композит на основе NiCoCr обладает наибольшей износостойкостью несмотря на его более низкую твердость. Это объясняется формированием в процессе трибоокисления вторичной структуры на основе шпинелей системы Ni—Cr—Co—O, которые обеспечивают низкий коэффициент трения. В связи с разработкой нового поколения установок ЭИЛ, обеспечивающих высокую вариативность энергетических параметров и длительности импульсов, обусловивших появление ЭИЛ-покрытий с повышенной толщиной легированного слоя (ЛС) на металлической основе, модифицированной тугоплавкими компонентами, увеличился массоперенос легирующих тугоплавких компонентов в глубь основы [8, 9]. Для такого рода покрытий принципиально важными являются адгезионное взаимо-

действие металлического сплава основы с тугоплавкой компонентой легирующего электродного материала, интенсивность массопереноса и в конечном счете — свойства ЭИЛ-покрытия всего измененного поверхностного слоя (ИПС).

Цель настоящей работы — изучить механизм формирования и свойства композиционных покрытий на основе ZrB_2 и систем $TiN/ZrN—Cr_3C_2$ в условиях высокоэнергетического ЭИЛ сталей с учетом адгезионного взаимодействия легирующих тугоплавких компонентов.

Методика и материалы

В качестве основы ЭИЛ-покрытий были выбраны широко распространенные сплавы — инструментальная нержавеющая сталь Р6М5 и конструкционная подшипниковая сталь ШХ15.

В качестве материала легирующего электрода использовали композиционную керамику: на основе диборида циркония систем $ZrB_2—ZrSi_2—LaB_6$ (ЦЛАБ2), ЦЛАБ2 с 30 % NiCr-связки (ЦЛАБ2НХ) и $ZrB_2—44MoSi_2$ (ЦБМО); на основе нитрида титана системы $TiN—Cr_3C_2$ с 30 % NiCr—связки (КХНТНХ); нитрида циркония системы $ZrN—Cr_3C_2$ с 30 % NiCr-связки (КХНЦНХ) и без связки (КХНЦ). Данные электродные материалы с пористостью < 3 % разработаны и получены методом горячего прессования в Институте проблем материаловедения НАНУ.

В качестве оборудования для ЭИЛ использовали лабораторную высокоэнергетическую установку с ручным вибратором ПЭЛ-2011 (г. Кишинев, Молдова) в режиме: энергия в импульсе 5...6 Дж, длительность импульса 200...800 мкс, удельное время ЭИЛ 6 мин/см^2. Для дюрометрического анализа поперечного сечения образцов с покрытием использовали оптический микроскоп ПМТ-3 с нагрузкой 0,5 Н. Исследование микроструктуры, микрорентгеноспектральный анализ рабочих поверхностей, локальный химический анализ проводили с использованием растрового электронного микроскопа с системой энергодисперсионного микроанализа РЭМ 106И и прибора Camebax SX-50.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 показана микроструктура поперечного сечения покрытия системы ЦЛАБ2/Р6М5, сформированная в процессе высокоэнергетического ЭИЛ электродным материалом на основе ZrB_2 (ЦЛАБ2).

ИПС формируется в виде металлической матрицы ЛС на стальной основе, модифицированной тугоплавкими компонентами на глубину до 25...70 мкм. Видно, что легирующие тугоплавкие включения размером до 10 мкм распределены в металлической матрице вдоль поверхности неравномерно и создают квазидискретную структуру модифицированного ЛС. Количество их убывает в направлении к основе на глубине до 50 мкм.

На рис. 2, 3 представлены микроструктуры поперечного сечения ЭИЛ-покрытий систем $(TiN—Cr_3C_2)—NiCr$ (КХНТ30) и $(ZrN—Cr_3C_2)—NiCr$

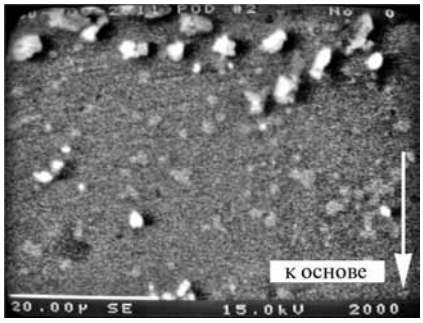
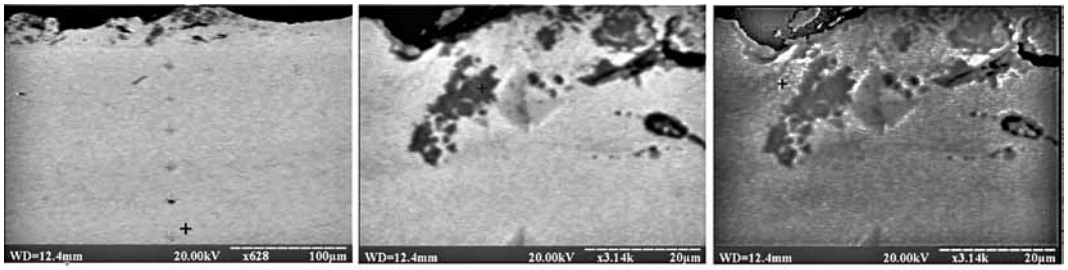


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения покрытия системы ЦЛАБ2/Р6М5

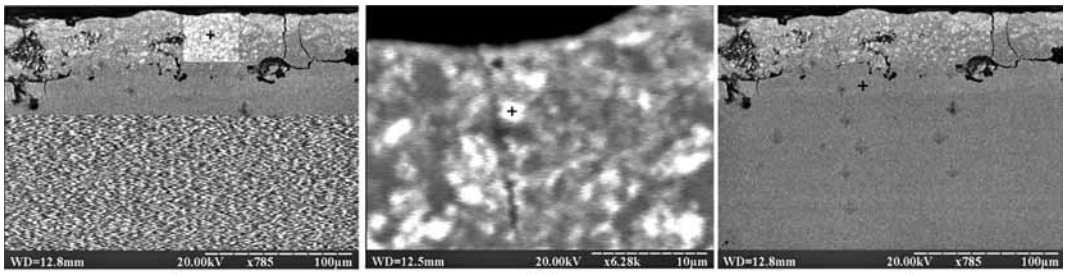


а) *б)* *в)*

Состав

Элемент	N	Si	Ti	Cr	Fe	Ni
а)	–	0,43	–	1,27	98,30	0,02
б)	1,04	–	88,37	5,7	3,52	1,38
в)	–	0,77	2,97	22,93	54,37	18,96

Рис. 2. Микроструктура и результаты локального химического анализа поперечного сечения ЭИЛ-покрытия системы КХНТ30/ШХ15: *а* — общий вид; *б* — твердая фаза; *в* — металлическая связка



а) *б)* *в)*

Состав

Элемент	Si	Cr	Fe	Ni	Zr
а)	1,07	40,87	22,61	0,20	35,25
б)	0,27	9,69	2,54	–	87,5
в)	0,26	1,31	98,26	–	0,17

Рис. 3. Микроструктура и результаты локального химического анализа поперечного сечения ЭИЛ-покрытия системы КХНЦ30/ШХ15: *а* — поверхность протяженного участка; *б* — твердая фаза; *в* — на границе с основой

(КХНЦ30) на стали ШХ15 совместно с результатами локального химического анализа в разных участках покрытий.

С уменьшением объемного содержания ZrB_2 в легирующем электродном материале ЦЛАБ2НХ по сравнению с материалом ЦЛАБ2 толщина модифицированного ЛС покрытия становится вдвое меньше.

В работе [8] показано, что при высокоэнергетическом ЭИЛ стали 45 материалом ТБКНХ20 на основе TiB_2 системы TiB_2—SiC с NiCr-связкой также формируется модифицированный тугоплавкими компонентами ЛС на основе металла подложки. Однако в нашем случае ЛС значительно меньше (почти в 2 раза) насыщается тугоплавкими компонентами на глубину (до 100 мкм).

В процессе высокоэнергетического ЭИЛ совершенно другая структура покрытия формируется материалами КХНТ на основе TiN (см. рис. 2) и КХНЦ на основе ZrN (см. рис. 3). В этих случаях вместо модифицированного ЛС на основе металлического сплава подложки (см. рис. 1) образуются покрытия на основе тугоплавких легирующих компонентов TiN и ZrN с четкой границей раздела покрытия и основы.

Полученные данные свидетельствуют о формировании в обоих случаях матричной структуры ЛС с волнистой поверхностью и четкой межфазной границей покрытие—основа. Обращает внимание (см. рис. 2, *б*), что в твердой фазе содержание хрома (5,7 %) значительно меньше, чем в металлической связке — 22,93 % (рис. 2, *в*). Это является результатом нулевого контактного угла смачивания карбида хрома железом (табл. 1), обусловливающего интенсивный массоперенос карбида хрома в сплав на основе Fe.

Химический анализ протяженного участка покрытия КХНЦ30/ШХ15 показывает (см. рис. 3, *а*), что его основу составляют тугоплавкие элементы: Cr (40,87 %), Zr (35,25 %), Fe (22,61 %), Si (1,07 %) и небольшое количество Ni (0,2 %), а также металлическая связка FeNiCr-сплава. При этом содержание твердых фаз уменьшается в направлении к основе, указывая на градиентную структуру покрытия (см. рис. 3, *б*, *в*).

Таблица 1

Контактные углы смачивания θ железом основных тугоплавких компонентов материала электрода [9]

Тугоплавкий компонент	*T*, °C	Среда	θ, °
Cr_3C_2	1550	Ar	≈ 0
TiB_2	1440	Ar	13...15
ZrB_2	1450	Ar	84...100
TiN	1550	Ar	132
ZrN	1550	Ar	137
AlN	1500	Вакуум	Не смачивает

ЛС формируется в виде структурных составляющих, имеющих округлую или вытянутую форму (см. рис. 2, 3). Округлая форма является результатом оплавления частиц, взаимодействующих с поверхностью, вытянутая — указывает направление теплоотвода. Размер частиц составляет < 10 мкм.

Различие в формировании структуры ИПС при высокоэнергетическом ЭИЛ боридами TiB_2, ZrB_2 и нитридами TiN, ZrN может быть обусловлено уменьшением адгезионного взаимодействия в системе материал стальной основы (железо)—тугоплавкий компонент материала легирующего электрода в ряду TiB_2—ZrB_2—TiN—ZrN. Подтверждением этого является увеличение контактного угла смачивания железом в указанном ряду тугоплавких соединений (см. табл. 1), которое

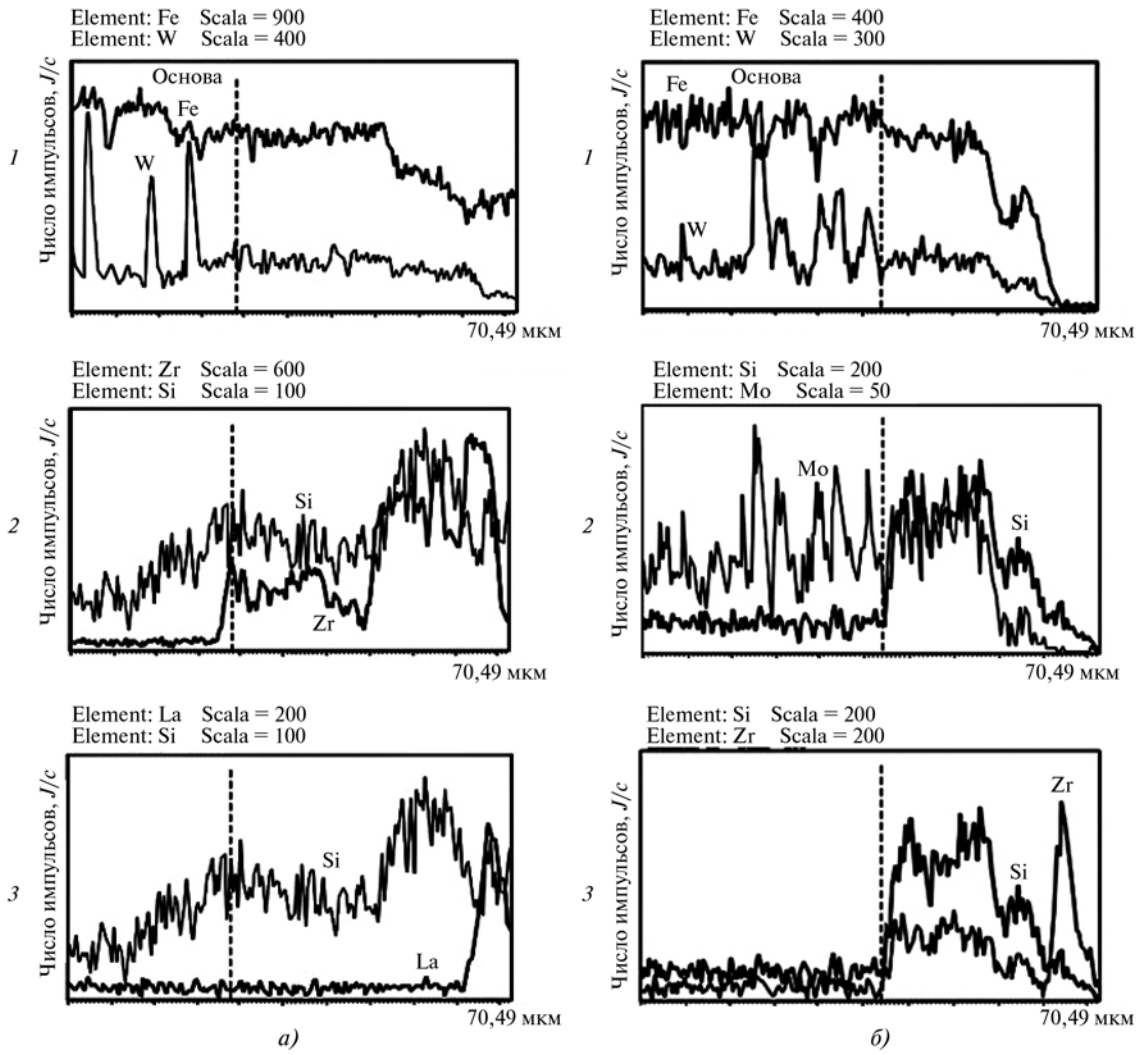


Рис. 4. Распределение элементов по толщине покрытия:
а — системы ЦЛАБ2/Р6М5: *1* — Fe, W; *2* — Si, Zr, *3* — Si, La; *б* — системы ЦБМО/Р6М5: *1* — Fe, W; *2* — Si, Mo; *3* — Si, Zr

объясняет уменьшение интенсивности массопереноса тугоплавкого компонента в металлическую матрицу. Карбид хрома полностью смачивается железом (см. табл. 1), поэтому содержание Cr в тугоплавкой фазе невелико и составляет 5,7 и 9,69 % (см. рис. 2, *б* и 3, *б*), тогда как металлическая фаза обогащена хромом (см. рис. 2, *в*).

Таким образом, дибориды переходных металлов Ti, Zr, Hf и карбид хрома в условиях высокоэнергетического ЭИЛ сталей должны обеспечивать формирование модифицированного ЛС на основе материала подложки, тогда как нитриды титана, циркония и алюминия — структуру покрытия на основе тугоплавкого легирующего компонента.

Распределение легирующих элементов в поперечном сечении инструментальной стали Р6М5 после ЭИЛ электродными материалами на основе ZrB_2 систем ZrB_2—$ZrSi_2$—LaB_6 (ЦЛАБ2) и ZrB_2—$MoSi_2$ (ЦБМО) (рис. 4) подтверждает формирование в обоих случаях матричной структуры покрытия на основе металлического сплава Fe—Ni—Cr. При этом количество легирующих элементов по толщине ЛС (⩽ 60 мкм) убывает в направлении к основе, что указывает на градиентную структуру покрытия. В обоих случаях наружный слой толщиной ~ 10 мкм обогащен цирконием, что может свидетельствовать об обогащении наружного слоя поверхности диборидом циркония. На глубине ЛС более 10 мкм превалируют силициды Zr и Mo, что подтверждается совпадением концентрационных максимумов Zr, Si и Mo (рис. 4, *б-2*, *б-3*).

В табл. 2 показаны значения микротвердости шлифов ЛС ЭИЛ-покрытий, полученных с использованием электродных материалов на основе TiN (КХНТ30), ZrN (КХНЦ, КХНЦ30) и ZrB_2 (ЦБМО). Установлено наличие твердой и мягкой составляющих в покрытиях независимо от их структуры.

Таблица 2

Микротвердость поверхности ЭИЛ-покрытий на стали ШХ15

Состав	$H_\mu \pm 0,6$, ГПа	
	Твердая фаза	Фаза связки
КХНТ30 ($TiN—Cr_3C_2$) + 30NiCr	15,5/14,12	10/8,95
ЦБМО ZrB_2 + 44$MoSi_2$	16,5/15,69	11,7/—
КХНЦ30 ($ZrN—Cr_3C_2$) + + 30NiCr	В глобуле 16,6/16,2	8,65/—
КХНЦ $ZrN—Cr_3C_2$ (1:1)	В глобуле 18,6/20,08	—

При ЭИЛ материалом ЦБМО на глубине ЛС ~ 10 мкм основными элементами поверхности являются цирконий, при ЭИЛ ЦЛАБ2 — цирконий и лантан (см. рис. 4). Это позволяет предположить образование в тонком наружном слое боридов циркония и лантана в качестве основных фазовых составляющих, что вполне согласуется с высокой микротвердостью твердой фазы покрытий ~ 16,5 ГПа (табл. 2, рис. 5), получаемых в процессе высокоэнергетического ЭИЛ композиционными электродными материалами на основе ZrB_2.

Распределение микротвердости H_μ по толщине покрытий на стали Р6М5 (рис. 5, *а*) подтверждает влияние контактного угла смачивания не только на значения микротвердости H_μ, но и на глубину ЭИЛ, которые оказываются наибольшими для покрытия ТБКХН20 на основе TiB_2 (электродный материал разработан А.П. Уманским с сотрудниками [8]), характеризующегося минимальным значением контактного угла смачивания железом θ (см. табл. 1). Высокая микротвердость полученных покрытий позволяет отнести их к классу износостойких и перспективных для режущего инструмента.

В условиях высокоэнергетического ЭИЛ сталей композиционными материалами, основной тугоплавкий компонент которых образует большие контактные углы смачивания железом (θ > 100°), тепловое воздействие плазмы искрового разряда при ЭИЛ на исполнительную рабочую поверхность может приводить к термоупрочнению или разупрочнению основы. Это демонстрируется изменением значений микротвердости H_μ по толщине ИПС на основе нитридов титана и циркония (см. рис. 5, *б*), свидетельствующим о возникновении достаточно широкой упрочненной зоны ИПС (⩽ 130 мкм) на глубине l ⩾ 50 мкм, в которой степень упрочнения достигает 46...53 %. При этом в слое толщиной ⩽ 50 мкм, примыкающем к покрытию, возникает область разупрочнения. Наличие такого эффекта ограничивает возможности использования технологии высокоэнергетического ЭИЛ сталей для нанесения на температурно-зависимые подложки покрытий с низкой смачиваемостью железом (θ > 100°).

Выводы

1. Изучены структура, состав и микротвердость ЛС поверхности и ИПС поперечного сечения композиционных покрытий на сталях ШХ15 и Р6М5, полученных в условиях ЭИЛ с высокими энергией и длительностью импульса электродными материалами на основе борида циркония и нитридов титана и циркония систем $TiN/ZrN—Cr_3C_2$.

2. Показано, что механизм формирования покрытий в условиях высокоэнергетического ЭИЛ определяется массопереносом легирующих компонентов в металлическую матрицу (Fe) в зависимости от смачиваемости тугоплавкой компоненты железом. Высокий контактный угол смачивания в системах TiN/ZrN—Fe (θ ⩾ 130°) способствует формированию матричной структуры покрытий на основе нитридной фазы, а низкий (TiB_2, ZrB_2 железом; θ < 100°) — структуры на основе материала подложки.

3. Установлен эффект упрочнения и разупрочне-

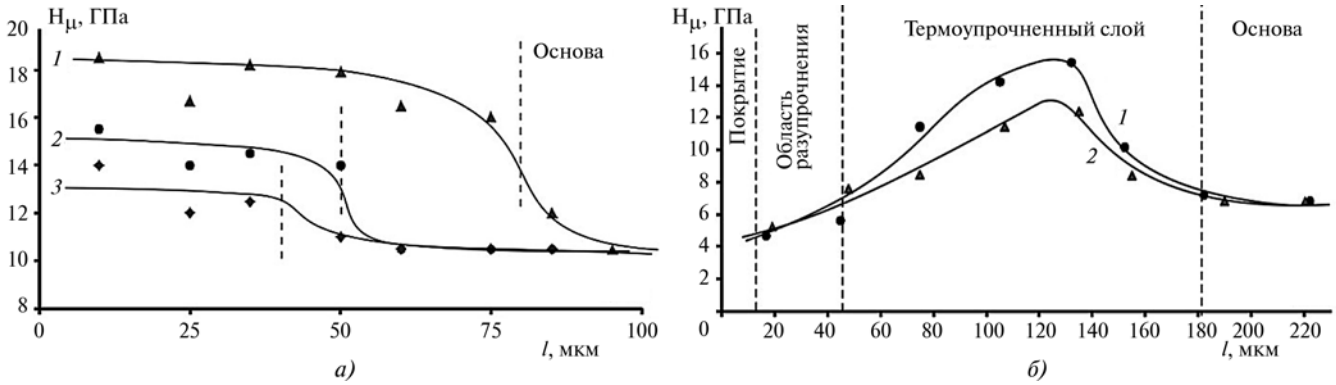


Рис. 5. Изменение микротвердости ИПС по глубине:
а — на стали Р6М5 при ЭИЛ материалами: *1* — ТБКНХ20; *2* — ЦЛАБ2; *3* — ЦЛАБ2НХ; *б* — на стали ШХ15 при ЭИЛ материалами: *1* — КХНЦ30; *2* — КХНТ30

ния стальной подложки в условиях высокоэнергетического ЭИЛ материалами с высоким контактным углом смачивания Fe: на глубине ⩽ 50 мкм имеет место разупрочнение, на глубине ~ 120 мкм степень упрочнения достигает 46...53 %. Благодаря этому эффекту данная технология ЭИЛ может иметь ограниченное применение в отношении температурно-зависимых подложек.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Donnet C., Erdemir A.** Historical developments and new trends in tribological and solid lubricant coatings / Surf. Coat. Technol. 180/181 (2004). P. 76—84.

2. **Soma Raju K., Faisal N.H., Srinivasa Rao D., Joshi S.V., et. al.** Electro-spark coatings for enechanced performance of twist drills / Surf. Coat. Technol. 2008. Vol. 2002. № 9. P. 1636—1644.

3. **Werkhoturov A.D., Gordienko P.S., Podchernyaeva I.A., et.al.** The formation of protective coatings on tungsten-containing hard alloys with metals and borides / Inorganic materials: Applied research. 2011. Vol. 2. № 2. P. 91—96.

4. **Степанова О.В., Подчерняева И.А., Панасюк А.Д. и др.** Влияние комбинации газофазного осаждения с электроискровым легированием на износостойкость твердого сплава ВК8 / Порошковая металлургия. 2006. № 7/8. С. 49—55.

5. **Подчерняева И.А., Панашенко В.М., Панасюк А.Д. и др.** Электроискровое упрочнение титанового сплава ВТ3-1 безвольфрамовой композиционной керамикой / Порошковая металлургия. 2007. № 9/10. С. 36—44.

6. **Ляшенко Б.А., Соловых Е.К., Мирненко В.И. и др.** Оптимизация технологий нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости. Киев, ИПП НАН Украины, 2010. 193 с.

7. **Aristizabal M., Ardila L.C., Veiga F., et. al.** Comparison of the friction and wear behavior of WC—Ni—Co—Cr and WC—Co hardmetals in contact with steel at high temperatures / Wear. 20 March 2012. Vol. 280/281. P. 15—21.

8. **Стороженко М.С., Уманский О.П.** Струкрура та триботехнічні властивості електроіскрових покриттів з композиційних матеріалів (TiB_2—SiC)—(Ni—Cr) // Наукові додатки. 2009. Вип. 25. Ч. 2. С. 250—254.

9. **Пантелеенко Ф.И., Саранцев В.В., Столин А.М., Бажин П.М., Азаренко Е.Л.** Создание композиционных покрытий на основе карбида титана электроискровым легированием // Электронная обработка материалов. 2011. № 47 (4). С. 106—115.

10. **Панасюк А.Д., Фоменко В.С., Глебова Г.Г.** Стойкость неметаллических материалов в расплавах: Справочник. Киев: Наук. думка, 1986. 352 с.

Вниманию авторов и читателей журнала «Упрочняющие технологии и покрытия»

Телефон редакции изменился на 8-499-268-47-19

УДК 620.179:621.791.927.5

[1]С.В. Райков, [1]Е.В. Капралов, [1]Е.С. Ващук, [1]Е.А. Будовских, [1]В.Е. Громов, [2,3]Ю.Ф. Иванов, [1]К.В. Соснин
([1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН,
[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет)
E-mail: yufi55@mail.ru

Фазовый состав и свойства наплавки, сформированной на стали электродуговым методом*

Методами рентгеноструктурного анализа и дифракционной электронной микроскопии материала наплавки на низкоуглеродистой слаболегированной стали Hardox 400 выявлено, что наплавка является многофазным материалом и представлена зернами твердого раствора на основе а-железа, субмикро- и наноразмерными частицами карбидов (Fe_3C), боридов (FeB), карбоборидов ($Fe_{23}(C, B)_6$) и боросилицидов ($(Fe, Si)_3B$) железа. Формирование большого количества (более 40 %) субмикро- и наноразмерных высокопрочных частиц карбидных и боридных фаз является основной причиной кратного повышения твердости и износостойкости системы наплавка/сталь.

Ключевые слова: *наплавка, сталь Hardox 400, порошковая проволока, структура, фазовый состав, износостойкость, микротвердость.*

Using the methods of X-ray structural analysis and electron diffraction microscopy of material it is revealed that surfacing on low carbon low-alloy steel Hardox 400 is a multiphase material and presents grains of solid solution on the basis of a-iron, submicro- and nanosized particles of carbides (Fe_3C), borides (FeB), carboborides ($Fe_{23}(C, B)_6$) and borosilicate ($(Fe, Si)_3B$) iron. The formation of a large number (over 40 %) submicro- and nanosized spheroidal particles of carbide and boride phases is the main reason fold increase in the hardness and wear resistance of the steel/surfacing.

Keywords: *surfacing, steel Hardox 400, powder wire, structure, phase composition, wear resistance, microhardness.*

В процессе эксплуатации машин и механизмов их детали работают в жестких условиях контактирования с различными агрессивными средствами и абразивными веществами, вызывающими интенсивный износ рабочих поверхностей. Для защиты металлов и сплавов от изнашивания, коррозии, высокотемпературного окисления и других внешних воздействий используются плазменные, лазерные, электронно-лучевые и другие методы нанесения покрытий с высоким уровнем требуемых свойств. В современной промышленности для упрочнения поверхностей деталей широко применяется электродуговая наплавка с использованием порошковой проволоки, которая нашла наибольшее использование для получения износостойких поверхностей [1, 2]. Благодаря содержанию в порошковой проволоке добавок легирующих элементов обеспечиваются надежная зашита расплавленного металла от воздействия воздуха и механические свойства покрытий.

Цель работы — анализ фазового состава и свойств износостойких покрытий, наплавленных электродуговым методом на низкоуглеродистую слаболегированную сталь.

Материал и методика проведения исследования

В качестве материала исследования использовали сталь Hardox 400, элементный состав которой приведен в табл. 1. Твердость стали в закаленном состоянии составляет 370 HB. На поверхности стали электродуговым методом формировали толстые (до 5 мм) покрытия. Наплавку осуществляли порошковой проволокой марки EnDOtec DO*30 диаметром 1,6 мм. Элементный состав сварочной проволоки, использованной для формирования покрытия, приведен в табл. 1. Твердость слоев наплавки согласно спецификации проволок составляет 67 HRC. Наплавку проводили в среде защитного газа состава 82 % Ar, 18 % CO_2 при сварочном токе 250...300 А и напряжении на дуге 30...35 В.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания 2708ГЗ Минобрнауки на проведение научно-исследовательских работ и проекта ФНИ СО РАН (проект № II.9.5.2).

Таблица 1

Химический состав материала исследования, % мас. (остальное Fe)

Химический элемент	C	Si	Mn	P	N	B	S	Mo	Ni
Сталь Hardox 400	0,18	0,70	1,60	0,01	0,004	0,025	0,01	0,25	—
Порошковая проволока EnDOtec DO*30	0,5	0,4	1,4	0,02	—	3,7	—	—	0,01

Исследования фазового состава наплавки осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (просвечивающий электронный микроскоп ЭМ-125) и рентгеноструктурного анализа (рентгеновский дифрактометр ДРОН-7). Трибологические испытания проводили при следующих условиях. В качестве контртела использовали шарик диаметром 3 мм из твердого сплава ВК8. Контртело перемещалось по поверхности образца вдоль окружности диаметром 4 мм с линейной скоростью 2 см/с при нормальной нагрузке 5 Н. Полное число оборотов контртела 5000. Микротвердость определяли с использованием прибора HVS-1000A.

Результаты исследования и их обсуждение

Фазовый состав образца анализировали методами дифракции рентгеновских лучей. Рентгенограмма, полученная с поверхности наплавки, приведена на рис. 1. Результаты анализа представленной на рис. 1 рентгенограммы приведены в табл. 2.

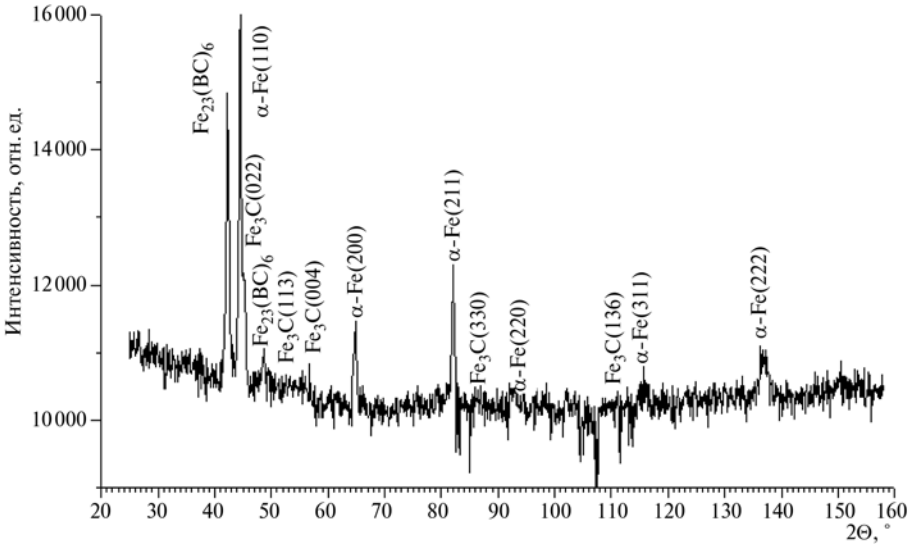


Рис. 1. Участок рентгенограммы наплавки

Анализируя результаты, приведенные в табл. 2, можно отметить, что основной фазой исследуемой наплавки является α-железо, средний размер областей когерентного рассеяния которого $D = 20$ нм. Выявленный параметр кристаллической решетки α-Fe несколько выше, чем у α-Fe, не содержащего примеси ($a = 0{,}2866$ нм) [3]. Последнее означает, что кристаллическая решетка α-фазы наплавки обогащена атомами внедрения (углеродом).

Таблица 2

Результаты анализа фазового состава и структуры наплавки на сталь

α-Fe			$\delta(Fe_3C)$, %	$\delta(Fe_{23}(CB)_6)$, %
a, нм	*D*, нм	δ(α-Fe), %		
0,2880 ± ± 0,0001	20,0	58	10	32

Обозначения: *a* — параметр кристаллической решетки α-Fe; *D* — размер областей когерентного рассеяния α-Fe; δ — объемная доля фазы.

Упрочняющими фазами исследуемой наплавки, выявленными методами рентгенофазового анализа, являются карбид железа состава Fe_3C (цементит), объемная доля которого 10 %, и карбоборид железа состава $Fe_{23}(C, B)_6$, объемная доля которого 32 %. Следует отметить, что данные фазы являются ожидаемыми, так как основным карбидо- и боридообразующим элементом наплавляемого материала является именно железо (см. табл. 1).

Локальный микродифракционный анализ наплавки осуществляли методами дифракции электронов, реализованными в электронном дифракционном микроскопе просвечивающего типа. Анализировали включения вторых фаз, экстрагированные с травленой поверхности наплавки (метод экстрактных угольных реплик) [4].

В результате индицирования микроэлектронограмм, полученных с включений, выявлены рефлексы следующих фаз: $Fe_{23}(C, B)_6$; FeB; Fe_3C; $(Fe, Si)_3B$. Изображения частиц второй фазы с указанием рефлексов, принадлежащих кристаллическим решеткам выявленных фаз, приведены на рис. 2. Размеры экстрагированных частиц изменяются в пределах от 40 до 200 нм. Форма частиц глобулярная или пластинчатая (игольчатая).

Сформированная наплавка обладает сравнительно высокими значениями износостойкости (табл. 3). Видно, что износостойкость материала наплавки примерно в 2 раза выше, а коэффициент трения примерно в 1,2 раза ниже, чем у подложки.

Таблица 3

Результаты трибологических испытаний образцов стали Hardox 400 с наплавкой

Материал исследования	S, мкм^2	<μ>	μ (min)	μ (max)
Исходная сталь	19,5	0,28	0,098	0,321
Наплавка на образец	9,9	0,235	0,099	0,286

Обозначения: S — площадь поперечного сечения канавки износа образца; <μ> — среднее значение коэффициента трения; μ (min) — минимальное значение коэффициента трения; μ (max) — максимальное значение коэффициента трения.

Следует отметить, что в слое наплавки на глубине до 3,5...4,0 мм наблюдаются продольные и поперечные трещины, причиной образования которых являются термические напряжения, возникающие при охлаждении. Они снимают внутренние напряжения первого рода, что может способствовать увеличению износостойкости наплавленных слоев в условиях эксплуатации.

Установлено, что микротвердость покрытия остается неизменной по всей глубине до 4,0 мм. Ее среднее значение составляет 700 HV, что 2,3 раза больше микротвердости подложки.

Выполненные в настоящей работе дифракционные исследования фазового состава материала позволяют заключить, что основной причиной кратного увеличения прочностных и трибологических характеристик наплавки является формирование нано- и субмикроразмерных частиц карбидных, боридных и карбоборидных фаз на основе железа.

Таким образом, выполненные в настоящей работе исследования показывают, что наплавка, сформированная на низкоуглеродистой слаболегированной стали Hardox 400, является многофазным материалом и представлена зернами твердого раствора на основе α-железа, субмикро- и наноразмерными частицами карбидов (Fe_3C), боридов (FeB), карбоборидов ($Fe_{23}(C, B)_6$,) и боросилицидов ($(Fe, Si)_3B$) железа. Формирование большого количества (более 40 %) субмикро- и наноразмерных высокопрочных частиц карбидных и боридных фаз является основной причиной кратного повышения твердости и износостойкости системы наплавка/сталь.

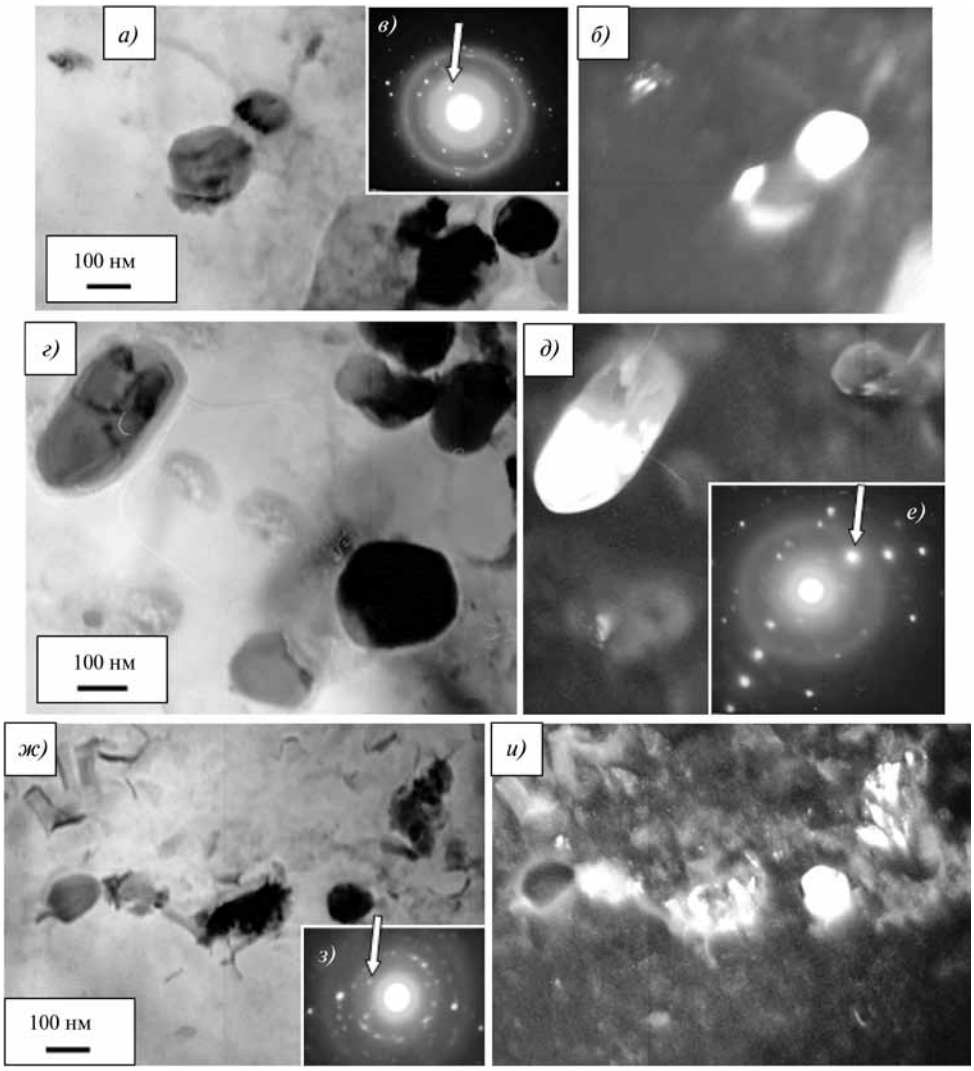


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение частиц упрочняющих фаз, формирующихся в покрытии:

а, *г*, *ж* — светлопольные изображения; *б*, *д*, *и* — темные поля, полученные в рефлексах [331] $Fe_{23}(C, B)_6$, [002]FeB, [121]Fe_3C соответственно; *в*, *е*, *з* — микроэлектронограммы (стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля). Метод экстрактных угольных реплик

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Электрошлаковая** наплавка / Ю.М. Кусков, В.Н. Скороходов, И.А. Рябцев, И.С. Сарычев. М.: Наука и технология, 2001. 180 с.

2. **Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А.** Плазменная наплавка. Киев: Екотехнологія, 2007. 292 с.

3. **Физические** величины: справочник / А.П. Бабичев, Н.С. Бабушкин, А.М. Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.

4. **Брандон Д., Каплан У.** Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. М.: Техносфера, 2004. 384 с.

УДК 621.793.71

[1]Ф.И. Пантелеенко, [1]В.А. Оковитый, [1]О.Г. Девойно, [2]В.М. Асташинский, [1]В.В. Оковитый
([1]Белорусский национальный технический университет, г. Минск,
[2]Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси, г. Минск)
E-mail: vasil_ok@inbox.ru

Разработка композиционного материала на основе многофункциональной керамики для плазменного напыления

Рассмотрена технология получения композиционного керамического материала на основе диоксид титана—оксид алюминия—твердая смазка—оксид хрома, обладающего хорошими технологическими характеристиками, не изменяющего свой химический состав в процессе газотермического напыления и способного формировать плазменные покрытия с высокой износостойкостью в условиях коррозии.
Ключевые слова: *композиционный керамический материал, плазменное напыление, оксидная керамика, износостойкость, коррозионная стойкость.*

The technology of producing a composite ceramic material based on titanium dioxide—aluminum oxide—solid lubricant — chromium oxide having good processing characteristics to maintain stable chemical composition during the thermal spraying and the ability to form a plasma coating with high wear resistance in corrosive conditions.
Keywords: *composite ceramic material, plasma spraying, oxide ceramics, wear resistance, corrosion resistance.*

Введение

Покрытия на основе многофункциональной оксидной керамики с добавками твердых смазок отличаются от покрытий из чистых оксидов лучшей пластичностью и повышенной стойкостью по отношению к ударным нагрузкам, а также обладают меньшей пористостью, равномерностью структуры и изотропностью свойств [1—4]. Твердые смазки находят все более широкое применение в узлах трения современных машин и механизмов. В условиях трения скольжения с высокими удельными нагрузками, в агрессивных средах, глубоком вакууме и в условиях радиации для широкого диапазона температур (от 180 до 400 °С) использование твердых смазок является единственным способом обеспечения надежной работы узлов трения. Проведенный анализ позволяет сделать выводы [5—12] о том, что наиболее эффективным методом увеличения срока службы деталей является плазменное напыление износостойкого керамического покрытия на основе многофункциональной оксидной керамики с включениями твердой смазки. При этом эксплуатационные свойства покрытий в значительной степени будут зависеть от свойств получаемого порошка. Для повышения антифрикционных характеристик керамических износостойких плазменных покрытий в условиях коррозии необходимо введение в состав исходных порошков оксида хрома. Покрытия на основе оксид аллюминия—оксид хрома характеризуются повышенной пластичностью, коррозионной стойкостью и стойкостью по отношению к ударным нагрузкам, а также обладают меньшей пористостью, равномерностью структуры и изотропностью свойств по сравнению с композицией оксид аллюминия—оксида титана. Скорость нагрева частиц оксидных материалов в плазменной струе лимитируется их низкой теплопроводностью. Методы агломерирования и применяемые при этом связующие позволяют получать из мелкодисперсных компонентов шихты (размером 1...3 мкм) агломераты, характеризующиеся большими значениями пористости и удельной поверхности. Это приводит к интенсификации процессов теплообмена между струей и частицами, а также к увеличению скорости частиц.

Цель работы — создание композиционного керамического материала на основе диоксид титана—ок-

сид алюминия—твердая смазка—оксид хрома, обладающего хорошими технологическими характеристиками, не изменяющего свой химический состав в процессе газотермического напыления и способного формировать плазменные покрытия с высокой износостойкостью в условиях коррозии.

Методика проведения исследований

Для изготовления агломерированных композиционных керамических порошков системы оксид алюминия—оксид хрома—плакированная никелем твердая смазка (графит, дисульфид молибдена, фтористый кальций) была разработана технология, включающая несколько стадий. На первой стадии проводится взвешивание (дозировка) компонентов шихты и связующего. На второй стадии изготовляются шихта и связующее вещество. Затем связующее вводится в шихту и осуществляется гранулирование шихты. После операции гранулирования проводятся удаление легкоиспаряемого компонента связующего вещества и спекание — для повышения прочности агломератов. Спеченный материал поступает на размол с последующим просеиванием. Порошок размером 40...63 мкм представляет собой готовый продукт, остальной порошок поступает на повторную обработку. Эта фракция наиболее часто используется для напыления износостойких покрытий, узкий фракционный состав позволяет легко транспортировать порошок в струе к подложке, кроме этого фракция 40...63 мкм позволяет получать плотные и неокисленные покрытия. Полученные после агломерирования порошки характеризуются сложной геометрической формой и развитым поверхностным рельефом частиц. Размеры частиц при свободной насыпке и диспергировании ультразвуком находятся в пределах соответственно: композиция Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni) — 10...220 и 0...63 мкм; композиция Al_2O_3—Cr_2O + 15 % (CaF_2 + Ni) — 10...280 и 0...63 мкм; композиция Al_2O_3—Cr_2O + 15 % (графита + Ni) — 10...250 и 0...63 мкм.

Заметное различие размеров композиционных частиц при свободной насыпке и диспергировании ультразвуком свидетельствует о склонности порошков к образованию комков. Это связано с гигроскопичностью порошков, их сложной формой и рельефом. Склонность к образованию комков снижает «текучесть» порошковых материалов и их технологичность при газотермическом напылении покрытий. Для улучшения технологических параметров порошков была осуществлена их сфероидизация посредством введения частиц порошка в струю плазменного распылителя и распыления в среде аргона.

Результаты исследования и их обсуждение

Были получены порошки оксидной керамики с введением плакированной никелем твердой смазки следующих составов: композиция Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni); композиция Al_2O_3—Cr_2O + 15 % (CaF_2 + Ni); композиция Al_2O_3—Cr_2O + 15 % (графита + Ni).

Смешивание мелкодисперсных компонентов шихты проводили в баночном смесителе модели 022. Затем навески шихты помещали в барабаны ротационного гранулятора марки 03-03-01. Вводили связующее и проводили операцию гранулирования. Гранулирование шихты проводили на оптимальных режимах работы ротационного гранулятора, обеспечивающих наибольший выход мелкодисперсных фракций: количество шихты в барабане — 125 г; скорость вращения барабана — 36 об/мин; угол наклона барабана — 40°.

Для исследования влияния времени гранулирова-

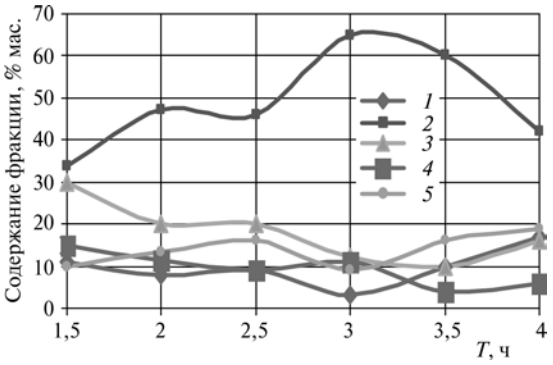


Рис. 1. Влияние времени процесса гранулирования *T* на содержание различных фракций в продуктах обработки:

1 — фракция 0...40 мкм; *2* — фракция 40...63 мкм; *3* — фракция 63...80 мкм; *4* — фракция 80...100 мкм; *5* — фракция более 100 мкм

Рис. 2. Морфология частиц порошка Al_2O_3—Cr_2O + + 15 % (MoS_2 + Ni) после гранулирования (× 200)

ния на кинетику формирования агломератов через 1,5; 2,0; 2,5; 3,0; 3,5; 4,0 ч после начала операции гранулирования отбирались пробы материала, которые после удаления связующего, спекания, дробления и рассева подвергались исследованиям. Режимы удаления связующего, спекания, дробления и рассева во всех опытах поддерживались постоянными. Установлено влияние времени процесса гранулирования на содержание различных фракций в порошке (рис.1).

Для напыления отобрали фракцию 40...63 мкм. Полученные результаты показывают, что наибольший выход фракции порошка размером 40...63 мкм достигается при времени гранулирования 3...3,5 ч. В табл. 1 приведены результаты измерения фракционного состава порошка Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni) после гранулирования по технологии [14] и разработанной технологии [13]. Морфология частиц показана на рис. 2.

Таблица 1

Результаты определения фракционного состава порошка Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni)

Способ гранулирования порошка	Размер частиц порошка, мкм				
	0...40	40...63	63...80	80...100	Более 100
Гранулирование при скорости вращения барабана ротационного гранулятора 24...36 об/мин и угле наклона 40...50° в течение 2...2,5 ч	8	48	20	10	14
Гранулирование при скорости вращения барабана ротационного гранулятора 24...36 об/мин и угле наклона 40...50° в течение 3...3,5 ч	3	65	12	11	9

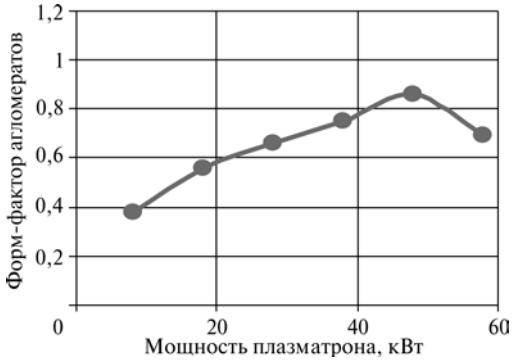


Рис. 3. Зависимость изменения форм-фактора агломератов от мощности плазматрона

Полученные конгломераты помещали в алундовые лодочки ПД-КВПТ, которые устанавливали в сушильном шкафу СНОЛ 3,5/300. Удаление легкоиспаряющегося компонента связующего проводили при температуре 150 °С в течение 1,25 ч. Спекание материала проводили при температуре 1100 °С в течение 4 ч в камерной печи СНОЛ 1,6.2,5.1/II-И2.

Размол материала выполняли на шаровой мельнице МБЛ-1 с использованием в качестве размольных тел стальных шаров диаметром 15 мм при скорости вращения барабана 40 об/мин и соотношении масс порошка и шаров 1:3. Операцию рассева проводили с использованием воздушного классификатора для выделения фракции от 40 до 63 мкм. После рассева порошок фракцией от 40 до 63 мкм вводили в струю плазменного распылителя (плазматрон F4 фирмы «Плазма-Техник», Швейцария) и производили распыление в стальной цилиндр длиной 1 м, заполненный аргоном. Мощность плазменной струи изменяли от 10 до 60 кВт (рис. 3).

Степень сфероидизации определяли по форм-фактору частиц (степень несферичности; значение 1 соответствует сфере) методом оптической металлографии. Максимальная степень сфероидизации соответствует мощности плазменной струи 50 кВт (см. рис. 3). Максимальная степень сфероидизации частиц (форм-фактор равен 0,9) получается при мощности плазменной струи 50 кВт. При мощности плазменной струи менее 50 кВт частицы имеют форм-фактор 0,4...0,8. При повышении мощности плазменной струи свыше 50 кВт значения форм-фактора частиц уменьшаются. На рис. 4 показана морфология частиц Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni) после сфероидизации. Агломераты имеют шарообразную форму, структурно состоят из частиц размером 0,5...3 мкм, обладают пористостью и развитой удельной поверхностью.

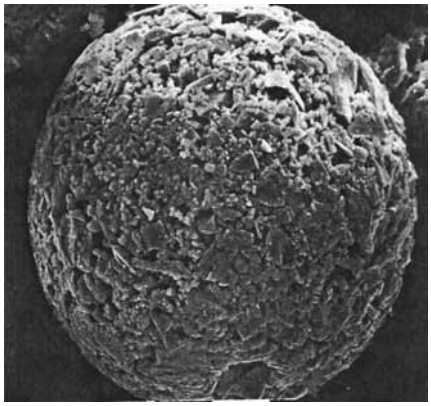


Рис. 4. Морфология частиц Al_2O_3—Cr_2O + 15 % (MoS_2 + Ni) после сфероидизации (× 500)

Таблица 2

Параметры трения и износа покрытий из порошков

Состав порошка и технология его изготовления	Трение со смазкой		Сухое трение	
	Износ, мкм	Коэффициент трения	Износ, мкм	Нагрузка задира, Н (кгс)
Al_2O_3—TiO_2 + + 12 % (MoS_2 + Ni) [14]	6,6	0,09	14,0	57,8 (5,9)
Al_2O_3—Cr_2O_3 + + 15 % (MoS_2 + Ni) [13]	3,9	0,05	7,9	84,3 (8,6)

Примечание. Трение по стали 45 (условия испытания — газ 1 % SO_2 — 76 % O_2 — N_2; соль Na_2SO_4 — 3,6 % $PbSO_4$ — 5 мг·см$^{-2}$, T = 650 °С).

Анализ размеров частиц, формы и рельефа поверхности композиционных порошков осуществляли с применением сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Препарирование порошков для исследований в СЭМ проводилось двумя способами: свободной насыпкой на предметное стекло и диспергированием в ультразвуке с последующим нанесением порошка на предметное стекло. Изучение структуры частиц композиционных порошков осуществляли путем металлофизического анализа шлифов их поперечного сечения. Для этого использовали микроскопы Unimet (Япония) и MeF-3 (Австрия). Строение разработанных порошков создает предпосылки получения из них износостойких покрытий, которые эффективны в условиях коррозии. Для процесса напыления покрытия используется следующее оборудование: установка плазменного напыления фирмы «Плазма-Техник» (Швейцария), укомплектованная плазматроном F4; порошковый питатель TWIN-10; установка дробеструйной обработки. Нанесение покрытия производили на следующих режимах работы оборудования. При напылении подслоя покрытия (порошок ПН85Ю15) толщиной 0,05...0,1 мм: расход водорода 7 л/мин; расход аргона 30 л/мин; ток электрической дуги I = 300...350 А; мощность электрической дуги N = 30 кВт; расход порошка $R_{пор}$ = 4 кг/ч; дистанция напыления 100 мм. При напылении износостойкого слоя из порошка Al_2O_3—TiO_2 + + 12 % (MoS_2 + Ni) (изготовлен по стандартной технологии) и Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni) (изготовлен по разработанной технологии) толщиной 0,3...0,35 мм: расход водорода 8 л/мин; расход аргона 40 л/мин; ток электрической дуги I = 450...500 А; мощность электрической дуги N = 40 кВт; расход порошка $R_{пор}$ = 2,5 кг/ч, дистанция напыления 110 мм. Испытания на трение и износ проводились на специальном стенде по схеме: колодочки с покрытием—азотированная сталь (сталь 45). Триботехнические испытания проводились в условиях трения со смазкой и при отсутствии смазочного материала при нагрузке в паре трения 5 МПа в течение 10 ч, имитирующих условия работы изнашиваемых деталей двигателей внутреннего сгорания. Условия испытания (газ 1 % SO_2 — 76 % O_2—N_2; соль Na_2SO_4 — 3,6 % $PbSO_4$ — 5 мг·см$^{-2}$; T = 650 °С) соответствовали составу продуктов сгорания двигателей автотракторной техники. Параметры трения и износа покрытий из порошков, полученных по приведенной в источнике [14] и разработанной авторами технологий, представлены в табл. 2. Видно, что покрытия, полученные из порошков Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni), изготовленных по разработанной авторами технологии [13], имеют износостойкость в 1,7 раза больше при трении со смазкой и в 1,6 раза — при сухом трении по стали, чем покрытие, полученное из порошка, Al_2O_3—TiO_2 + + 12 % (MoS_2 + Ni), изготовленного по технологии, приведенной в [14]. Таким образом, предложенный способ позволяет повысить износостойкость покрытий в условиях коррозии.

Заключение

Описана технология получения композиционного керамического материала. Получены порошки оксидной керамики методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием следующих составов: композиция Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni); композиция Al_2O_3—Cr_2O + 15 % (CaF_2 + Ni); композиция Al_2O_3—Cr_2O + + 15 % (графита + Ni). Агломераты Al_2O_3—Cr_2O_3 + +15 % (MoS_2 + Ni) имеют шарообразную форму, структурно состоят из частиц размером 0,5...3 мкм, обладают пористостью и развитой удельной поверхностью. Строение разработанных порошков создает предпосылки получения из них износостойких покрытий, которые эффективны в условиях коррозии. На основе проведенных исследований влияния количества твердой смазки, режимов гранулирования и сфероидизации на кинетику формирования композиционного материала на основе многофункциональной оксидной керамики с включениями твердой смазки следующих составов: Al_2O_3—Cr_2O_3 + 15 % (MoS_2 + Ni); композиция Al_2O_3—Cr_2O + 15 % (CaF_2 + Ni); композиция Al_2O_3—Cr_2O + + 15 % (графита + Ni) установлено, что для напыления плотных и неокисленных износостойких покрытий на основе композиционных порошков необходимо получение фракции 40...63 мкм. Данная фракция наиболее часто используется для напыления износостойких покрытий, узкий фракционный состав позволяет легко транспортировать порошок в струе к подложке. Для этого в процессе получения порошка гранулирование надо осуществлять в течение 3...3,5 ч, а после рассева порошок — дополнительно сфероидизировать в потоке аргона плазменным распылителем с мощностью 50 кВт.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кудинов В.В.** Плазменные покрытия. М.: Наука, 1987. 184 с.

2. **Демиденко Л.М.** Высокоогнеупорные композиционные покрытия. М.: Металлургия, 1989. 216 с.

3. **Кулик А.Я., Мнухин А.С.** Газотермическое напыление композиционных порошков. М.: Машиностроение, 1995. 200 с.

4. **Кудинов В.В**. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. М.: Машиностроение, 1981. 192 с.

5. **Хасуй А.** Техника напыления. М.: Машиностроение, 1975. 286 с.

6. **Вяльцев А.М.** Синтез керамических материалов для высокоплотных покрытий // Получение и исследование свойств новых материалов. Киев, ИПМ, 1988. С. 149—153.

7. **Бузовкина Т.Б.** Исследование теплопроводности и физико-химических характеристик высокотемпературных напыленных покрытий на основе окиси алюминия: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Л., 1993. 21 с.

8. **Safai S.** Plasma sprayed coating — their ultramicrostructure. T. Advances in surface coating technology. 1998. №. 1. P 1—14.

9. **Борисов Ю.С.** Применение плазменных покрытий в текстильном машиностроении // Защитные покрытия на металлах. Киев, Наук. думка, 1999. 13. С. 93—95.

10. **Eschnauer H.** Pulverformige keramiscke Werkstofferum Plasmaspritren. Ber. Dtsch. keram. Ges. 1990, 57, 4. P. 94—98.

11. **Получение** композиционного керамического материала для нанесения износостойких покрытий / В.А. Оковитый, А.Ф. Ильющенко, А.И. Шевцов, Ф.И. Пантелеенко, В.В. Оковитый // Порошковая металлургия. Минск.: Белорусская наука, 2008. Вып. 31. С. 156—162.

12. **Модификация** плазменных износостойких покрытий ипульсным лазером / В.А. Оковитый, Ф.И. Пантелеенко, А.И. Шевцов, О.Г. Девойно, А.Ф. Пантелеенко, В.В. Оковитый // Вестник Брестского государственного технического университета. Машиностроение. Брест, 2009. Вып. 4 (58). С. 49—53.

13. **Заявка на пат. РБ.** Способ получения композиционного керамического материала / Оковитый В.А., Девойно О.Г., Пантелеенко А.Ф., Оковитый В.В. № a 20140349; Заявл. 23.06.2014.

14**. Пат. РБ № 15565**, B22F 3/23; C04B 35/10, 2012.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка
на научно-технический и производственный журнал
«УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ»

Подписные индексы по каталогам:
«Роспечать» – **85159**,
«Пресса России» – **39269**,
«Почта России» – **60252**.

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,
ООО «Издательство Машиностроение»
Тел.: (499) 269-66-00 (отдел реализации), (499) 268-47-19 (редакция);
e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Специалистам в области обработки
металлов концентрированными потоками энергии

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

17–20 ноября 2015 г. **г. Москва**

С 17 по 20 ноября 2015 г. на базе Национального исследовательского университета «МЭИ» проводится **Международная конференции «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии»**

Тематика конференции:

- Физические процессы при обработке концентрированными потоками энергии
- Технологии обработки электронным лучом
- Оборудование для обработки электронным лучом
- Сварочное материаловедение, прочность, контроль и диагностика сварных соединений

Контакты: E-mail: OvechnikovSA@mpei.ru, тел. +7 (495) 362 71 18

Секретарь конференции Овечников Сергей Александрович

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19; факс: (499) 269-48-97.
Дизайнер *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 04.12.2014 г. Подписано в печать 26.01.15 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО «Адвансед солюшнз». 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**