

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 п.ф.-м.н., проф.

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, к.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: Л.П. ШЕСТОПАЛОВА Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве. Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Факс: (499) 269-48-97. Е-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

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Алимбаева Б.Ш., Коротаев Д.Н., Машков Ю.К., Мишуров А.Ф. Физико-механические свойства и структурно-фазовое состояние конструкционной стали 15ХГН2ТА при электроискровом легировании в различных технологических условиях	3
Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д., Кузьмичев Е.Н., Лихачев Е.А. Получение легированных покрытий при наплавке новыми сварочными электродами с использованием цирконийсодержащего минерального сырья	6
Минаков Н.В., Блощаневич А.М., Крапивка Н.А., Рудык Н.Д., Хоменко Г.Е. Сравнительное исследование влияния лазерной обработки на структуру и твердость высокоэнтропийного сплава TiZrHfVNbTa и технически чистого титана	1
Шулов В.А., Энгелько В.И., Громов А.Н., Теряев Д.А., Быценко О.А. Влияние режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками на процесс кратерообразования на поверхности мишеней из никелевых	_
сплавов	J

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Веселовский А.А. Особенности термодиффузионной металлизации серого
и высокопрочного чугунов ванадием и хромом, хромом и марганцем, ванадием
и марганцем
Муравьев В.И., Бахматов П.В., Лончаков С.З., Чинилов Н.Г. Влияние
алитирования конструкционных сталей в расплавленном алюминии на структуру
и свойства изделий из них

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Букарев И.М., Аборкин А.В.	Влияние режима напыления на структуру
и свойства многослойных нитр	идных покрытий

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

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

1



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

Chairman Assistants:

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

Editorial council: Yu.P. ANKUDIMOV

A.P. BABICHEV V.P. BALKOV V.M. BASHKOV A.I. BELIKOV A.I. BOLDYREV S.N. GRIGORIEV V.A. ZEMSKOV S.A. KLIMENKO 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: L.P. SHESTOPALOVA T.V. PARAYSKAYA

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

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

CONTENTS

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Alimbaeva B.Sh., Korotaev D.N., Mashkov Yu.K., Mishurov A.F. Mechanical-and-physical properties and structure-phasic state of high-grade structural steel 15CrMnNiTi to electro-spark doping in a different technological conditions 3

Babenko E.G., Verhoturov A.D., Kuzmichev E.N., Likhachev E.A. Receiving the alloyed coverings at welding the new welding electrodes with the mineral raw materials containing oxides of zirconium 6

Minakov N.V., Bloshchanevich A.M., Krapivka N.A., Rudyk N.D., Khomenko G.E. Comparative investigation of the influence of laser treatment on the structure and hardness of the high-entropy TiZrHfVNbTa alloy and commercially pure

Shulov V.A., Engelko V.I., Gromov A.N., Tervaev D.A., Bytzenko O.A. The effect of irradiating regimes with intense pulsed electron beams on crater creation taking

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Veselovsky A.A. Features thermodiffusion metallization of grey and ductile iron and vanadium chromium, chromium and manganese, vanadium and manganese 20

Muravyev V.I., Bahmatov P.V., Lonchakov S.Z., Chinilov N.G. Influence of alitizing constructional steels in the melted aluminum on structure and properties of products from them . 25

POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

Bukarev I.M., Aborkin A.V. Effect of mode deposition on the structure and Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The formation of NiCrBSi-TiC composite coating with increased abrasive wear resistance

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Burak P.I., Serov A.V. Cold Spray for mobile repair of agricultural machines 45

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



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.9.048

Б.Ш. Алимбаева¹, Д.Н. Коротаев², Ю.К. Машков³, А.Ф. Мишуров² (¹ Омский филиал Военной академии тыла и транспорта (ОФВАТТ), ² Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия (СибАДИ), г. Омск, ³ Омский Государственный Технический Университет (ОмГТУ)) E-mail: botagoz.alimbaeva@mail.ru

Физико-механические свойства и структурно-фазовое состояние конструкционной стали 15ХГН2ТА при электроискровом легировании в различных технологических условиях

Исследовано влияние материала легирующего электрода на микротвердость, фазовый состав и толщину формируемого покрытия при электроискровом легировании (ЭИЛ) в различных технологических условиях. Установлено, что с повышением режимов установки ЭИЛ (разрядная емкость конденсаторов, напряжение в импульсе) микротвердость и толщина покрытия увеличиваются вне зависимости от материала электрода. Рентгенофазовый анализ образцов после обработки электродом ИМХ2 показал наличие интерметаллидов с наименьшим размером кристаллитов, что обеспечивает максимальную микротвердость. Результаты исследования влияния материалов легирующих электродов на изменение толщины покрытий позволяют рекомендовать применение электродов ИМХ2 и Ш2 для восстановления изношенных деталей.

Ключевые слова: восстановление, электроискровое легирование, легирующий электрод, микротвердость, фазовый состав, толщина покрытия.

It was researched the influence of alloying electrode on the microhardness, phase composition and thickness of formed covering influencing by electrospark alloying (ESA) in different technological conditions. It is established that with increase of technological modes of the ESA installation (digit capacity of condensers, tension in an impulse) the microhardness and tickness of a covering insrease regardless of an electrode material. Roentgen-phase analysis of these samples after processing of electrode IMH2 showed availability of intermetallic with the least size of crystals that ensures maximum of microhardness. Results of research of influence of materials of alloying electrodes allow recommending application of elecrodes of IMH2 and Sh2 for change of thickness of coverings for restoration of wear-and-tear details. **Keywords:** recovering, electrospark alloying, alloying electrode, microhardness, phase composition, thickness of covering.

Введение

Повышение эксплуатационных требований к деталям автомобилей постоянно стимулирует развитие методов поверхностного упрочнения. Современные ресурсосберегающие технологии поверхностной обработки материалов основаны на применении концентрированных потоков энергии (КПЭ) и вещества. Одним из перспективных методов поверхностного упрочнения КПЭ является ЭИЛ, позволяющее существенно повысить физико-механические и триботехнические свойства.

Формирование упрочненного слоя при ЭИЛ происходит в результате сложных плазмохимических и теплофизических процессов, реализуемых на локальных участках поверхности обрабатываемой детали [1]. При сближении легирующего электрода-анода (ЛЭ) с обрабатываемой поверхностью (катодом) происходит искровой разряд длительностью 10⁻⁶...10⁻³ с. В результате на аноде и катоде образуются локальные очаги плавления и испарения, вызывающие их электрическую эрозию и полярный массоперенос продуктов эрозии с ЛЭ на катод (деталь). На поверхности детали формируется покрытие, состоящее из материала катода, модифицированного элементами материала анода и межэлектродной среды. Фазовый состав и структура покрытия, сформированного ЭИЛ, определяются составом, структурой, свойствами материалов ЛЭ и технологическими режимами искровой обработки.

Цель работы — исследование влияния материалов ЛЭ на микротвердость, структурно-фазовое состояние, толщину покрытий, формируемых ЭИЛ на стальных автомобильных деталях.

Оборудование, материалы и методы проведения исследований

Исследования проводились на образцах из конструкционной легированной стали 15ХГН2ТА, применяемой при изготовлении первичных валов коробок передач автомобилей. Поверхности образцов обрабатывали ЭИЛ тремя различными электродами¹: стандартный ЛЭ марки T15K6; ИМХ2 с состав 50 % WC–Co, 50 % Ni–Cr–B–Si; Ш2 с минеральным сырьем Дальневосточного региона на основе TiC–Ni–Cr–Al–ШЛК (шеелитовый концентрат CaWO₄).

Обработка образцов осуществлялась на установке ЭИЛ модели IMES-1001 с технологическими режимами: емкость конденсаторов C = 34...240 мк Φ ; напряжение в импульсе U = 80...160 В; время обработки – 2...4 мин/см². Микротвердость формируемых поверхностных слоев фиксировали с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 0,49 Н. Идентификация элементного и фазового составов покрытий проводилась рентгенофазовым анализом (РФА) с помощью дифрактометра "D8 Advance" в монохроматизированном СиК_а-излучении. Параметры кристаллической решетки и эффективный размер кристаллитов рассчитывали, используя формулы для расчета межплоскостных расстояний и методику Селякова-Шеррера (с учетом инструментальной поправки) в направлениях [110] и [200]. Для стальной основы $D_{110} = 719$ А, $D_{200} = 222$ А. Толщина наносимых покрытий определялась на горизонтальном оптиметре ИКГ-3 относительным методом измерения.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты измерения микротвердости покрытий образцов, полученных ЭИЛ на различных технологических режимах, представлены в таблице.

Анализ результатов измерения микротвердости показал, что ЛЭ в порядке увеличения микротвердости покрытия располагаются в следующей последовательности: Ш2 (≈50 HRC), Т15К6, ИМХ2 (≈70 HRC). Кроме того, установлено, что увеличением энергетических режимов обработки ЭИЛ (емкости конденсаторов и напряжения в импульсе) микротвердость поверхностного слоя образцов в среднем увеличивается вне зависимости от материала ЛЭ. Исключение составляет образец, обработанный электродом марки Т15К6, при использовании которого наблюдается некоторое снижение микротвердости с увеличением напряжения в импульсе.

Микротвердость покрытий, полученных ЭИЛ на стали 15ХГН2ТА (микротвердость основы 22 HRC)

		Режим ЭИЛ		Микро-
Марка ЛЭ	Состав ЛЭ	<i>U</i> , B	С, мкФ	твердость HRC, ±1 %
		80	_	67
ИМХ2	50 % WC–Co 50 % Ni–Cr–B–Si	140	_	68
	50 % INI-CI-B-SI	160	_	70
	60 % TiC, 30 % Ni–Cr–Al 10 % ШЛК (шеелитовый кон- центрат CaWo ₄)	_	34	50
		_	60	42
		_	90	50
		_	150	63
		100	_	65
T15K6	15 % TiC, 6 % Co, 79 % WC	68	_	68
		56	-	66

Для объяснения полученных результатов измерения микротвердости был проведен РФА. Рентгенограммы покрытий, сформированных ЭИЛ с помощью исследуемых электродов, приведены на рис. 1.

В поверхностном слое, полученном ЛЭ ИМХ2, наблюдаются интенсивные рефлексы, соответствующие интерметаллидам FeNi₃, CrNiW (см. рис. 1, δ), а также рефлексы от подложки, соответствующие твердому раствору CrFe с параметром решетки (0,2878±0,0002) нм. Эффективный размер кристаллитов в направлении [200] $D_{200} = 14,4$ нм. Таким образом, максимальное значение микротвердости покрытий, сформированных электродом ИМХ2, связано с образованием интерметаллидов железа, никеля и хрома вследствие микрометаллургических процессов, протекающих на поверхности в результате перемешивания и химического взаимодействия компонентов ЛЭ с материалом основы.

РФА покрытия, сформированного при обработке образца электродом T15K6 (C = 34 мкФ, U = 160 В, t = 4 мин), по характерным пикам показал наличие карбида титана (TiC), а также фаз: (CrTi)₂O₂, FeO (см. рис. 1, *a*). При этом пиков от исходного материала практически не наблюдается, что говорит об отсутствии перемешивания материалов ЛЭ и основы.

Проведенный анализ показал, что образец, обработанный ЛЭ Ш2 на режимах $C = 120 \text{ мк} \Phi$, U = 80 B, кроме основной фазы FeC содержит фазы CrTiC, Cr_2O_3 (см. рис. 1, *в*). Твердый раствор CrFe имеет решетку с периодом (0,291±0,008) нм; эффективный размер кристаллитов в направлении [110] $D_{110} =$ = 15 нм, в направлении [200] $D_{200} = 21 \text{ нм}.$

¹ Электроды разработаны в Институте материаловедения Хабаровского научного центра под руководством канд. техн. наук С.В. Николенко





Размеры кристаллитов при обработке ЛЭ Ш2 являются наибольшими из всех исследуемых электродов и превышают размеры кристаллитов, сформированных ЭИЛ электродом ИМХ2 примерно на 50 %, что приводит к уменьшению микротвердости.

Результаты измерения толщины покрытий, сформированных ЭИЛ различными электродами, представлены на рис. 2 (см. стр. 2 обложки).

Из полученной диаграммы следует, что с повышением энергетических режимов ЭИЛ толщина покрытия увеличивается вне зависимости от материала ЛЭ.

При использовании электрода ИМХ2 на основе карбида вольфрама с добавками компонентов, образующих с материалом основы неограниченные твердые растворы, а также играющих роль флюсов, получена наибольшая толщина покрытия (≈210 мкм). Введение в состав ЛЭ самофлюсирующих добавок (бора и кремния), нейтрализующих влияние кислорода воздуха, уменьшает образование оксидных пленок в формируемом слое [2], что оказывает положительное влияние на сплошность и увеличение размеров покрытия.

Использование электрода Ш2 также приводит к образованию покрытий, превышающих по толщине покрытия, сформированные стандартными электродами марки T15K6, в 1,7—2 раза. Полученные результаты исследования объясняются тем, что минеральное сырье (шеелитовый концентрат) создает защитную атмосферу в зоне электроискровой обработки, препятствуя выгоранию эрозионных частиц и способствуя интенсификации массопереноса материала ЛЭ.



Выводы

В результате проведенных исследований показано, что обработка ЭИЛ приводит к изменению фазового состава, размеров кристаллитов и микротвердости поверхности стали 15ХГН2ТА. При обработке электродом ИМХ2 происходит формирование в тонком поверхностном слое (покрытии) интерметаллидов с наименьшим размером кристаллитов, что обеспечивает максимальное повышение микротвердости. Установлено, что увеличение энергетических режимов ЭИЛ (емкости конденсаторов и напряжения в импульсе), а также применение электродов ИМХ2 и Ш2 способствует увеличению толщины формируемых покрытий.

Таким образом, полученные результаты позволяют рекомендовать в качестве ЛЭ при электроискровой обработке поверхностей стальных автомобильных деталей: ИМХ2 — для восстановления и одновременного поверхностного упрочнения; Ш2 — для восстановления изношенных поверхностей; Т15К6 — для повышения микротвердости формируемых покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Коротаев Д.Н., Иванова Е.В.** Управление активационно-диссипативными процессами при электроискровом легировании стальной поверхности // Физика и химия обработки материалов. 2010. № 6. С. 81–84.

2. Николенко С.В., Верхотуров А.Д. Новые электродные материалы для электроискрового легирования. Владивосток: Дальнаука, 2005. 218 с. УДК 621.791-03

Э.Г. Бабенко¹, А.Д. Верхотуров², Е.Н. Кузьмичев¹, Е.А. Лихачев¹ (¹Дальневосточный государственный университет путей сообщения, ²Институт водных и экологических проблем ДВО РАН, г. Хабаровск) E-mail: tm@testu.khv.ru

Получение легированных покрытий при наплавке новыми сварочными электродами с использованием цирконийсодержащего минерального сырья

Представлены результаты исследований по формированию шихты покрытых электродов для ручной дуговой наплавки на основе минеральных концентратов Дальневосточного региона. Экспериментально доказано, что бадделеитовый концентрат может быть использован в качестве легирующего компонента для получения легированных покрытий при ручной дуговой наплавке. При этом концентрат используется комплексно, без дополнительной технологической переработки. С помощью разработанных электродов получены легированные покрытия с содержанием циркония до 0,5 %, обладающие высокими физико-химическими и эксплуатационными свойствами.

Ключевые слова: наплавочный электрод, бадделеитовый концентрат, цирконий, легированное покрытие.

Results of researches on formation of furnace charge of the covered electrodes for a manual arc welding-surfacing on the basis of mineral concentrates of the Far East region are presented. It is experimentally proved that the baddeleit concentrate can be used as an alloying component for receiving the alloyed coverings at a manual arc welding-surfacing. Thus the concentrate is used in a complex, without additional technological processing. By means of the developed electrodes the alloyed coverings with the content of zirconium to 0,5 %, possessing high physical and chemical and operational properties are received.

Keywords: welding electrode, baddeleit concentrate, the zirconium, the alloyed covering.

Введение

Известна перспективность применения циркония в сталях для повышения их предела выносливости на воздухе и в коррозионных средах, улучшения прочности свойств при повышенных температурах, ударной вязкости при температурах ниже нуля градусов, замедлении роста зерна, увеличении прокаливаемости и улучшении свариваемости [1].

Цирконий – редкий металл, сильный раскислитель и модификатор стали. Известен ряд легированных цирконием сталей, содержащих 0,05...0,87 % циркония. Стали, легированные цирконием, используют для изготовления деталей, работающих в условиях вибрации и повышенных температурах, а также для производства сварочных и наплавочных проволок (Св-15ГСТЮЦА, Св-08Г2СЦ). Однако высокая стоимость циркония, сложность его получения в чистом виде с последующим введением в сталь, как это практикуется в настоящее время, являются сдерживающим фактором для его широкого применения. В связи с этим представляет интерес использование альтернативных подходов получения легированных цирконием покрытий на основе достижений минералогического материаловедения.

В [2, 3] показано, что научной основой минералогического материаловедения является изучение, исследование и анализ *циклического круговорота вещест*- ва и материалов (ЦКВМ) во второй природе. Анализ ЦКВМ показывает, что для устойчивого развития ресурсодобывающих регионов необходимо сокращение расстояний (времени) как между циклами, так и внутри их движения вещества на начальном этапе ЦКВМ. Следовательно, эффективность получения материалов и покрытий повышается при использовании минерального сырья в регионе его добычи и использовании в каждом цикле концентрированных потоков энергии (алюмотерапия, сварочная дуга, плазма, лазер, высокочастотные технологии и т.п.) [4].

В связи этим представляет интерес получение новых электродных материалов с использованием минерального сырья Дальневосточного региона и с его применением.

В результате появилась гипотеза об использовании цирконийсодержащего минерального сырья в обмазках электродов для дуговой сварки и наплавки. При этом предполагалось, что содержащиеся в покрытии электрода оксиды циркония под воздействием дугового разряда будут восстанавливаться и легировать наплавляемый металл.

Цель работы — получение электродов для наплавки с использованием в качестве легирующей композиции многокомпонентного минерального сырья, содержащего оксиды циркония, позволяющие формировать наплавленные слои с высоким уровнем эксплуатационных сплавов.

Материалы и методы проведения исследований

Для получения легированного металла использовался подход, в рамках которого предполагалось за счет задания начальных условий (формирование шихты покрытия электрода) и факторов, влияющих на поведение сварочной ванны (ток, напряжение, диаметр переплавляемой проволоки и др.), иметь представление о всех последующих состояниях системы [5].

Формирование шихты покрытий электродов проводилось по разработанной методологии, приведенной в [6]. Решение задачи базировалось на оптимизации комплексной функции $C_i = f(x_1, x_2, ..., x_n)$, где C_i – свойства наплавленного металла; $x_1, x_2, ..., x_n$ – состав покрытий.

Установлено, что при электрической сварке, наплавке и переплаве легирующие шлаковые системы на основе многокомпонентных минеральных ассоциаций с достаточной точностью описываются приведенным полиномом третьего порядка. Если полученные уравнения адекватно описывают экспериментальные результаты, строятся контурные кривые поверхностей откликов, по которым оптимизируются выходные параметры (свойства).

В качестве легирующего минерального сырья был принят бадделеит Алгаминского месторождения Хабаровского края ($ZrO_2 - 52$; $SiO_2 - 45,4$; $Al_2O_3 - 1,9$; CaO - 0,4; прочие -0,3% мас.). Кроме того, использовались известняк, флюорит и гранит месторождений Хабаровского края.

Эксперименты проводили на постоянном токе обратной полярности при силе тока 100 А многослойной наплавкой на пластины из Ст3сп толщиной 10 мм.

Металлографический анализ сплавов проводили с помощью микроскопов "Лабомет-2", "ЕС МЕТАМ PB-21" при увеличениях до 1000. Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3М. Дифференциально-термический анализ осуществляли на дериватографе "Q-1000". Фазовый состав полученных материалов изучали на рентгеновском дифрактометре "ДРОН-7". Исследование элементного состава полученных сплавов проводили на рентгеновском флуоресцентном кристалл-дифракционном сканирующем спектрометре "Спектроскан МАКС-JV" и растровом электронно-зондовом микроскопе "ISM-35C" (JEOL, Япония) с приставкой электронно-зондового микроанализатора рентгеновского спектрометра "35-SDS" с волновой дисперсией.

Для анализа физико-механических и эксплуатационных свойств сплавов использовали следующие приборы: для измерения твердости – ТШ-2М, ТК-14, ТП-2; для исследования износостойкости – машина "ИИ-5018" в условиях трения без смазки при нагрузке 200 Н. Внутренние дефекты сварных швов определяли ультразвуковым дефектоскопом "УД-12П" с призматическими и раздельно-совмещенными преобразователями.

Результаты исследований и их обсуждение

В шихте электродов головного эксперимента (табл. 1) постоянно присутствует 50 % мас. основы, состоящей из известняка и гранита месторождения Вяземского района Хабаровского края. Остальные 50 % мас. отведены на изменяемую часть системы, в которой входными воздействиями являются количества бадделеитового концентрата (x_1) , флюоритового концентрата (x_2) и графита (x_3) .

Как видно из табл. 1, без присутствия в шихте восстановителя (графит) бадделеитовый концентрат не восстанавливается и не легирует наплавляемый металл (опыт 1), а при определенном содержании бадделеита (0,33...0,40 % мас.) наблюдаются наибольшие значения механических и эксплуатационных свойств.

Выходные параметры (отклики): содержание циркония в наплавленном металле $y_{[Zr]}$, коэффициент износостойкости $y_{K_{\rm HSH}}$ относительно стали 40XH, предел прочности при растяжении $y_{\sigma_{\rm B}}$, ударная вязкость y_{KC} . Электроды изготовлены методом окунания, сердечник из проволоки Св-08 диаметром 3 мм. Толщина электродов по покрытию выдерживалась равной (6±0,3) мм. Количество связующего – 30 % от массы сухой шихты.

После выполнения двух параллельных опытов в каждой точке плана (табл. 1) и одного контрольного опыта проверки адекватности полученных моделей установлены зависимости откликов:

содержание циркония в наплавленном металле [Zr];

предел прочности при растяжении ов;

ударная вязкость КС;

коэффициент износостойкости Кизн.

По приведенным зависимостям построены контурные кривые поверхностей откликов (рис. 1), позволяющие решать задачи формирования и оптимизации состава шихты электродов и прогнозирования их свойств.

Адекватность моделей проверялась в точке "Z" с координатами: $x_1 = 40$; $x_2 = 25$; $x_3 = 35$. Для отклика *содержание циркония в наплавленном металле* расчетное значение в проверочной точке составило 0,51, опытное -0,5% мас. Проверка адекватности полученной модели по *t* критерию (критерий Стьюдента) показала следующие значения: $t_{\text{расч}} = 0,75$; $t_{\text{табл}} = 2,2$. Для отклика *коэффициент износостойкости* расчетное значение в проверочной точке составило 7,93,

Таблица 1

					Отклики (у)			
Номер опыта	Код точки плана	Бадделе- итовый концентрат, x ₁	Флюоритовый концентрат, x ₂	Графит, <i>x</i> ₃	Цирконий в наплавлен- ном металле, у _[Zr] , %	Коэффициент износостойкости, У _{Кизн}	Предел прочности при растяжении у _{ов} , МПа	Ударная вязкость <i>у_{КС}</i> , Дж/см ²
1	1	1	0	0	0	1,08	560	183
2	2	0	1	0	0	0,9	530	160
3	3	0	0	1	0	6,0	680	16
4	122	0,333	0,666	0	0,001	1,0	580	200
5	112	0,666	0,333	0	0,003	1,1	560	210
6	133	0,333	0	0,666	0,36	6,1	630	32
7	113	0,666	0	0,333	0,41	5,8	600	45
8	233	0	0,333	0,666	0	5,2	640	22
9	223	0	0,666	0,333	0	5,1	600	24
10	123	0,333	0,333	0,333	0,47	7,9	710	41
11	Контроль- ный " <i>Z</i> "	0,400	0,250	0,350	0,50	7,85	690	38

План и результаты головного эксперимента



Рис. 1. Контурные кривые для поверхностей откликов:

а – предел прочности при растяжении $\sigma_{\rm B}$, МПА; δ – ударная вязкость *KC*, Дж/см²; ϵ – коэффициент износостойкости $K_{\rm H3H}$; ϵ – содержание циркония в наплавке [Zr], % мас.; 1, 2, 3, 4, 5, 6 – номера областей на диаграммах; *Z* – проверочная точка

опытное — 7,85.Проверка по *t* критерию: $t_{\text{расч}} = 1,6$; $t_{\text{табл}} = 2,2$. Для отклика *предел прочности* расчетное значение в проверочной точке составило 700, опытное — 690 МПа. Проверка по *t* критерию: $t_{\text{расч}} = 1,47$; $t_{\text{табл}} = 2,2$. Для отклика *ударная вязкость* расчетное значение в проверочной точке составило 40, опытное — 38 Дж/см². Проверка по *t* критерию: $t_{\text{расч}} = 1,13$; $t_{\text{табл}} = 2,2$. Проверка показала, что уравнения адекватно описывают опытные данные.

Таким образом, по диаграммам, приведенным на рис. 1, видно, что свойства наплавленного металла изменяются в широких пределах. При совмещении диаграмм (рис. 2) решается задача оптимизации свойств наплавленного металла для конкретных условий.

Испытания опытных электродов с покрытием, соответствующим по составу точке "Z" (см. рис. 1), показали их высокую технологичность. Дуга легко возбуждается и горит устойчиво. Поверхность швов гладкая, отделение шлака легкое. Наплавка осуществлялась в 8 слоев на пластину из стали Вт3сп толщиной 10 мм. Химический состав и твердость наплавленного металла приведены в табл. 2.

Зона сплавления образца "*Z*" Ме (рис. 3) представляет собой зернистый перлит с микротвердостью 128...194 HV 0,005. Перлитная зона имеет ширину около 1,5 мм.



Структура наплавленного металла относится к ледебуритному типу, карбидная фаза занимает 60...65 % площади шлифа. Наплавка имеет выраженное дендритное строение. Протяженность дендритов — 120...300 мкм, ширина ствола дендрита — 4...13 мкм, микротвердость 733...928 HV 0,005. В междендритном пространстве расположена эвтектика с микротвердостью 260...360 HV 0,005.

С целью снижения анизотропии и получения перлита зернистой формы был проведен циклический трехкратный отжиг в интервале температур 680...920 °C.

Из зоны сплавления берут начало состоящие из перлита столбчатые кристаллиты, между которыми расположен цементит с микротвердостью 733...928 HV 0,005. В целом структура полученного сплава соответствует заэвтектоидной стали с выраженным дендритным строением.

При дальнейшем удалении от зоны сплавления присутствует мелкодисперсная карбидная фаза (рис. 4, *a*). Наплавленный металл приобретает ледебуритную разноориентированную структуру (рис. 4, δ). В верхней и средней части наплавки присутствует легированный остаточный аустенит с микротвердостью 300... 500 HV 0,005 (рис. 4, δ).



Рис. 3. Образец "Z"(Me):

a — зона сплавления, ×500; δ — участок, прилегающий к зоне сплавления, ×500



Рис. 4. Наплавка:							
а – нижняя часть,	×500; б – средняя	часть, ×50	00; в, г — в	верхняя ч	часть,	×500,	×100

Таблица 2

Характеристика формируемого опытными электродами сплава

0	Компонент, % мас.								Твердость	
Сплав	Zr	С	Al	Mn	Si	Cu	Ni	S	Р	HRC
"Z" Me	0,5	2,7	_	0,24	1,3	0,02	0,12	0,026	0,014	47

Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 11





Рис. 5. Графит в наплавленном металле после отжига, ×280

Рис. 6. Микроструктура наплавленного металла после отжига, ×280

После отжига в металле образовался графит хлопьевидной формы. Размер графитовых включений колеблется в пределах 0,47...5,2 мкм, при этом более 90 % включений с эффективными размерами от 0,47 до 2,8 мкм. Включения имеют вытянутую форму. Общая площадь, занятая графитом, составляет 5,4 % (рис. 5). Микроструктура наплавленного слоя после отжига и травления приведена на рис. 6.

Структура, приведенная на рис. 6, имеет скелет из первичных карбидов протяженностью 120...150 мкм и шириной 4...13 мкм, встречаются элементы длиной до 300 мкм. Количество структурно свободной карбидной фазы 23...25 %. Анизотропия структурных составляющих после отжига несколько уменьшилась, средний балл зерна после отжига — 11.

Микрорентгеноспектральным и рентгенофазовым анализами (рис. 7) установлено наличие фаз Fe_3C , ZrC, Fe_4ZrSi_2 .

Для сравнительного анализа износостойкости полученного сплава был принят белый чугун, имеющий подобную ледебуритную структуру с содержанием свободной карбидной фазы 50 %. Анизотропия структурных составляющих на том же уровне, средний балл зерна — 10. Результаты испытаний показали, что опытная наплавка имеет коэффициент износостойкости $K_{_{\rm ИЗH}} =$ = 7,2±0,2, а белый чугун $K_{_{\rm ИЗH}} = 6,3\pm0,2$. Абсолютные потери массы у белого чугуна после испытания на 15 % выше, чем у опытной наплавки.

Выводы

1. Экспериментально доказано, что бад-

делеитовый концентрат может быть использован в качестве легирующего компонента для получения легированных покрытий при ручной дуговой наплавке. При этом концентрат используется комплексно, без дополнительной технологической переработки.

2. Установлено, что количество циркония, переходящего в низкоуглеродистую сталь при наплавке, зависит от соотношения концентрат/восстановитель. При восстановлении графитом максимальный переход наблюдается при соотношении 1,33 и достигает 0,5 %.

3. Впервые разработаны электроды для ручной дуговой наплавки с бадделеитовым концентратом в покрытии, позволяющие формировать наплавленные слои с износостойкостью, превышающей износостойкость белых чугунов в 1,2 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Терещенко Н.А. Конструкционные стали. Неорганическое материаловедение в СССР. Киев: Наукова Думка, 1983. 42–96 с.
 Верхотуров А.Д., Шпилев А.Н., Евстигнеев А.И. Основы ма-

териалогии. Т. 1. Владивосток: Дальнаука. 2012. 654 с. 3. Верхотуров А.Д., Шпилев А.Н., Евстигнеев А.И. Основы материалогии. Т. 2. Владивосток: Дальнаука. 2012. 270 с.

> 4. Новая парадигма развития России. (Комплексные исследования проблем устойчивого развития) / под ред. В.А. Коптюга, В.М. Матросова, В.К. Левашова. Второе издание. М.: Академия, 2000. 460 с.

> 5. Нестационарные структуры и диффузионный хаос / Т.С. Ахромеева, С.П. Курдюмов, Г.Г. Малинецкий, А.А. Самарский. М.: Наука, 1992. 332 с.

> 6. Проблемы и перспективы эффективного использования минерального сырья Дальнего Востока для производства металлических материалов / В.И. Сергиенко, Ри Хосен, В.В. Гостищев, Э.Г. Бабенко, Ю.И. Мулин, Э.Х. Ри, Д.Х. Ри, С.Н. Химухин. Владивосток: Дальнаука, 2009. 196 с.



Рис. 7. Рентгенограмма металла, наплавленного опытным электродом

УДК 620.178.152:669.265.295

Н.В. Минаков, А.М. Блощаневич, Н.А. Крапивка, Н.Д. Рудык, Г.Е. Хоменко (Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, г. Киев) *E-mail: altifer@ipms.kiev.ua, minakov@ipms.kiev.ru*

Сравнительное исследование влияния лазерной обработки на структуру и твердость высокоэнтропийного сплава TiZrHfVNbTa и технически чистого титана

Исследовано влияние лазерной обработки в среде аргона и азота на процессы формирования структуры и величину микротвердости поверхностного слоя высокоэнтропийных сплавов в сравнении с модельным образцом технически чистого титана. Проведены рентгеноструктурные исследования с определением фазового состава, уровня микродеформаций, размера блоков когерентного рассеяния и плотности дислокаций. Выполнена оптимизация режима лазерной обработки высокоэнтропийных сплавов.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, лазерная обработка, рентгеноструктурный анализ, микротвердость, структура.

The effect of laser treatment in argon and nitrogen on the formation of the structure and the microhardness of the surface layer high-entropy alloys in comparison with model samples of commercially pure titanium was investigated. X-ray diffraction was carried out to determine the phase composition, the level of microstrains, the block size of the coherent scattering and dislocation density. The optimization of laser treatment high-entropy alloys was done. **Keywords:** high-entropy alloys, laser treatment, X-ray analysis, microhardness, structure.

Введение

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) – это многокомпонентные системы, представляющие собой новый класс перспективных материалов, обладающих высокими прочностью, износостойкостью, жаропрочностью и удовлетворительной пластичностью. Это одно- или двухфазные сплавы, образующиеся на основе твердых растворов замещения и имеющие ГЦК- или ОЦК-решетку или структуры в комбинации с этими кристаллическими решетками [1–3].

Литые ВЭС получают из расплавов с различными скоростями кристаллизации и в силу значительного влияния кинетического фактора на структурно-фазовый состав таких сплавов в них можно изменять степень химической неоднородности (модулированность), характер дендритной структуры, размер зерен и химический состав границ.

Одним из перспективных методов улучшения структуры и механических свойств является лазерная обработка. Так, в работе [4] в результате подбора оптимальных режимов лазерной обработки для сплава ВТ6 удалось предотвратить растрескивание поверхностного слоя за счет фиксации высокотемпературной кубической β-фазы, обладающей высокой пластичностью.

В работе [5] для улучшения структуры и механических свойств ВЭС AlFeCoNiCuCr была использована лазерная обработка, в результате чего удалось подавить дендритный характер кристаллизации и повысить химическую однородность сплава в зоне лазерного воздействия, а в работе [6] за счет лазерной обработки сплава Al_x FeCoNiCuCr высокотемпературная твердость при 530 °C достигла значения 375 $HV_{0,2}$ и оставалась стабильной до 700 °C.

Для исследования был взят ВЭС TiZrHfVNbTa [7]. Это однофазный сплав с ОЦК-решеткой, имеющий в своем составе сильные нитридообразующие составляющие (Ti, Zr, Hf).

Цель работы — исследовать влияние лазерной обработки в инертной среде (Ar) и среде азота на процесс формирования структуры поверхностного слоя материала ВЭС в сравнении с модельным образцом чистого титана, обработанного при тех же условиях. Лазерная обработка позволяет осуществлять сверхбыструю (~1000 °C/с) перекристаллизацию поверхности сплавов, закристаллизованных со скоростями 10...100 °C/с.

Методика проведения исследования

Для исследования были взяты образцы технически чистого Ті и ВЭС ТіZrHfVNbTa. Поверхности образцов перед лазерной обработкой шлифовали и электролитически полировали. Лазерную обработку проводили в режиме оплавления поверхности образца. Для лазерной обработки образцов была использована лазерная установка "Квант-15", работающая в импульсном режиме с энергией в импульсе 4,1 Дж, длительностью импульса $5 \cdot 10^{-3}$ с, диаметром лазерного пятна 0,1 см и коэффициентом перекрытия пятен 0,75, что обеспечивает равномерную обработку поверхности. Образцы помещались в специальную вакуумную камеру с последующей прокачкой аргона под давлением 0,15 МПа. Фокусное расстояние оптической системы составляло 100 мм, длина волны излучения — 1,06 мкм. Излучение, сфокусированное оптической системой, попадает на образец, находящийся в вакуумной камере, размещенной на координатном столе. Размер светового пятна d_n регулируется в широком диапазоне значений путем перемещения фокальной плоскости оптической системы. Была проведена оптимизация режима лазерной обработки сплава TiZrHfVNbTa.

Микроструктуру всех образцов исследовали с помощью оптического микроскопа "МИМ-7". Микротвердость измерена на твердомере "ПМТ-3". Для определения среднего значения микротвердости в сечении зоны оплавления для каждого образца было проведено 40 измерений по всей глубине этого слоя. Кроме того, были проведены измерение зависимости микротвердости зоны оплавления по глубине этого слоя до поверхности образца и рентгеноструктурный анализ образцов ВЭС и Ті на дифрактометре "ДРОН-3М". Рентгеноструктурный анализ проводился на одних и тех же образцах до и после лазерной обработки, чтобы избежать зависимости от флуктуации химического состава. Для характеристики структурного состояния образцов из данных рентгеноструктурного анализа были определены микронапряжения, размер блоков когерентного рассеяния и плотность лислокаций.

Результаты исследований и обсуждение

При выборе оптимального режима лазерной обработки было обнаружено, что после лазерной обработки ВЭС в диапазоне плотности мощности лазерного излучения $Ps = 6,9...9,7\cdot10^4$ Вт/см² на поверхности сплава образуются микротрещины. Критерием оптимизации режимов обработки является режим, при котором происходит минимальное трещинообразование поверхности. Оптимальным оказался режим обработки в атмосфере азота при $Ps = 8,3\cdot10^4$ Вт/см², в атмосфере аргона – при $Ps = 6,9\cdot10^4$ Вт/см².

На рис. 1 показаны исходная структура ВЭС (рис. 1, *a*), структура технически чистого титана после лазерной обработки в азоте (рис. 1, δ), структуры поверхностного слоя ВЭС после лазерной обработки в аргоне и азоте (рис. 1, *в*, *г*).

Из рис. 1, *в* видно, что в верхней части образующегося после лазерной обработки слоя нитриды кристаллизуются направленно, что, по-видимому, связа-



Рис. 1. Микроструктуры образцов: a -исходная ВЭС; $\delta -$ поперечное сечение слоя титана, обработанного в аргоне; e -ВЭС в азоте; e -ВЭС в аргоне

но с градиентом теплового потока от поверхности ванны. В исходном состоянии ВЭС имеет зерна размером 150...200 мкм и развитую субзеренную структуру (см. рис. 1, а). В образце ВЭС после лазерной обработки происходит растрескивание образовавшегося слоя в тех местах, где на поверхности образца имеются исходные границы зерен (см. рис. 1, в). Анализ структур поперечного сечения слоя, полученного после лазерной обработки в аргоне, показывает отсутствие трещин, зарождающихся на исходных границах зерен (см. рис. 1, г). Для выяснения причин повышения трещиностойкости слоя ВЭС после лазерной обработки в аргоне были проведены рентгеноструктурные исследования. На основании анализа образовавшихся после лазерной обработки структур в высокоэнтропийных сплавах и технически чистом титане можно говорить об идентичности процессов структурообразования нитридов в ходе лазерной обработки в этих материалах.

Рентгеноструктурный анализ образцов ВЭС в исходном состоянии и после лазерной обработки в аргоне и азоте (рис. 2) выявил образование нитридов с единой кристаллической решеткой по типу TiN с па-

раметром 4,45 A, близким к параметру нитрида наиболее тугоплавкого компонента HfN. После выделения нитридов параметр кристаллической решетки

матричной ОЦК-фазы меняется с 3,3012 А (в исход-

ном состоянии) до 3,288 А (после лазерной обработки в азоте) (см. рис. 2). Рентгеноструктурный анализ технически чистого титана, обработанного лазером в



Рис. 2. Рентгеноструктурный анализ ВЭС (○ – нитрид, □ – ВЭС)

1 – исходный; 2 – после лазерной обработки в аргоне; 3 – после лазерной обработки в азоте

среде азота, показал наличие кубической решетки

TiN с параметром 4,2042 А и гексогональной Ti-матрицы (рис. 3). Как в технически чистом Ti, так и в ВЭС нитриды текстурированы с преимущественной ориентацией по (200), что подтверждается расчетом теоретической рентгенограммы с использованием модели march-dollase [8].

Определение микродеформаций и оценку размеров блоков когерентного рассеяния в образцах проводили по результатам рентгеноструктурного анализа. По полученным рентгенограммам определяли физическое уширение рентгеновских линий (метод Шеррера–Вильсона) [9]. С помощью графика зависимости ($\beta \cos\theta/\lambda$)² от ($\sin\theta/\lambda$)² (рис. 4) определены уровни микродеформаций и размеры блоков коге-



Рис. 3. Рентгеноструктурный анализ технически чистого титана (\bigcirc – TiN; \square – Ti):

I – после лазерной обработки в аргоне; 2 – после лазерной обработки в азоте



Рис. 4. График зависимости ($\beta \cos \theta / \lambda$)² от ($\sin \theta / \lambda$)² для образцов ВЭС TiZrHfVNbTa в исходном состоянии (*1*) и после обработки лазером в аргоне (*2*)

рентного рассеяния для образцов ВЭС до и после лазерной обработки. В исходном состоянии размер блока когерентного рассеяния составляет 31,1 нм, а после лазерной обработки в аргоне – 316 нм. Увеличение размера блока когерентного рассеяния после лазерной обработки можно объяснить тем, что при высоких скоростях кристаллизации, характерных для лазерной обработки, формируется однородная ОЦКструктура с равномерным распределением составляющих элементов. При этом уровень микродеформаций в образце после лазерной обработки равен 0,003357 (см. рис. 4, линия 2), а для исходного образца величина микродеформаций составляет 0,002359 (см. рис. 4, линия 1). Тем не менее, сравнение величины плотности дислокаций показывает, что лазерная обработка в аргоне снижает плотность дислокаций на два порядка, ($\rho = 3, 0.10^{11} \text{ м}^{-2}$) по сравнению с исходным состоянием ($\rho = 3, 1 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$) [10].

Обработка ВЭС лазером в Ar приводит к уменьшению ширины линии и уменьшению размера блока когерентного рассеяния, что свидетельствует о гомогенизации ВЭС при увеличении скорости кристаллизации.

Таким образом, можно сделать вывод, что, несмотря на рост микродеформаций в образцах ВЭС после лазерной обработки в аргоне в сравнении с образцом до обработки, наблюдается снижение плотности дислокаций, вызванное увеличением размера блока когерентного рассеяния.

Анализ микротвердости образовавшегося слоя на образцах после лазерной обработки и исходного для технически чистого титана показал, что лазерная обработка в азоте приводит к существенному увеличению значения микротвердости (таблица), что связано с образованием нитрида TiN.

	Микротвердость HV, ГПа			
Вид лазерной обработки	TiZrHfVNbTa	Технически чистый титан		
Исходный (без обработки)	0,655	0,255		
В аргоне	0,505	0,230		
В азоте	1,560	1,600		

Микротвердость образцов исходных и после лазерной обработки

Анализ микротвердости образовавшегося слоя на образцах после лазерной обработки и исходного для ВЭС показал, что лазерная обработка в азоте приводит к существенному увеличению значения микротвердости (см. таблицу), поскольку образуются кубические нитриды титана, циркония, гафния со структурой, подобной TiN. Лазерная обработка ВЭС в аргоне приводит к незначительному снижению твердости, что можно объяснить снижением плотности дислокаций в образованном после лазерной обработки слое за счет увеличения размера блока когерентного рассеяния.

Выводы

1. Анализ структур слоев ВЭС, полученных после лазерной обработки, показал, что при лазерной обработке в азоте происходит растрескивание нитридосодержащего слоя по сетке исходных границ зерен, тогда как при лазерной обработке в аргоне растрескивания не наблюдается. При обработке лазером образующиеся на поверхности ВЭС и технически чистого титана нитриды кристаллизуются направленно.

2. Рентгеноструктурный анализ образцов технически чистого титана и ВЭС показал, что после лазерной обработки образуется нитрид титана или нитрид со структурой, подобной TiN, соответственно.

По результатам рентгеноструктурного анализа были определены уровень микродеформаций, размер блоков когерентного рассеяния и плотность дислокаций. Размер блоков когерентного рассеяния для образцов ВЭС увеличился с 31,1 нм в исходном состоянии до 316 нм после лазерной обработки в аргоне, а уровень микродеформаций увеличился с 0,002359 до 0,003357 соответственно. Лазерная обработка в аргоне позволила снизить плотность дислокаций на два порядка: с $\rho = 3,1\cdot10^{13}$ м⁻² в исходном состоянии до $\rho = 3,0\cdot10^{11}$ м⁻² в обработанном.

3. В результате проведенного исследования был оптимизирован режим лазерной обработки поверхности образцов ВЭС: в атмосфере азота – плотность мощности лазерного излучения $Ps = 8,3\cdot10^4$ Вт/см², в атмосфере аргона – $Ps = 6,9\cdot10^4$ Вт/см².

4. Обработка лазером образцов в среде азота приводит к увеличению микротвердости до 1,56 и 1,6 ГПа в образцах ВЭС и технически чистого титана соответственно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Wong F.J., ZhangY., Chen G.L. Atomic packing efficiency and phase transition in a high entropy alloy // J. Alloy&Comp. 2009. Vol. 478. P. 321–324.

2. Tao-Tsung Shun, Cheng-Hsin Hung, Che-Fu Lee. Formation of ordered/disordered nanoparticles in FCC high entropy alloys // J. Alloy&Comp. 2010. Vol. 493. P. 105–109.

3. Li C., Li J.C., Zhao M. Effect of alloying elements on microstructure and properties of multiprincipal elements high entropy alloys // J. Alloy&Comp. 2009. Vol. 475. P. 752–757.

4. Zhecheva A., Sha W., Malinov S. Enhancing the microstructure and properties of titanium alloys through nitriding and other surface engineering methods // Syrf. Coat. Technol. 2005. Vol. 200. P. 2192–2207.

5. Xiaoyang Ye., Mingxing Ma. The property research on high entropy alloy Al_x FeCoNiCuCr coating by laser cladding // Physics procedia. 2011. Vol. 12. P. 303–312.

6. Xiaoyang Ye, Mingxing Ma et al. Synthesis and Characterization of High-Entropy Alloy Al_X FeCoNiCuCr by Laser Cladding // Adv. In Mat.Sci.&Eng. 2011. Vol. 2011. P. 7–13.

7. Соболь О.В., Андреев А.А., Горбань В.Ф. О воспроизводимости однофазного структурного состояния многоэлементной высокоэнтропийной системы Ti–V–Zr–Nb–Hf и высокотвердых нитридов на ее основе при их формировании вакуумно-дуговым методом // ПЖТФ. 2012. Т. 38. Вып. 13. С. 41–46.

8. **Dollase W.A.** Correction of intensities for preferred orientation in powder diffractometry: Application of the March model// J. Appl. Crystallogr. 1986. V. 15. P. 267–272.

9. Тейлор А. Рентгеновская металлургия. М.: Металлургия, 1965.

10. Schafler E., Zehetbauer M., Ungar T. Measurement of screw and edge dislocation density by means of X-ray Bragg profile analysis // Mater. Sci&Eng. 2001. Vol. A 319–321. P. 220–223.



УДК 539.213.612.17.533

В.А. Шулов¹, В.И. Энгелько², А.Н. Громов³, Д.А. Теряев¹, О.А. Быценко³

(¹ Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет); ² Научно-исследовательский институт электрофизической аппаратуры им. Д.В. Ефремова, г. Санкт-Петербург; ³ ОАО "Московское машиностроительное предприятие им. В.В. Чернышева") E-mail: shulovva@mail.ru

Влияние режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками на процесс кратерообразования на поверхности мишеней из никелевых сплавов

Методами электронной микроскопии и оптической металлографии изучено явление кратерообразования на поверхности лопаток турбины с жаростойким покрытием NiCrAIY, протекающее при облучении сильноточным импульсным электронным пучком. Показано, что использование сильноточного импульсного электронного пучка (СИЭП) микросекундной длительности, как и мощного ионного пучка (МИП), приводит к формированию кратеров на поверхности вакуумно-плазменных покрытий NiCrAIY, однако из всего многообразия типов кратеров, формируемых под действием мощных ионных пучков, здесь наблюдается образование только кратеров с вогнутостью в центре и микрокапель, содержащих легколетучие компоненты покрытия.

Ключевые слова: сильноточный импульсный электронный пучок, никелевые сплавы, кратеры, химический состав, фазовый состав, структура.

Crater creation phenomenon on the surface of turbine blades with NiCrAlY resistant coating during irradiation with intense pulsed electron beams was investigated with the use of scanning electron microscopy and optical metallography. It is shown that the use of intense pulsed electron beam as well as high power pulsed ion beam leads to creation of craters on the surface of vacuum-plasma NiCrAlY coatings but among numerous types of craters formed under the action of high power pulsed ion beams here only round-shaped craters with the concavity in the centre and microdrops with light-vapor components of coatings are created.

Keywords: intense pulsed electron beam, nickel alloys, craters, chemical composition, phase composition, structure.

Введение

Исследование явления кратерообразования, протекающего на поверхности твердых тел при воздействии на них концентрированных импульсных потоков энергии, вызывает в последнее десятилетие большой интерес как с научной точки зрения, так и по чисто практическим соображениям. Это обусловлено бурным развитием перспективных методов поверхностной инженерии, в основе которых лежит использование мощного импульсного лазерного излучения, мощных импульсных ионных и электронных пучков, мощного импульсного СВЧ-излучения и др. для поверхностной модификации металлических деталей широкой номенклатуры. Применение этих концентрированных импульсных потоков энергии позволяет кардинальным образом изменить свойства модифицируемых деталей, причем, как показано во многих работах, облучение всегда сопровождалось формированием на поверхности микрократеров, если плотность потока энергии превышала некоторую критическую величину, которая определялась материалом мишени и ее предварительной обработкой.

Наиболее подробно явление кратерообразования было исследовано экспериментально в работах [1–4]

и теоретически – в [5–7], которые были посвящены обработке металлов и сплавов мощным импульсным ионным пучком. В этих публикациях приведена классификация кратеров по времени их появления и по форме, определены их критические размеры (диаметр и глубина), очерчен круг возможных причин формирования и изучено влияние предварительной обработки поверхности на вероятность кратерообразования. Все это позволило авторам работ [1-4] сформулировать основные причины образования кратеров и предложить способы нивелирования их отрицательного влияния на свойства облучаемых импульсными ионными пучками деталей. В настоящем исследовании в качестве инструмента обработки поверхности используются не мощные ионные пучки наносекундной длительности ($\tau = 50...100$ нс) с энергией 250...300 кэВ, как в [1–4], а сильноточные электронные пучки микросекундной длительности $(\tau = 20...50 \text{ мкс})$ с энергией 115...120 кэВ, для которых характерна значительно бо'льшая толщина модифицированных поверхностных слоев (1...2 мкм – после воздействия МИП и 20...25 мкм – после облучения СИЭП в ускорителях "Геза"). Однако, как было показано в [7], и после обработки СИЭП на поверхности мишеней появляются кратеры.

Цель исследования — изучение причин протекания явления кратерообразования на поверхности лопаток турбины из жаропрочного никелевого сплава ЖС26НК с покрытием СДП-2 при их облучении СИЭП в сравнении с результатами, зафиксированными при использовании МИП [1–4]. Эти материалы нашли широкое использование в авиационной промышленности, поэтому обсуждаемые здесь данные имеют не только научный, но и практический интерес. В этой связи нами были использованы терминология и методика, описанные в этих публикациях.

В [1-4] было высказано предположение о следующих наиболее вероятных механизмах кратерообразования при облучении материалов МИП: 1 – расслоение ("филаментация") ионного пучка; 2 – филаментация электронной составляющей пучка, возникающей при нарушении работы системы согласования диода ускорителя (диод с самоизоляцией); 3 – выход на поверхность пузырьков газов, растворенных в приповерхностных областях; 4 – экранирование некоторых областей поверхности на начальной стадии действия импульса в результате образования неоднородного пароплазменного облака из легколетучих веществ, адсорбированных на поверхности, прежде всего углеводородов, а также фазовых составляющих сплава, имеющих высокую упругость паров или разлагающихся под пучком с выделением газов; 5 – избирательность плавления отдельных участков поверхности вследствие различия в температурах плавления фазовых составляющих сплава; 6 – нестационарное и различное по глубине плавление отдельных участков поверхности с различной ориентацией по отношению к направлению распространения пучка (е), обусловленное неадекватностью величин плотности ионного тока и пробегов ионов на образующих выступов и впадин, а также на соседних плоских поверхностях, перпендикулярных вектору е; 7 – взрывная эмиссия с острых участков поверхности, их локальный перегрев и избирательное интенсивное плазмообразование; 8 - избирательное плавление и плазмообразование, обусловленные высокой степенью неоднородности распределения плотности дислокаций в пределах областей действия концентрированного потока энергии; 9 – бомбардировка уже расплавленной поверхности запаздывающими микрочастицами или плазменными сгустками, образованными при эрозии материала катода.

Зафиксированные методом *сканирующей электронной микроскопии* (СЭМ) результаты анализа топографии поверхности образцов из жаропрочных сплавов позволили авторам работ [1–4] разделить формируемые кратеры на две группы в зависимости от стадии их появления: первичные кратеры (регистрируются непосредственно после одного импульса) и вторичные кратеры (выявляются или после повторного облучения, или после финишного диффузионного отжига). Далее в [1–4] первичные кратеры были классифицированы по форме и рельефу: круглые многокольцевые, круглые с выпуклостью в центре, круглые с вогнутостью в центре, эллиптические, смежные, ограненные и забоинообразные.

Методы проведения исследований

В качестве объектов исследования использовались лопатки турбины двигателя РД-33 и образцы из сплава ЖС26НК (Ni – основа; Ti – 1,0; Cr – 5,6; Al – 6,2; Mo – 1,4; Co – 10,0; V – 1,2; N – 1,4; W – 12,5; C – 0,18; O, N < 0,01; H < 0,02; B < 0,015 % мас.) с 60-микронным покрытием СДП-2 (Ni – основа; Cr – 18...22; Al – 11,0...13,5; Y – 0,3...0,6 % мас.), нанесенным на установке МАП-1 по методике ВИАМ [8] после термообработки: отжиг при 1250 °C в вакууме в течение 3 ч, охлаждение со скоростью 50...60 °/мин, стабилизирующий отжиг при 1000 °C в вакууме в течение 2 ч.

Часть лопаток до облучения разрезалась на электроэрозионном станке и исследовалась методами СЭМ и оптической металлографии. Кроме этого, измерялись микротвердость (H_{μ}) и шероховатость (Ra). Обработка лопаток СИЭП проводилась на ускорителях "Геза-2" и "Геза-ММП" в режимах кратерообразовия (энергия электронов – 115...125 кэВ; длительность импульса – 30...80 мкс; плотность энергии в пучке – 30...80 Дж/см²; площадь поперечного сечения пучка – 30...80 см²; неоднородность плотности по сечению пучка – 5 %) [9].

Лопатки после облучения также разрезались и подвергались исследованию методами СЭМ и оптической металлографии.

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктуры, формируемые в поверхностных слоях серийных и облученных лопаток из сплава ЖС26НК, представлены на рис. 1, а топография поверхности в зависимости от плотности энергии приведена на рис. 2.

Особенностью использованных в работе мишеней, по сравнению с мишенями, облучаемыми в [1-4], было то, что они представляли из себя не литой материал, а покрытие, полученное методом вакуумно-плазменной технологии высоких энергий, когда формируется большое количество микрокапельной фракции и, как следствие, микропор. Шероховатость таких мишеней много выше и достигает 2...3 мкм. На рис. 1, δ отчетливо видны микрокапли в составе покрытия на монокристаллической подложке.





Рис. 1. Микроструктура, формируемая в поверхностном слое вакуумно-дуговых покрытий СДП-2:

a — на серийных лопатках после диффузионного отжига при 1050 °C; δ — после облучения СИЭП при плотности энергии 42...45 Дж/см² четырьмя импульсами и диффузионного отжига при 1050 °C

Из микрорельефа, формируемого на поверхности лопаток с покрытием СДП-2, нанесенным по серийной технологии, видно, что облучение при низких плотностях энергии $20...36 \ Дж/см^2$ сопровождается интенсивным растрескиванием и формированием на поверхности капельной фракции диаметром 1...20 мкм (рис. 2, *a*, *б*). Внутри капель отчетливо просматривается наличие отдельных кристаллитов правильной формы. При таких режимах облучения не все компоненты покрытия находятся в рас-

Рис. 2. Топография поверхности лопатки из сплава ЖС26НК с покрытием СДП-2 после облучения при плотности энергии (1 имп.), Дж/см²:

a - 22...24, ×500; $\delta - 30...36$; e - 42...45; e - 50...55

плавленном состоянии, поэтому формирование микротрещин в процессе высокоскоростной кристаллизации вполне закономерно. Кроме того, присутствуют отдельные кратеры с вогнутостью в центре, другие типы кратеров отсутствуют.

Облучение же при плотности энергии 42...45 Дж/см² (рис. 2, в) позволяет зафиксировать равномерно оплавленную поверхность, на которой присутствуют тонкодисперсные кристаллиты и вытянутые пластины дендридного типа. Последнее хорошо согласуется с общими положениями теории кристаллизации Каишева—Странского об особенностях роста кристаллов в условиях высоких пересыщений [10].

Электронно-лучевая обработка при очень высоких плотностях энергии, 50...55 Дж/см² (рис. 2, *г*) стимулирует интенсивное протекание процесса эрозии материала поверхностного слоя, сопровождающегося его выносом в вакуум на макроуровне. Последнее отражается в формировании на поверхности сетки микротрещин. Большой научный интерес вызывает изучение процесса формирования капельной фракции на поверхности облучаемой детали. Эти данные представлены на рис. 3, 4.

Сравнивая зафиксированные здесь данные с результатами исследования топографии поверхности лопаток компрессора ГТД из жаропрочных сталей и титановых сплавов после облучения сильноточными импульсными электронными пучками [1–4], можно сделать предположение о единой природе процесса формирования микронеоднородностей в том и другом случаях. Однако для покрытий СДП-2 характерно формирование не уг-



Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 11



Рис. 3. Распределение капельной фракции по поверхности покрытия СДП-2 на лопатке из сплава ЖС26НК после облучения при плотности энергии 26...30 Дж/см²

лублений, хотя отдельные кратеры с вогнутостью в центре присутствуют, а выпуклостей в форме капель на поверхности мишеней. Результаты *рентгеновского микроанализа* (PMA) при съемке из такой капли (рис. 5) свидетельствуют о том, что основным элементом в ее



UASH SM1727 40KU X2000 10Pm JEOL



Рис. 4. СЭМ изображение микрокапли на поверхности покрытия СДП-2:

a — после вдавливания алмазной пирамидки; δ — из окрестности которой проведен рентгеновский микроанализ

окрестности является алюминий (см. рис. 5, до 86 % ат.). В этой связи можно сделать заключение о том, что в процессе облучения протекает процесс абля-

ции наиболее легколетучих фрагментов покрытия на макроуровне с последующей конденсацией капли на уже закристаллизованной поверхности. Подобная микронеоднородность обладает низкой адгезией, легко удаляется с поверхности механически и разрушается при небольшой нагрузке на индентер (см. рис. 4, *a*) при измерении микротвердости (90 \pm 10) HV — величина, близкая к значениям микротвердости, характерной для чистого алюминия).

Кроме того, такие микродефекты не влияют на усталостные свойства, так как не являются концентраторами напряжений и могут быть легко удалены с поверхности.

Вывод

1. Показано, что использование СИЭП микросекундной длительности, как и МИП, приводит к формированию кратеров на поверхности ва-

Рис. 5. Результаты РМА покрытий СДП-2 после электронно-лучевой обработки (плотность энергии *w* = 22...26 Дж/см²; число импульсов *n* = 1; регистрация с поверхности капли на рис. 2, *a*)

куумно-плазменных покрытий NiCrAlY, однако из всего многообразия типов кратеров, формируемых под действием МИП, здесь наблюдается образование только кратеров с вогнутостью в центре и микрокапель, содержащих легколетучие компоненты покрытия.

2. Установлено, что при воздействии СИЭП протекает процесс абляции наиболее легколетучих фрагментов покрытия на макроуровне с последующей конденсацией капли на уже закристаллизованной поверхности. Формирование микрокапель не приводит к снижению усталостных свойств облучаемых деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кратерообразование на поверхности деталей из титановых сплавов при облучении сильноточными импульсными электронными пучками / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.Ф. Львов, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко, А.В. Крайников, А.Д. Теряев, Д.А. Теряев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1. С. 9–15.

2. Yatsui K. High power pulse ion beam application for technology // J. Laser and Particle Beams, 1989. V. 7. P. 733–749.

3. Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Ночовная Н.А. Явление кратерообразования при взаимодействии мощных ионных пучков с поверхностью металлов и сплавов: Влияние предварительной обработки // Поверхность. Физика, химия, механика. 1995. № 6. С. 77–91. 4. **Модификация** поверхности деталей из жаропрочных сталей сильноточными импульсными электронными пучками / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.Б. Белов, В.И. Энгелько и др. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 2. С. 32–41.

5. Волков Н.Б., Майер А.Е., Яловец А.П. Нелинейная динамика контактной границы сплошных сред с различной плотностью // ЖТФ. 2003. Т. 73. Вып. 3. С. 1–9.

6. Волков Н.Б., Майер А.Е., Яловец А.П. О механизме кратерообразования на поверхности твердых тел при воздействии интенсивных пучков заряженных частиц // Письма в ЖТФ. 2002. Т. 72. Вып. 8. С. 34–38.

7. Влияние параметров облучения сильноточными импульсными пучками заряженных частиц и исходного состояния поверхности твердотельных мишеней на их микрорельеф / А.Я. Лейви, А.Е. Майер, В.А. Шулов, А.П. Яловец // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 11. С. 12–17.

8. Мубояджан С.А., Будиновский С.А., Помелов Я.А. Обработка поверхности жаропрочных сплавов в плазме вакуумно-дугового разряда // Матер. 6-й Междунар. конф. по модификации материалов пучками частиц и плазменными потоками. Томск: ТПУ, 23–28 сентября 2002 г. С. 561–563.

9. **GESA-1 and GESA-2** accelerators of intense pulsed electron beams / V. Engelko, B. Yatsenko, G. Mueller, H. Bluhm // J. Vacuum. 2001. V. 62. P. 211–214.

10. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) // М.: МИСиС, 2001. 632 с.





ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.793.1(075)

А.А. Веселовский (ВПО "Национальный исследовательский технологический университет МИСиС", Новотроицкий филиал) E-mail: a_a_ves@mail.ru

Особенности термодиффузионной металлизации серого и высокопрочного чугунов ванадием и хромом, хромом и марганцем, ванадием и марганцем

Изучена диффузионная подвижность атомов хрома, ванадия и марганца при совместном двухкомпонентном насыщении серого и высокопрочного чугунов. Приведены структуры сформированных покрытий при различных процентных соотношениях реагентов, содержащих диффузанты, в порошковой среде. **Ключевые слова:** карбидные покрытия, чугуны с покрытиями, диффузия.

Studied diffusion mobility of atoms of chromium, vanadium and manganese in the joint a two-component feeding of the gray and high-strength cast iron. Given the structure of formed surfaces with different percentages of reagents containing diffusion elements, in powder environment.

Keywords: coating, carbide alloy with coatings, diffusion.

Введение

Развитие многих отраслей современной техники, повышение надежности машин и механизмов, увеличение производительности оборудования и труда в значительной мере зависят от разработки и практического использования различных типов защитных покрытий. Нанесение защитных покрытий позволяет увеличить твердость, износо- и окалиностойкость, улучшить коррозионные свойства, а также придать специфические эксплуатационные характеристики рабочим поверхностям деталей машин, приборов, производственного оборудования и инструмента. Это обеспечивает повышение срока службы и надежность соответствующих деталей и узлов, снижение трудоемкости и металлоемкости производства, дает возможность заменить дорогие и дефицитные материалы более дешевыми и доступными [1].

В настоящее время накоплены обширные экспериментальные данные по свойствам материалов с диффузионными защитными покрытиями, в частности по влиянию диффузионных покрытий на кратковременную статическую и усталостную прочность защищенных изделий на воздухе и в различных средах [2].

Изучена роль остаточных напряжений, возникающих в процессе диффузионного насыщения, и предложена их классификация. Работы в этой области имеют важное значение для раскрытия механизма деформации и разрушения металлов с покрытиями, для создания теории прочности таких материалов.

Анализируя вышеизложенное, можно сказать, что успешное решение всего комплекса сложных практических задач возможно лишь на основе достаточно обоснованных теоретических предпосылок и поисковых исследований.

Цель работы — изучить кинетику формирования и морфологию покрытий на сером и высокопрочном чугунах, полученных при одновременном насыщении ванадием и хромом, хромом и марганцем, ванадием и марганцем.

Оборудование, материалы и методы проведения экспериментов

Данные элементы являются карбидообразующими, следовательно, их диффузия в чугун сопровождается созданием твердых износостойких слоев. Особенности диффузии этих элементов в отдельности и фазовый состав формирующихся покрытий достаточно хорошо изучены, а совместная диффузия этих элементов при различной их концентрации в порошковой среде представляет определенный интерес. В качестве носителей диффузантов использовались ферросплавы: феррованадий марки ФВд50У03, фер-





1 — камера нагрева; 2 — цилиндрический муфель; 3 — электронагреватель; 4 — датчик температуры; 5 — механизм поворота; 6 — реторта; 7 — передняя крышка; 8 — задняя крышка; 9 — глуходонная гильза; 10 — вал; 11 и 12 — катки; 13 — изоляторы; 14 — привод; 15 — датчики температуры; 16 — вибратор; 17 — положение муфеля для загрузки-выгрузки; 18 — упрочняемые детали; 19 — промежуточные вставки

ромарганец ФМн88 и феррохром ФХ800. Инертным наполнителем служила окись алюминия, активатором процесса – хлористый аммоний.

В случае одновременного насыщения чугунов ванадием и хромом, ванадием и марганцем содержание феррованадия в шихте составляло 60 % мас., а доля второго ферросплава повышалась в реакционной шихте за счет сокращения доли инертного наполнителя. При одновременном насыщении хромом и марганцем на уровне 60 % мас. было зафиксировано содержание хрома, а доля марганца прибавлялась за счет сокращения содержания окиси алюминия.

Термодиффузионное насыщение проводилось при температурах 1000...1050 °С в течение 5 ч в установке, схема которой представлена на рис. 1.

Данная установка представляет собой модернизированную муфельную печь типа СУОЛ, предназначенную для термодиффузионного насыщения деталей в виде тел вращения.

Упрочненные таким образом образцы подвергались исследованиям структуры, строения и свойств сформированных покрытий.

Результаты проведенных исследований

Одновременное насыщение серого и высокопрочного чугунов хромом и ванадием приводит к созданию более тонких покрытий в сравнении с чис-



Рис. 2. Влияние концентрации феррохрома на толщину диффузионного слоя при фиксированном содержании феррованадия (60 % мас.)

тым хромированием или ванадированием, что, по-видимому, связано с конкурированием диффузионных потоков хрома и ванадия при одновременном насыщении.

Минимальная толщина образующихся ванадиево-хромовых слоев наблюдается при содержании в реакционной порошковой среде 60 % феррованадия и 6...10 % феррохрома (рис. 2), что связано с максимальным влиянием друг на друга диффузионных потоков хрома и ванадия.

Микроструктуры ванадиево-хромового покрытия на высокопрочном и сером чугунах, полученные насыщением из среды 60 % феррованадия и 3 % феррохрома с указанием положения линии сканирования, представлена на рис. 3 (см. стр. 2 обложки). Концентрационное распределение элементов по толщине сформированного покрытия представлено на рис. 4. Согласно данным рис. 4, в, г в покрытии содержится 80 % мас. ванадия и 20 % мас. углерода, что соответствует стехиометрии карбида ванадия VC. У самой поверхности концентрация ванадия (для случая насыщения серого чугуна, см. рис. 4, в) может незначительно понижаться пропорционально росту концентрации железа.

Такое распределение элементов объясняется тем, что с течением времени диффузионный поток ванадия в чугун ослабевает из-за выравнивания концентрационного градиента и железо из ферросплава начинает диффундировать вглубь на незначительную глубину в сформированное карбидное покрытие под действием собственного градиента концентрации.

Добавление феррохрома в количестве 6...10 % в среду, содержащую 60 % феррованадия, приводит к формированию минимальной толщины ванадиевого-хромового покрытия. Это связано с максимальным влиянием друг на друга (взаимным подавлением) диффузионных потоков хрома и ванадия. В результате



такого взаимодействия концентрация диффузантов на поверхности не превышает 4 % (рис. 5).

Увеличение содержания феррохрома в реакционной среде до 10...25 % при фиксированном содержании феррованадия на уровне 60 % мас. приводит к созданию двухслойных покрытий (рис. 6, см. стр. 3 обложки). Внутренний слой обогащен хромом, а внешний — ванадием (рис. 7). Ведущим диффузионным элементом является хром. С течением времени





диффузионный поток хрома ослабевает и создаются благоприятные условия для хемосорбции ванадия. Ванадий, обладая большим сродством к углероду, восстанавливает хром из карбидной связи, способствуя диффузионной подвижности последнего. Следовательно, внутренний слой представляет собой высокохромистый чугун (рис. 7, δ) с некоторым содержанием в нем ванадия, а внешний представляет собой покрытие на базе карбидов ванадия (рис. 7, a).

Одновременное насыщение серого и высокопрочного чугунов хромом и марганцем, так же как и в случае формирования хромованадиевых покрытий, приводит к созданию более тонких слоев относительно однокомпонентного насыщения хромом и марганцем. Максимальное влияние друг на друга диффузионных потоков хрома и марганца наблюдается при их концентрациях в реакционной порошковой среде в виде ферросплавов 60 и 5...10 % соответственно (рис. 8). Такое концентрационное соотношение справедливо для серого и высокопрочных чугунов. Распределение элементов в покрытии на высокопрочном чугуне при различных содержаниях ферромарганца в шихте, 5...20 % мас., представлено на рис. 9–11.

При содержаниях ферромарганца в реакционной среде менее 10 % диффузия хрома в чугун протекает активнее марганца, при увеличении ферромарганца



Рис. 7. Распределение элементов по толщине упрочненного слоя (насыщающий состав: 60 % феррованадия и 20 % феррохрома)

до 10 % количество хрома и марганца в создающемся покрытии не превышает 10 % (см. рис. 10, *a*). Следовательно, в этом случае покрытие минимальное по толщине и представляет собой износостойкий хромомарганцевый чугун. Дальнейшее увеличение



Рис. 8. Изменение толщины покрытия от концентрации ферромарганца в шихте (при содержании феррохрома 60 % мас.)



Рис. 9. Распределение элементов в хромомарганцевом покрытии (60 % феррохрома и 5 % ферромарганца): *а*, *б* – серый чугун; *в*, *г* – высокопрочный чугун



Рис. 10. Распределение элементов в хромомарганцевом покрытии (60 % феррохрома и 10 % ферромарганца)

концентрации ферромарганца до 10...20 % вызывает преобладание диффузионного потока марганца над хромовым (см. рис. 11).

Одновременное насыщение серого и высокопрочного чугунов ванадием и марганцем, как и в двух предыдущих случаях, приводит к конкурированию диффузионных потоков ванадия и марганца, взаимное подавление которых наблюдается при концентрациях ферромарганца в шихте 3...5 % (рис. 12).

С целью объяснения поведения концентрационных графиков (см. рис. 2, 8, 12) были определены коэффициенты диффузии Cr, V, Mn в высокопрочный чугун под влиянием потоков друг друга. Так как результаты изменения толщины покрытий от доли прибавляемого ферросплава для серого чугуна близки по значениям к высокопрочному, то достаточно определить диффузионные показатели высокопрочного чугуна, которые будут незначительно отличаться от серого. Результаты расчетов коэффициентов диффузии Cr, V, Mn под взаимным влиянием потоков представлены в таблице.



Рис. 11. Распределение элементов в хромомарганцевых покрытиях (60 % феррохрома и 20 % ферромарганца)



Рис. 12. Зависимость толщины ванадиево-марганцевых покрытий от содержания ферромарганца в шихте (60 % феррованадия)

Коэффициент диффузии V, Cr, Mn под взаимным влиянием диффузионных потоков							
Количество			Состав	ШИХТЫ			
прибавляемого реагента, % мас.	ФВд50У0	3+ Φ X900	0 ФВд50У03+ФМн88			-ФМн88	
	D _{V, Cr}	D _{Cr, V}	D _{V, Mn}	D _{Mn, V}	D _{Cr, Mn}	D _{Mn, Cr}	
3	6,944·10 ⁻¹²	$11, 1 \cdot 10^{-13}$	Н	$2,78 \cdot 10^{-13}$	$6,25 \cdot 10^{-13}$	$7 \cdot 10^{-15}$	
5	$4,27 \cdot 10^{-13}$	5,56.10 ⁻¹³	$1,11 \cdot 10^{-12}$	$2,25 \cdot 10^{-12}$	$1,225 \cdot 10^{-13}$	$5,625 \cdot 10^{-14}$	
10	$9 \cdot 10^{-14}$	$2,5 \cdot 10^{-12}$	$1,85 \cdot 10^{-13}$	$4 \cdot 10^{-11}$	$6,94 \cdot 10^{-14}$	9,26·10 ⁻¹⁴	
20	Н	Н	_	$6,25 \cdot 10^{-11}$	_	$3,4 \cdot 10^{-13}$	
25	_	4,44.10-12	_	Н	_	Н	
Примечани	и е: н – параметр н	е определялся; "-" -	– близок к нулю.				

Коэффициенты диффузии под взаимным влиянием потоков

Согласно полученным результатам хром, содержащийся в реакционной среде, отрицательно влияет на диффузию ванадия (уменьшает ее). В свою очередь ванадий, являясь более сродным к углероду элементом, восстанавливает хром, находящийся в покрытии, из углеродной связи и способствует его продвижению вглубь. Аналогичная тенденция просматривается для процессов одновременного насыщения чугунов ванадием и марганцем, хромом и марганцем.

Вывод

Одновременное насыщение серого и высокопрочного чугунов двумя карбидообразующими элемента-

УДК 621.78.015.7.066.3

ми приводит к конкурированию диффузионных потоков, что влечет за собой уменьшение толщины созданного покрытия. Минимальная толщина покрытий соответствует максимальному влиянию диффузионных потоков друг на друга.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ворошин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки. Минск: Новое знание. 2010. 304 с.

2. Бойцов В.Б., Чернявский А.О. Технологические методы повышения прочности и долговечности. М.: Машиностроение, 2005. 128 с.

В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, С.З. Лончаков, Н.Г. Чинилов (Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет) E-mail: VMuravyev@mail.ru

Влияние алитирования конструкционных сталей в расплавленном алюминии на структуру и свойства изделий из них

Представлены результаты исследования процессов подготовки поверхности сталей 20, 25, 12X18H9, 5XHB под алитирование. Установлены условия проведения жидкостного алитирования с различными алитирующими смесями, влияющие на структуру и свойства алитированного слоя и эксплуатационную стойкость алитированных изделий.

Ключевые слова: алитирование, диффузионный отжиг, жаростойкость, микротвердость, соляная ванна.

Results of research of processes of preparation of a surface staly 20, 25, 12H18N9, 5HNV are presented under alitizing. Conditions of carrying out liquid alitizing with the various alitiruyushchy mixes, influencing structure and properties of an alitirovanny layer and operational firmness of alitirovanny products are established. **Keywords:** alitizing, diffusive annealing, heat resistance, microhardness, salina.

Введение

Использование конструкционных материалов для изделий, работающих в высокотемпературных хими-

чески агрессивных средах, например оснастки для подвески деталей под гальванопокрытия, химфрезерование, для высокотемпературной термической обработки в электропечах, в расплавах солей и т.д., свя-

зано с необходимостью увеличения их эксплуатационной надежности и предотвращения аварийных ситуаций.

Химико-термическая обработка (ХТО) является одним из наиболее эффективных и широко применяемых в промышленности методов повышения надежности и долговечности деталей машин, инструмента и технологической оснастки [1–3]. Известно, что алитирование повышает срок эксплуатации деталей в зависимости от температурных условий их службы, например: из углеродистой стали при 800...1000 °С в 1,5–2 раза; из серого чугуна при 920 °С в 2–2,5 раза; из жаростойкой стали марки X23H13 при 1150...1200 °С в 6–8 раз, титанового сплава BT14 при 950 °С в 6 раз.

Наиболее эффективным и наименее ресурсозатратным технологическим процессом является жидкостной безэлектролизный процесс XTO [4]. Цель работы — исследование влияния жидкостного алитирования сталей на структуру и свойства полученного слоя и эксплуатационную стойкость при нагреве в воздушной среде и соляной ванне.

Методы проведения исследований

Алитированию подвергали образцы (рис. 1) из сталей 20, 25, 12Х18Н9, 5ХНВ. Исследование микроструктуры алитированного слоя проводили на оптическом микроскопе "НЕОФОТ 21", микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

Алитирование проводили в плавильных и электроиндукционных печах в различных алитирующих составах: алюминии A00, сплаве AM5 (АЛ19) и смеси A00 + Ni. Исследовали различные методы подготовки поверхности под алитирование: обезжиривание химическое и электрохимическое, опескоструивание, химическое обезжиривание с последующим опескоструиванием, предварительное окисление от 200 до 900 °C.

Алитирование проводили при тепературе (790±10) °С с различной выдержкой. Затем образцы

загружали в электропечь с температурой 850 °C, выдерживали 30 мин и охлаждали на воздухе.

Диффузионный отжиг проводили по четырем различным режимам при температуре 920 °C:

I – выдержка 4 ч;

II – выдержка 8 ч;

III – предварительная обмазка образцов [состав:
50 % серебристого графита, 20 % огнеупорной глины,
30 % кварцевого песка (к массе сухих компонентов)],
отжиг с выдержкой 2 ч, охлаждение с печью до 600 °С
и последующее охлаждение на воздухе;

IV – предварительная обмазка образцов шамотной глиной, отжиг с выдержкой 2 ч, охлаждение с печью до 600 °C, далее на воздухе.

Результаты исследований и их обсуждение

Из данных табл. 1 видно, что вид подготовки поверхности деталей, а также их химический состав оказывают существенное значение на сплошность формирования покрытия. Для деталей из высокопластичных сталей (низкоуглеродистая сталь 25 и легированная аустенитная сталь 12Х18Н9) подготовка поверхности по режимам 3–7 (см. табл. 1) приводит к удовлетворительной, 100%-й сплошности покрытия, по режимам 1, 2 (см. табл. 1) – к неудовлетворительной (10...15 %) сплошности покрытия.

Для деталей из высокопрочной стали 5XHB все виды подготовки поверхности под покрытие приводят к удовлетворительной, 100%-й сплошности покрытия.

Закономерности формирования сплошности покрытия в зависимости от метода подготовки поверхности и марки материала покрываемых деталей можно объяснить следующими положениями. В работе [5] показано, что механическая обработка деталей формирует поверхность с различной степенью шероховатости и деградации поверхностного и подповерхностного слоев, по-разному адсорбирующих влагу и загрязнения. Причем существует как поверхностная, так и трудноудаляемая капиллярная конденсация влаги и загрязнений на поверхности деталей. Чем

> пластичнее материал, тем вероятнее формирование деградированной поверхности, способной к капиллярной конденсации влаги и загрязнений. В нашем случае капиллярно-конденсированная влага и загрязнения практически удаляются полностью с поверхности деталей по режимам подготовки поверхности опескоструиванием и в особенности прогревом для сталей 25 и 12X18Н9 (см. режимы



Рис. 1. Эскизы образцов

Таблица 1

Влияние подготовки поверхности стали на сплошность алитированного покрытия

№ п/п	Подготовка поверхности	Сталь	Сплошность покрытия, %
		25	15
1	Обезжиривание бензи- ном/ацетоном	12X18H9	10
	,	5XHB	100
		25	10
2	Электрохимическое обез- жиривание	12X18H9	10
	F	5XHB	100
		25	
3	Опескоструивание	12X18H9	100
		5XHB	
	Унициасиоа обаруштита	25	
4	ние и последующее опеско-	12X18H9	100
	струивание	5XHB	
		25	
5	200 °C – окисление	12X18H9	100
		5XHB	
		25	
6	500 °С – окисление	12X18H9	100
		5XHB	
		25	
7	900 °C – окисление	12X18H9	100
		5XHB	

3-7, табл. 1) и не удаляются – режимы 1, 2 (см. табл. 1). Для стали 5ХНВ все виды подготовки приемлемы.

Влияние предварительного окисления поверхности деталей на сплошность покрытия можно объяснить не только удалением с поверхности капиллярно-конденсированной влаги и загрязнений, а также активацией поверхности в процессе алитирования за счет восстановления окислов, как это было показано в работах [5, 6].

Из данных табл. 2 и рис. 2 видно, что наилучшм алитирующим составом, обладающим самой высокой толщиной слоя, является A00 + Ni.

Изменение микротвердости алитированного слоя в зависимости от алитирующего состава режима отжига и времени выдержки показано на рис. 3, 4. Наилучшим алитирующим составом для стали 25 является сплав AM5 (АЛ19) (см. рис. 3). Наилучшими режимами отжига являются для стали 25 – II и IV, а для 12Х18Н9 – II и III. Микроструктура алитированного слоя после диффузионного отжига показана на рис. 5.

Исходя из второго закона диффузии Фика [3] $d_m / d_x = D$ grad C, где d_m – количество диффундирующего элемента в любой момент времени, D – коэффициент диффузии, grad C – градиент концентрации элемента, следует, что для более полного обеспечения диффузионного процесса необходимо подводить диффундирующий элемент к поверхности в соответствии с изменением grad C. Следовательно, чем больше будет подводиться диффундирующего элемента с последующей его адсорбцией, тем больший градиент концентрации будет создаваться, тем интенсивнее будет идти процесс насыщения.

Как показано в работе [4], в жидкостных безэлектролизных процессах ХТО массоперенос вещества из насыщающей среды к обрабатываемой детали осуществляется за счет диффузии его субионов в расплаве. Движущей силой процесса является разность актив-



Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 11

в расплаве А00: *1* – сталь 25; *2* – 5ХНВ. В расплаве A00+Ni: *3* – сталь 25; *4* – 12Х18Н9; *5* – 5ХНВ

Таблица 2

	Толщина слоя,	HV 0,1		Толщина слоя,	HV 0,1		
	ММ	основа	слой	MM	основа	слой	
Марка стали	Алитирующий состав						
	A00			A00 + Ni			
25	0,22	228	824	0,22	191	824	
12X18H9	0,12	285	824	0,18	312	824	
5XHB	0,06	440	824	0,22	498	824	

Влияние алитирующего состава на микротвердость и толщину алитируемого слоя для различных сталей



Рис. 3. Изменение микротвердости алитированного слоя по толщине на образцах из сталей 25 и 12Х18Н9 в зависимости от алитирующего состава и времени выдержки в нем после отжига по режиму П:

А00 – 5 мин (1); 90 мин (7) – 12Х18Н9; А00 – 30 мин (2); 90 мин (6) – сталь 25; АМ5 (АЛ19) – 60 мин (8)

ностей субионов в расплаве и на насыщающей поверхности. Диспропорционирование ионов на насыщаемой поверхности обеспечивает непрерывность процесса массопереноса, что обеспечивает высокий показатель градиента концентрации на поверхности детали. Кроме того, в расплаве A00+Ni выступает в роли химически активного восстановителя [4], который вводится в расплав небольшими дозами при температуре не ниже температуры насыщения.

Микроструктура алитированного слоя (см. рис. 2) на сталях 25 и 5ХНВ представляет собой нетравящуюся светлую зону, а на стали 12Х18Н9 — более темную зону по сравнению со структурой основного металла. Для всех исследованных сталей граница раздела диффузионного слоя с основным металлом четко выражена, под диффузионным слоем наблюдается обогащенная углеродом переходная зона, так как углерод в процессе насыщения оттесняется в глубь металла. После отжига (см. рис. 5) вид микроструктуры диффузионного слоя и границы раздела практически сохраняются, исчезает обогащенная углеродом переходная зона.



Рис. 4. Изменение микротвердости по толщине алитированного слоя в зависимости от алитирующего состава и режимов отжига: a -сталь 25 – алитирование в A00, отжиг по режимам: IV (3); III (4); I (5); $\delta -$ сталь 25 – алитирование в A00+Ni, отжиг по режимам I (9); II (10); IV (11); III (12); $\beta -$ 12X18H9 – алитирование в A00+Ni, отжиг по режимам I (14), II (15), III (16)



Рис. 5. Микроструктура (×200) алитированного в различных средах слоя стальных образцов после диффузионного отжига по режимам:

1 – сталь 25: 90 мин, A00 отжиг по режиму II; *2* – сталь 25: 60 мин, AM5, отжиг по режиму II; *3* – сталь 25: 90 мин, A00+Ni, отжиг по режиму IV; *4* – 12X18H9: 90 мин, A00 отжиг по режиму II; *5* – 12X18H9: 90 мин, A00+Ni, отжиг по режиму III

Сравнительная оценка жаростойкости алитированных и неалитированных образцов осуществлялась по изменению толщины обезуглероженного слоя, изменению микротвердости и микроструктуры после нагрева в воздушной среде при температуре 900 °C 196 ч (табл. 3, рис. 6, 7).

Из обобщения данных рис. 6, 7 и табл. 3 можно сделать вывод, что все алитированные образцы пока-

зали высокую жаростойкость в проведенных условиях испытания в воздушной среде. Алитирующая смесь расплава AM5 (АЛ19) оказалась наилучшей, обеспечивающей высокую жаростойкость для сталей 25 и 5XHB по величине диффузионного слоя. Для стали 12X18H9 все смеси одинаково эффективны. При сравнении слоев у различных сталей по твердости, максимальная – у 12X18H9, а минимальная –

Таблица З

Изменение жаростойкости образцов в зависимости от алитирующего состава, времени выдержки в нем и толщины обезуглероженного слоя

	Толщина алитированного/обезуглероженного слоя, мм							
	Алитирующий состав							
Состояние стали	A00	АМ5 (АЛ19)	A00 ⁻	+Ni				
		при времени в	ыдержки, мин					
	30	60	60	90				
А	0,21/-	0,22/-	0,17/-	0,18/-				
Н	-/1,26	-/1,26	-/1,26	-/1,26				
		Сталь 12Х18Н9						
А	_	_	0,06/-	0,07/-				
Н	_	_	_	_				
		Сталь 5ХНВ						
А	0,18/-	0,21/-	0,09/-	0,18/-				
Н	-/0,72	-/0,72	-/0,72	-/0,72				
Примечание. А –	П р и м е ч а н и е. А — алитированная сталь; Н — неалитированная сталь.							



Рис. 6. Изменение микротвердости алитированного слоя по глубине в зависимости от вида алитирующей смеси и времени выдержки в ней образцов:

a - 5XHB: 1 -алитирование 5 мин в A00; 2 - 30 мин в A00; 4 - 90 мин в A00+Ni; 5 - 60 мин в AM5 (АЛ19); 6 -сталь 25: 2 -алитирование в A00 - 30 мин; 5 -в AM5 (АЛ19) - 90 мин; 6 -в A00+Ni - 90 мин; e - 12X18H9: 1 -алитирование в A00 - 5 мин; 6, 7 -алитирование в A00+Ni - 60, 90 мин соответственно



Рис. 7. Микроструктура (×200) алитированного и обезуглероженного слоев после испытания жаростойкости: *1* – сталь 25...30 мин в А00; *2* – сталь 25 неалитированная; *3* – 5ХНВ – 5 мин в А00; *4* – 5ХНВ неалитированная; *5* – 12Х18Н9 – 90 мин в А00+Ni

у 5ХНВ. Такое различие в твердости алитированного слоя объясняется взаимодействием легирующих элементов с алюминием в диффузионном слое. Необходимо отметить что у стали 25, алитированной в сплаве AM5 (АЛ19), микротвердость составляет более 5000 МПа, что объясняется, по-видимому, наличием высокого содержания марганца в сплаве AM5 (АЛ19).

Микроструктура диффузионного слоя и границы раздела (см. рис. 7) практически сохранились у всех образцов. Переходная зона резко изменилась в 5ХНВ и микротвердость диффузионной зоны уменьшилась до микротвердости основного металла (см. рис. 7 (5), 6, *a*).

У стали 12Х18Н9 несколько увеличились глубина диффузионного слоя и микротвердость (см. рис. 7 (5), 6, *в*). Глубина обезуглероженного слоя сталей 25, 5ХНВ – 1,26; 0,72 мм соответственно (см. рис. 7).

Испытание жаростойкости алитированных и неалитированных образцов в соляных ваннах КСІ и BaCl₂ проводили при температурах 900 и 1260 °C. Образцы выдерживали определенное время при указанных температурах и после выдержки их периодически взвешивали с точностью до 0,0001 г. Сравнение производили по привесу на единицу площади (табл. 4–6, рис. 8).

Из данных табл. 4–6 и рис. 8 видно, что наилучшей жаростойкостью в расплавленной соли обладают образцы из 12Х18Н9, алитированные в смеси A00 + Ni после отжига по режиму IV, а стали 25 – по режиму II.

Вид микроструктуры диффузионного слоя и границы раздела практически сохранился (см. рис. 8), но в 12X18Н9 в диффузионном слое проявились зерна игольчатого строения.

Таблица 4

Кинетика изменения веса на единицу площади у алитированных образцов при температуре 900 °C с различной выдержкой в соляной ванне KCl

Состояние стали		Сравнительная								
	2	3	4	5	15,5	clourocits, pas				
	Сталь 25									
А	-0,015	-0,019	-0,025	-0,0305	-0,0951	1,3				
Н	-0,021	-0,023	-0,0297	-0,0416	-0,1203					
12X18H9										
А	-0,0067	-0,0062	-0,0048	-0,0069	-0,0507	1,9				
Н	-0,0078	-0,0085	-0,0068	-0,0088	-0,0947					
П р и м е ч а н и е. А – алитированная сталь; Н – неалитированная сталь.										

Таблица 5

Изменения привеса на единицу площади образцов стали 25 после отжига 920 °C в зависимости от алитирующего состава и времени выдержки

		Время выдержки, мин	Привес на 1 см ² , г			
Алитирующий	Среда алитирования		Время выдержки образцов при 900 °С в соляной ванне КСІ, ч			
coortab			1	3	5	
A00	Серебристый графит	30	-0,0008	-0,0024	-0,0255	
	Шамотная глина	90	-0,00103	-0,00415	-0,0140	
АМ5 (АЛ19) Серебристый график		60	-0,0044	-0,0161	-0,0064	
		90	-0,0009	-0,0032	-0,0170	
A00 + Ni	_	90	_	-0,0027	-0,0170	
			-0,0004	-0,0020	-0,0127	
Серебристый графит Шамотная глина			-0,0022	-0,0055	_	
			-0,0072	-0,0061	-0,0066	

Таблица б

Изменение привеса на единицу площади образцов из различных сталей после отжига 920 °C в зависимости от вида алитирующего состава и среды алитирования

	Среда алити-	Время выдержки, мин	Привес на 1 см ² , г						
Алитирующий			Время выдержки образцов при 1260 °С в соляной ванне BaCl ₂ , г						
cocius	ровання		1,5	1,5	1,5	1,5	Стойкость, раз		
			Сталь	25					
A00 + Ni	_	90	-0,00148	-0,043	-0,053	-0,194	1,1		
	Серебристый графит		-0,0125	-0,0160	-0,0308	-0,0962	2,2		
Неалитированная	_	_	-0,0181	-0,0538	-0,0643	-0,215	2,2		
	12X18H9								
A00 + Ni	_	90	-0,0075	-0,0127	-0,0181	-0,0298	1,6		
	Серебристый графит		-0,0042	-0,019	-0,0288	-0,0383	1,2		
	_		-0,0075	-0,0073	-0,0145	-0,0211	2,1		
Неалитированная	_	_	-0,0094	-0,0087	-0,0103	-0,0473	2,1		



Рис. 8. Микроструктуры (×200) алитированного и обезуглероженного слоев после испытания на жаростойкость в соляных ваннах:

1 – сталь 25 в A00+Ni 90 мин + отжиг по режиму II, 20 ч при 1260 °C; *2* – сталь 12Х18Н9 в A00+Ni 90 мин + отжиг по режиму IV 20 ч при 1260 °C

Для технологического опробования использовали один комплект из Ст3 для подвески детали под термообработку в шахтном агрегате. Крюк перед алитированием подвергли тщательному опескоструиванию. Алитировали в алюминии A00 при температуре 800 °С 2 ч, охлаждали на воздухе. Вместе с крюком алитировали контрольные образцы. Алитированный крюк эксплуатировался семь месяцев, в то время как неалитированные крюки заменялись каждые полтора месяца. Температура эксплуатации крюков составляет (900±10) °С. Внешний вид образцов из стали 20,





a — образец алитированный в сплаве А
00 при 800 °C, 2 ч; δ — неалитированный

нагреваемых непрерывно в течение 15 суток при температуре 900 °C, представлен на рис. 9.

Выводы

1. Установлены закономерности влияния методов подготовки поверхности деталей под жидкостное алитирование, вида алитирующего состава, режимов отжига на толщину и свойства алитируемого слоя у сталей 25, 12Х18Н9, 5ХНВ.

2. Показано, что наилучшее алитирование поверхности происходит при обработке поверхности сплавов AM5 (АЛ19). Алюминий A00 и смесь A00+Ni являются малоэффективными и дорогостоящими; наилучшим диффузионным отжигом является отжиг с обмазкой состава 50 % серебристого графита, 20 % огнеупорной глины, 30 % кварцевого песка (к весу сухих компонентов) по режиму: отжиг 920 °C – 2 ч, охлаждение с печью до 600 °C, далее на воздухе (III режим); жаростойкость алитированных образцов из стали 20 и стали 12Х18Н9 в 2–2,5 раза выше по сравнению с неалитированным при нагреве в соляных ваннах.

3. Технологическое опробование показало возможность успешного применения жидкостного алитирования для оснастки в термическом цехе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каменичный И.С. Краткий справочник технолога-термиста. М.: Машгиз, 1963. 286 с.

2. Рябов В.Р. Алитирование стали. М.: Металлургия, 1983. 240 с.

3. Интенсификация процессов диффузионного легирования металлами и металлоидами поверхностных слоев деталей из конструкционных сплавов / В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, А.А. Евстигнеев, А.А. Дебеляк // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 6. С. 28–37.

4. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки: учебн. пособие. М.: Новое знание, 2010. 304 с.

5. Влияние разделительных операций на дефектность поверхности кромок заготовок из титановых сплавов под сварку / В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, С.З. Лончаков, О.П. Логвинов // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 3. С. 7–16.

6. Бахматов П.В. Влияние природы формирования поверхности стыкуемых кромок на механизм порообразования и свойства металла шва при сварке плавлением титановых сплавов // Ученые записки. 2012. IV. С. 75–81.

7. Влияние активации процесса диффузионного взаимодействия порошковых частиц в холоднопрессованных заготовках на свойства конструкций / В.И. Муравьев, А.Ф. Мельничук, П.В. Бахматов, А.М. Мартынюк // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 5. С. 43–48.



ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

УДК 621.793; 620.179.11

И.М. Букарев, А.В. Аборкин (Владимирский государственный университет имени А.Г. и Н.Г. Столетовых) E-mail: bukarev-ivan@rambler.ru

Влияние режима напыления на структуру и свойства многослойных нитридных покрытий^{*}

Проведено исследование влияния технологического режима напыления многослойного покрытия AIN/CrN на его износостойкость и скорость роста. Определены рациональные параметры технологического режима, одновременно обеспечивающие высокие значения данных характеристик. Показано влияние концентрации реактивного газа на структуру данного покрытия.

Ключевые слова: многослойные покрытия, износостойкость, скорость роста.

The study of the impact of technological modes deposition multilayer coating AlN/CrN on wear and speed of growth had been performed. The rational process conditions, while ensuring high data value characteristics have been defined. The effect of the concentration of reactive gas on the structure of the coating has been showed. **Keywords:** multilayer coating, wear, speed of growth.

Введение

В последнее время особое внимание уделяется многослойным покрытиям (толщина одного слоя порядка 5...20 нм) с периодической нанокомпозитной структурой. Величина периода слоев и фазовый состав таких покрытий оказывают сильное влияние на их эксплуатационные свойства и определяют проявление наноструктурных эффектов, заключающихся в повышении твердости и снижении коэффициента трения.

Ранее авторами были проведены исследования, направленные на изучение физико-механических и трибологических свойств многослойных покрытий TiN/CrN, AIN/TiN и AIN/CrN. В работах [1, 2] показано, что данным покрытиям соответствует высокий уровень указанных свойств, позволяющий использовать их для упрочнения рабочих поверхностей режущего и прессового инструмента.

Одним из важных требований, предъявляемых к покрытиям, применяемым для упрочнения рабочих поверхностей инструмента, является обеспечение высокой износостойкости. Однако в процессе эксплуатации рабочие поверхности инструмента подвергают-

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 12-08-97556-р_центр_а, 12-08-31140-мол_а). ся воздействию высоких температур, порядка 500...800 °С. Данное обстоятельство приводит к взаимной диффузии и окислению слоев многослойного покрытия и, как следствие, ухудшению свойств и снижению эффективности его применения.

В работах [3–5] проведено изучение влияния температуры эксплуатации на твердость и фазовый состав покрытия AlN/CrN. Экспериментально показано, что данное покрытие способно сохранять исходные свойства при температуре ≈900°С.

В то же время остается открытым вопрос об определении рационального технологического режима напыления многослойного покрытия AlN/CrN, обеспечивающего его высокие характеристики.

К основным параметрам технологического режима процесса магнетронно-ионного реактивного распыления относят: давление газа в камере при проведении технологических операций p, Па; ток разряда на первом и втором магнетронах I_{d1} и I_{d2} , А, соответственно; напряжение смещения U_{cM} , В; установившуюся концентрацию реактивного газа в рабочей камере C_R , %; расстояние между магнетроном и подложкой n, мм; время (продолжительность) проведения напыления t, мин.

Из перечисленных параметров технологического режима наибольшее влияние на скорость роста v и эксплуатационные свойства покрытий оказывают *C_R*

и I_d . Определение рациональных соотношений данных величин, одновременно обеспечивающих высокие износостойкость и скорость роста покрытия, а также получение оценок их влияния на фазовый состав покрытий являются актуальной задачей. Решение этой задачи позволит повысить эффективность напыления и проводить синтез покрытий с заданными характеристиками.

Исходя из этого цель работы — установление взаимосвязи концентрации реактивного газа и токов разряда на магнетронах с износостойкостью, скоростью роста и фазовым составом многослойного покрытия AlN/CrN.

Описание оборудования и методы проведения исследований

Синтез различных вариантов покрытия AlN/CrN выполнен методом магнетронно-ионного реактивного распыления на установке "UNICOAT 600 SL+".

При напылении покрытий использовали два планарных прямоугольных магнетрона на постоянных магнитах с мишенями из Cr (ЭРХ-1) и Al (Ад7) на первом и втором магнетронах соответственно. В качестве реактивного газа использовали азот (N₂). Для получения многослойной структуры магнетроны располагались в центре рабочей камеры спина к спине так, чтобы потоки ионов металла мишеней были направлены в противоположную друг от друга сторону. Вокруг магнетронов на специальной оснастке вращались подложки, что позволило получать многослойную структуру покрытия. В качестве подложек использовали диски диаметром 20 мм, изготовленные из стали X12М.

Подготовку поверхности подложек, напыление адгезионных слоев покрытия проводили в соответствии с методиками, описанными в работе [1].

Исследование износостойкости покрытий проводили по методу шарового истирания с добавлением в зону контакта абразивной суспензии. Величина частиц дисперсной фазы не превышала 1 мкм. Путь трения во всех экспериментах составил 4,7 м. После остановки испытаний с помощью метода оптической микроскопии проводили измерения диаметра лунки износа, образовавшейся на поверхности покрытий, и рассчитывали ее объем. Величину интенсивности объемного износа I_V определяли по зависимости, приведенной в работе [6].

Изучение фазового состава покрытий проводили на дифрактометре "D8 ADVANCE", оснащенном рентгеновской трубкой с медным катодом ($\lambda = 0,154$ нм). Сканирование осуществляли по точкам с шагом 0,02°, время набора интенсивности в точке 5 с. Съемку проводили в интервале углов 20 = 20...70°.

При построении эмпирических моделей, устанавливающих взаимосвязь параметров технологического режима напыления многослойного покрытия AlN/CrN с его I_V и v (скорость напыления), использовали метод планирования полного факторного эксперимента (планирование 2³).

В соответствии с данными, полученными в ходе литературного обзора, в качестве варьируемых факторов принимали C_R , I_{d1} и I_{d2} . При этом в качестве кодированного фактора X_1 использовали C_R , а в качестве X_2 и $X_3 - I_{d1}$ и I_{d2} соответственно. Зафиксированные факторы принимали значения: p = 0,18 Па, $U_{cM} = 70$ В, n = 100 мм; t = 110 мин.

Значения варьируемых факторов и интервалы варьирования представлены в табл. 1.

Матрица планирования включала 8 опытов. Средние значения функций отклика (I_V и v покрытий) получали по результатам пяти испытаний.

При построении моделей применяли метод регрессионного анализа. Уравнения регрессии с учетом эффектов взаимодействия были представлены полиномами первого порядка.

Оценку значимости членов регрессионных зависимостей проводили по критерию Стьюдента. Проверку адекватности полученных моделей проводили с помощью критерия Фишера.

Обозначение	Кодовое	Интервалы	Уровни варьирования		
фактора	обозначение	варьирования	-1	0	+1
<i>C_R</i> — концентрация реактивного газа, %	X_1	5	10	15	20
I _{d1} – ток разряда на первом магнетроне, А	<i>X</i> ₂	4	10	14	18
<i>I_{d2}</i> – ток разряда на втором магнетроне, А	X ₃	4	10	14	18

Уровни и интервалы варьирования

Результаты исследований и их обсуждение

В ходе измерения толщины покрытий установлено, что толщина полученных покрытий на всех образцах составила 2,6...5,5 мкм при толщине адгезионного слоя 0,2...0,5 мкм.

В табл. 2 приведены результаты измерения I_V и v покрытий, полученных в результате проведения многофакторного

Таблица 2

Значения v и I_V покрытий, полученных в результате изменения технологических режимов напыления

№ п/п	<i>C</i> _{<i>R</i>} , %	<i>I</i> _{<i>d</i>1} , A	<i>I</i> _{<i>d</i>2} , A	v, мкм/ч	$I_V \cdot 10^{-5}$, mm ³ /m
1	10	18	18	3,1	3,12
2	10	10	18	2,3	6,73
3	10	18	10	2,9	6,41
4	10	10	10	1,6	2,82
5	20	18	18	2,6	3,02
6	20	10	18	1,3	2,59
7	20	18	10	2,2	3,49
8	20	10	10	1,2	2,99

эксперимента. Также в таблице указаны параметры технологического режима процесса напыления, при которых данные покрытия были получены.

Из табл. 2 видно, что изменение параметров технологического режима магнетронного напыления привело к значительному изменению как I_{ν} , так и v покрытий.

Наибольшие значения величины v наблюдаются для покрытий № 1, 3 и 5 и изменяются в диапазоне от 2,6 до 3,1 мкм/ч. Наименьшие значения v получены при напылении покрытий № 4, 6 и 8 – в диапазоне 1,2...1,6 мкм/ч. Из полученных данных следует, что на v покрытий оказывает влияние как I_d , так и величина C_R . Причем изменение данных параметров может в 2 раза изменять v покрытий.

На основе анализа результата расчетов, выполненных с помощью регрессионной модели, получены оценки влияния изменения технологического режима напыления на v покрытий.

Установлено, что изменение C_R с 10 до 20 % приводит к снижению v покрытий на 20 и 35 % при максимальных и минимальных^{*} значениях I_d на обоих магнетронах соответственно. Это объясняется тем, что при напылении реактивный газ реагирует с ионами материала мишени, образуя пленку химического соединения как на подложке (в большей степени), так и на мишени (в меньшей степени). Повышение C_R способствует более интенсивному образованию пленки на мишени, которая снижает коэффициент распыления, что негативно сказывается на v покрытий [7].

Увеличение I_d на магнетронах с 10 до 18 А ведет к повышению v покрытий в среднем в 2 раза в независимости от величины C_R . Это позволяет говорить о том, что величина I_d является доминирующим фактором, определяющим v покрытий.

Нужно отметить более интенсивный рост покрытий при увеличении I_{d1} по сравнению с I_{d2} . Это связано с большей величиной распыляемости хрома по сравнению с алюминием, так как коэффициент распыления хрома более чем в 3,5 раза превышает коэффициент распыления алюминия [8].

Таким образом, наибольшая v покрытия может быть достигнута при минимальной величине C_R и максимальных значениях I_d на магнетронах.

Анализ изменения износостойкости покрытий показывает, что в среднем значение I_V составляет (3±0,5)·10⁻⁵ мм³/м, за исключением опытов № 2 и 3, где достигнуты значения 6,4·10⁻⁵ и 6,7·10⁻⁵ мм³/м, что более чем в 2 раза превышает аналогичные показатели для других вариантов покрытий.

На рис. 1 представлены результаты расчетов, полученные с помощью регрессионной модели:

$$I_V \cdot 10^{-4} = 0,206C_R + 0,3075I_{d1} + 0,327I_{d2} - 0,01501C_R I_{d1} - 0,01655C_R I_{d2} - (1) - 0,02241I_{d1} I_{d2} + 0,001115C_R I_{d1} I_{d2} - 3,841.$$

Данные графические зависимости представляют собой изолинии, характеризующие изменение функции I_V (числовые значения указаны на линиях) на плоскости от двух переменных I_{d1} и I_{d2} при зафиксированных значениях C_R .

Анализ полученных графических зависимостей показывает, что при изменении C_R с 10 до 20 % снижение I_V покрытий не превышает 5 %, а изменение I_d с 10 до 18 А ведет к снижению величины I_V не более чем на 10 %. Наиболее благоприятными с точки получения высокой износостойкости являются режимы с близкими по величине значениями I_{d1} и I_{d2} . Использование технологических режимов с большой разностью величин I_{d1} и I_{d2} (например $I_{d1} = 10$ А, $I_{d2} = 18$ А) и минимальными значениями C_R ведет к образованию покрытия, близкого по своему строению к монослойному. Исчезновение поверхностей (границ) раздела сопровождается снижением эксплуатационных характеристик покрытия, в том числе и износостойкости.

Для определения рациональных параметров технологического режима напыления, одновременно обеспечивающих высокие износостойкость и рост покрытия, проведен суммарный анализ изменения v и I_{V} .

Первоначально установлена область значений, при которых v покрытия была наибольшей. Так как

^{*}Здесь и далее термины максимальный и минимальный соответствуют величинам технологических режимов на +1 и -1 уровнях варьирования (см. табл. 1).



Рис. 1. Изменение $I_V \cdot 10^{-5}$ покрытия AlN/CrN при C_R , %: $a - 10; \ 6 - 15; \ e - 20$

наибольшая толщина покрытия достигается при максимальных значениях I_d на каждом из магнетронов, было решено ограничить второй и третий фактор (I_{d1} и I_{d2}) значениями 17...18 А. Далее процесс определения рациональных параметров режима сводился к определению области значений C_R , обеспечивающих высокую износостойкость. Для этого были рассмотрены графики I_V при максимальных значениях I_d на магнетронах (см. рис. 1).

Так как при максимальных значениях C_R наблюдается высокая износостойкость и низкие v, а при минимальных значениях C_R высокие v покрытия, и низкая износостойкость, выбор области значений первого фактора (C_R) определен интервалом 12...15 %.

Таким образом, рациональные параметры технологического режима напыления покрытия AlN/CrN для рассмотренного диапазона их изменения, соответствующие высоким I_V и v покрытия являются $I_{d1} = 17...18$ А, $I_{d2} = 17...18$ А, $C_R = 12...15$ %. При использовании данных параметров возможно получение покрытия со следующими характеристиками: $I_V = (3,04...3,08) \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{м}, \text{ v} = 2,8...3,0 \text{ мкм/ч}$. Опытная проверка рациональных параметров технологического режима показала хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных. Расхождение не превысило 8 %.

Для изучения влияния C_R на структуру покрытий проведено исследование их фазового состава. На рис. 2 приведены дифракционные картины покрытий \mathbb{N} 1, 5.

Для покрытия \mathbb{N} 5 преобладающей является кристаллическая структура, в то время как для покрытия \mathbb{N} 1 отмечено примерно равное соотношение аморфной и кристаллической фаз. Так, например, для покрытий \mathbb{N} 5, 1 доля кристаллической фазы состав-



Рис. 2. Рентгенограммы: *1* – покрытие № 1; *2* – покрытие № 5

Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 11

ляет 75 и 57 % соответственно, а доля аморфной 25 и 43 %.

Дифракционные максимумы покрытия № 5 расположены на 37, 43,5 и 62,5°, что соответствует CrN с текстурой (111), (200) и (220) соответственно.

Анализ дифракционных максимумов покрытия \mathbb{N} 1, расположенных на 37,5, 43,7, 65°, также показал наличие CrN. Кроме того, на дифрактограмме покрытия \mathbb{N} 1 отмечено изменение интенсивности на 42°, что означает присутствие Cr₂N.

Необходимо отметить смещение дифракционных максимумов покрытия № 1 относительно максимумов покрытия № 5 в сторону больших углов. По мнению авторов работы [4], это может свидетельствовать о наличии в покрытиях сжимающих остаточных напряжений.

Кроме того, большая интенсивность пиков покрытия \mathbb{N} 5 по сравнению с покрытием \mathbb{N} 1 может свидетельствовать о большей толщине слоев последнего [9].

Таким образом, увеличение C_R приводит к повышению доли кристаллической фазы и уменьшению толщины слоев, что положительно сказывается на эксплуатационных свойствах покрытия.

Выводы

1. Установлены закономерности влияния параметров технологического режима (C_R и I_d) на износостойкость и скорость роста многослойного покрытия AlN/CrN. Определены рациональные параметры технологического режима магнетронно-ионного реактивного распыления, одновременно обеспечивающие высокие износостойкость ($I_V = (3,04...3,08) \times \times 10^{-5}$ мм³/м) и скорость роста покрытия (v = 2,8...3,0 мкм/ч): $I_{d1} = 17...18$ A, $I_{d2} = 17...18$ A, $C_R = 12...15$ %.

2. Показано влияние C_R на структуру многослойного покрытия AlN/CrN. Установлено, что увеличение C_R приводит к повышению доли кристаллической

фазы и уменьшению толщины слоев, что положительно сказывается на эксплуатационных свойствах покрытия.

3. Полученные результаты позволяют проводить научно обоснованный выбор параметров технологического режима магнетронно-ионного реактивного распыления, обеспечивающих получение покрытия AIN/CrN с заранее заданными свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Букарев И.М., Аборкин А.В. Исследование свойств многослойных покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 5. С. 16–19.

2. Аборкин А.В., Рябкова В.В., Сергеев А.В. Исследование трибологических свойств многослойных и многокомпонентных вакуумных ионно-плазменных покрытий // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2012. № 5. С. 12–15.

3. **Park J.P., Baik Y.B.** The crystalline structure, hardness and thermal stability of AlN/CrN superlattice coating prepared by D.C. magnetron sputtering // Surface & Coatings Technology. 2005. Vol. 200. P. 1519–1523.

4. **Tien S.K., Duh J.G.** Effect of heat treatment on mechanical properties and microstructure of CrN/AlN multilayer coatings // Thin Solid Films. 2006. Vol. 494. P. 173–178.

5. Shih-Kang Tien, Jenq-Gong Duh, Jyh-Wei Lee // Surface & Coatings Technology. 2007. № 201. P. 5138–5142.

4. Богданович П.Н., Прушак В.Я. Трение и износ в машинах: учеб.для вузов. Мн.: Высш. шк., 1999. 374 с.

5. Берлин Е.В., Сейдман Л.А. Ионно-плазменные процессы в тонкопленочной технологии. М.: Техносфера, 2010. 528 с.

6. **Martin P.M.** Handbook of deposition technologies for films and coatings: Kennewick, Washington: Elsevier Inc., 2010. 936 p.

7. Lin J., Moore J.J., Mishra B., Pinkas M., W.D. Sproul // Surface & Coatings Technology. 2009. Vol. 204. P. 936–940.



УДК 621.791.92:620.178

А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева (Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбуг) E-mail: makarov@imach.uran.ru

Формирование композиционного покрытия NiCrBSi—TiC с повышенной абразивной износостойкостью методом газопорошковой лазерной наплавки^{*}

Рассмотрены возможности упрочнения и повышения абразивной износостойкости при изнашивании по закрепленному абразиву-корунду хромоникелевого покрытия, формируемого методом газопорошковой лазерной наплавки, за счет введения в наплавляемый порошок марки ПГ-СР2 частиц карбида титана TiC в количестве 5...25 % мас.

Ключевые слова: лазерная наплавка, покрытия NiCrBSi, карбид TiC, структура, микротвердость, абразивное изнашивание.

The possibilities of strengthening and increasing abrasive wear resistance upon wear over fixed corundum-abrasive of Cr-Ni coating formed by gas powder laser cladding by means of 5...25 wt. % TiC titanium carbide particles addition in PG-SR2 clad powder have been considered.

Keywords: laser cladding, NiCrBSi coatings, carbide TiC, structure, microhardness, abrasive wear.

Введение

Эффективным средством повышения долговечности и надежности изделий является формирование на их поверхности высокопрочных, теплостойких и износостойких защитных покрытий методом газопорошковой лазерной наплавки, в процессе которой под воздействием лазерного излучения расплавляется не только порошок присадочного материала, но и тонкий слой подложки, в результате при охлаждении формируется покрытие, имеющее прочное сцепление с основой. Сверхвысокие концентрации энергии при лазерном воздействии обеспечивают возможность формирования на металлических поверхностях покрытий практически любого состава с повышенными характеристиками прочности и износостойкости при сохранении вязкой сердцевины изделия. Лазерную наплавку характеризует высокая скорость охлаждения за счет локальности нагрева и интенсивного теплоотвода вглубь детали, минимальная величина зоны термического влияния, возможность выборочной высокоточной обработки небольших участков деталей с обеспечением их низкого коробления [1].

Широкое применение для упрочнения быстроизнашивающихся деталей и восстановления изношенных поверхностей находят покрытия на хромоникелевой основе, в частности коррозионно-стойкие лазерные наплавки системы легирования NiCrSiB [2]. Используемые для наплавки самофлюсующиеся порошки на хромоникелевой основе состава 0,2...0,5 С; 12,0...15,0 Cr; 2,0...3,0 Si; 1,5...2,1 B; ≤5 Fe % мас., остальное - Ni (марки ПГ-СР2) обладают низкой температурой плавления (1050...1100 °C), малым коэффициентом поверхностного натяжения, что обеспечивает в конечном итоге равномерность химического состава по сечению наплавляемого слоя. Твердость таких наплавок не превышает обычно 40 HRC и определяется образующимся при кристаллизации количеством карбида хрома Cr₂₃C₆ (HRC = 10...11 ГПа). В работах [3–5] показана возможность повышения твердости и износостойкости в условиях абразивного воздействия и трения скольжения подобного покрытия за счет более высокого содержания в порошке углерода, хрома и бора и, соответственно, количества формируемых в покрытии упрочняющих карбидных (Cr₇C₃), карбоборидных и боридных (CrB) фаз твердостью 16...20 ГПа.

Дальнейшее эффективное упрочнение и повышение износостойкости покрытий достигается путем создания на хромоникелевой основе композиционных покрытий при введении в состав порошков различных добавок, например карбидов вольфрама WC [6–10], хрома Cr_3C_2 [11–13], кремния SiC [14], тантала TaC [15], оксидов алюминия Al_2O_3 [16], железа Fe_2O_3 [17], ванадия V_2O_5 [18] и др. Однако использование указанных частиц может сопровождаться рядом недостатков и ограничений по использованию покрытий. Так, карбид WC обезуглероживается и/или реагирует с элементами сплава, образуя

^{*} Работа выполнена при частичной поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-Т-1-1010 по программе ОЭММПУ РАН. Исследования проведены на оборудовании ЦКП "Пластометрия" ИМАШ УрО РАН.

хрупкие фазы, такие как W_2C , M_6C и $M_{12}C$ [19]. Кроме того, применение фаз WC/ W_2C ограничено температурой 550 °C из-за низкого сопротивления окислению при высоких температурах [20]. Частицы Al_2O_3 из-за их высокой хрупкости могут вызывать низкую ударную вязкость композиционных покрытий [21].

Перспективно использование в качестве упрочняющих фаз композиционных покрытий частиц карбида титана ТіС благодаря наличию у них высоких значений уровня твердости, модуля упругости, температуры плавления, термической и химической стабильности [20, 22-24]. Добавки карбида ТіС обеспечивают покрытиям на никелевой [22, 25] и железной [23] основах снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения в условиях сухого трения скольжения, высокую износостойкость при абразивном воздействии покрытия TiC (20 % мас.) – NiMo [20]. Отмечается сильная зависимость трибологических свойств покрытий от количества карбида титана. В частности, в работе [22] наблюдали непрерывный рост средней твердости хромоникелевого сплава по мере увеличения количества карбидов ТіС в диапазоне 10...40 % мас., однако при сухом трении скольжения интенсивность изнашивания и коэффициент трения снижались с ростом доли ТіС лишь до 30 % и резко возрастали при дальнейшем повышении содержания карбидов ТіС до 40 % вследствие охрупчивания покрытия. При абразивном воздействии, напротив, износостойкость композиционного покрытия на основе NiCrSiB после добавок карбидов TiC в количестве 30 % была в два раза более низкой, чем при 50 % карбида титана [26].

Цель работы — изучение возможности упрочнения и повышения сопротивления абразивному изнашиванию формируемого методом газопорошковой лазерной наплавки хромоникелевого покрытия за счет введения в наплавляемый порошок марки ПГ-СР2 порошка карбида титана ТіС в количестве 5...25 % мас.

Методы проведения исследования

Базовым материалом для покрытий служил порошок марки ПГ-СР2 (0,48 С; 14,8 Сг; 2,6 Fe; 2,9 Si; 2,1 В; \leq 5 Fe % мас.; остальное — Ni). Наплавку порошков на пластины из Ст3 размером 100×100×18 мм проводили с использованием непрерывного СО₂-лазера при мощности излучения 1,4...1,6 кВт, скорости 160 мм/мин, расходе порошка 2,9...3,8 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6×1,5 мм. Смесь, полученная перемешиванием двух порошков гранулометрического состава (ПГ-СР2 размером до 160 мкм и TiC — 50...100 мкм в количестве 5, 15 и 25 % мас.), гранспортировалась в зону наплавки инертным газом аргоном при давлении 0,5 атм. Для уменьшения поверхностных напряжений наплавку осуществляли в два прохода путем наложения одного слоя на другой (двухслойная лазерная наплавка). Для устранения волнистости наплавленная поверхность подвергалась шлифованию на круглошлифовальном станке с интенсивным охлаждением.

Структуру, химический и фазовый состав покрытий изучали с применением *сканирующего электронного микроскопа* (СЭМ) "VEGAIIXMU", оборудованного энергодисперсионным (INCA Energy 450 XT) и волнодисперсионным (Inca Wave 700) микроанализаторами, и рентгеновского дифрактометра "SHIMADZU XRD-7000". Микротвердость измеряли на микротвердомере "Leica VMHT AUTO" при нагрузке на индентор 0,98 Н. Погрешность измерения микротвердости определяли с доверительной вероятностью р = 0,95.

Испытания на абразивное изнашивание проводили при скольжении торцевых поверхностей (7×7 мм) наплавленных образцов по закрепленному абразиву корунду зернистостью 160 мкм со средней скоростью 0,175 м/с, при нагрузке 49 Н, длине рабочего хода 100 мм, пути трения 18,0 м, поперечном смещении образца за один двойной ход 1,2 мм. Для каждого покрытия проводили по 4 параллельных испытания. Интенсивность изнашивания рассчитывали по формуле $Ih = Q / \rho SL$, где Q – потери массы образца, г; ρ – плотность покрытия, г/см³; *S* – геометрическая площадь контакта, см²; *L* – путь трения, см. Коэффициент трения определяли как отношение силы трения к нормальной нагрузке f = F / N, где F - силатрения, H; N – нормальная нагрузка, H. Для расчета удельной работы абразивного изнашивания применяли формулу $W = f N L \rho / Q$, где f - коэффициент трения; *N* – удельная нагрузка, H; *L* – путь трения, м. Поверхности и продукты изнашивания изучали с помощью СЭМ "VEGA II XMU" и оптического профилометра "Wyko NT-1100".

Результаты исследований и их обсуждение

Структура, фазовый, химический составы и микротвердость покрытий. В результате двухслойной лазерной наплавки и последующего шлифования на поверхности Ст3 формировались покрытия толщиной 0,8...0,9 мм со структурой, имеющей дендритное строение. В покрытии ПГ-СР2, по данным СЭМ, микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа (рис. 1, a; 2, a), основу составляет γ -твердый раствор на основе никеля (γ -Ni) и эвтектика, состоящая из γ -Ni и боридов Ni₃B (микротвердость ~1190 HV), а карбидная фаза представлена дисперсными карбидами хрома типа Cr₂₃C₆ (~1000...1100 HV).



в)

Рис. 1. Структура и фазовый состав покрытия ПГ-СР2 (а) и покрытий на основе ПГ-СР2 с добавками ТіС в количестве 5 (б),

При добавлении в состав 5 % мас. наплавляемого порошка карбида титана ТіС гранулометрического состава 50...100 мкм в структуре покрытия появляются дисперсные (размером несколько микрон) частицы TiC (рис. 1, δ ; 2, δ), а исходных крупных частиц TiC в рассматриваемом покрытии не выявлено (рис. 3, а). Это указывает на практически полное растворение крупных частиц порошка ТіС под действием непрерывного лазерного излучения и образование при последующем затвердевании и ускоренном охлаждении дисперсных частиц карбида титана. Наличие в покрытии с добавкой 5 % ТіС-фазы (Ті, Сг) (С, В) (см. рис. 1, δ ; 2, δ) свидетельствует о химическом взаимодействии титана в расплаве с другими элементами покрытия. Кроме того, частицы ТіС, имеющие высокую температуру плавления (3140 °C), в процессе охлаждения сплава могут играть роль центров кри-

 $1 - \gamma$ -Ni

 $3 - Ni_{2}B$

4 – TiC

 $2 - (Cr,Ni)_{23}(C,B)_{6}$



Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы покрытия ПГ-СР2 (а) и покрытий на онсове ПГ-СР2 с добавками ТіС в количестве 5 (б), 15 (в) и 25 (г) % мас.



Рис. 3. Структура покрытий на основе покрытий ПГ-СР2 с добавками ТіС в количестве 5 (*a*) и 25 (*б*), % мас.

сталлизации, способствуя ускоренному выделению твердых карбоборидов еще до затвердевания никелевой матрицы [22]. Это может явиться одной из причин формирования в рассматриваемом покрытии карбоборидов (Cr, Ni)₂₃(C, B)₆ (см. рис. 1, δ ; 2, δ).

В покрытии с 15 и 25 % мас. ТіС наряду с дисперсными фазами TiC, (Ti, Cr) (C, B), (Cr, Ni)₂₃(C, B)₆ (см. рис. 1, в, г; 2, в, г) имеются также крупные включения карбида титана TiC (см. рис. 1, г; 3, б; рис. 4, см. стр. 3 обложки). Приведенные на рис. 4 результаты поэлементного картирования, выполненные на энергодисперсионном микроанализаторе, свидетельствуют о резком изменении концентраций титана и углерода на межфазной границе ТіС – металлическая основа и, соответственно, об отсутствии заметных переходных зон. Следовательно, в процессе лазерной наплавки порошка с добавками 15 и 25 % ТіС происходит лишь частичное растворение частиц карбида титана с сохранением в покрытии значительного количества указанных крупных частиц TiC. О возможности частичного растворения частиц ТіС в основе NiCrSiB сплава при лазерной наплавке сообщается в работах [25-27].

Наплавленный из порошков с 15 и 25 % ТіС поверхностный слой представляет собой типичное композиционное покрытие ("composite coating" [19, 22–26]), состоящее из металлической матрицы системы легирования NiCrSiB и крупных (размером десятки микрон) "вплавленных" включений фазы ТiC (см. рис. 1, *г*; 3, *б*; 4), кардинально отличающейся от основы по физико-механическим свойствам. Микротвердость крупных частиц TiC установлена на уровне HV 0,1 = 2500...2900. Электронные микрофотографии, представленные на рис. 1, *г*; 3, *б*; 4, свидетельствуют о достаточно хорошем сцеплении крупных высокопрочных частиц TiC с металлической основой, упрочненной дисперсными фазами.

Анализ рентгеновских дифрактограмм показывает (см. рис. 2), что по мере увеличения доли TiC в наплавляемом порошке количество и интенсивность пиков рентгеновских линий, принадлежащих карбиду TiC, возрастают, отражая большее содержание указанного карбида в сформированном покрытии.

Результаты измерения микротвердости рассматриваемых покрытий приведены на рис. 5 и в таблице. Из рис. 5, *a* следует, что покрытие с 5 % NiC по всей толщине ($h \sim 0.8$ мм) характеризуется относительно небольшим разбросом значений микротвердости, измеренной при нагрузке на индентор Виккерса 0,98 Н. Это является следствием высокой дисперсности упрочняющих фаз в структуре покрытия (см. рис. 1, *б*) Из данных таблицы, характеризующих среднюю микротвердость HV 0,1 покрытий в поверхностном слое толщиной 0,6 мм, следует, что средняя микротвердость покрытия с добавкой 5 % TiC (HV 0,1 = 530) лишь незначительно превышает среднюю микротвердость базового покрытия ПГ-СР2 (HV 0,1 = 520).

При увеличении количества карбида титана в наплавляемых порошках до 15 и 25 % мас. происходит резкий рост средней микротвердости покрытий до



Рис. 5. Изменение микротвердости по толщине покрытий на основе ПГ-СР2 с добавками TiC в количестве 5 (a) и 25 (б) % мас.

Состав наплавляемого	Характеристики покрытий						
порошка, % мас.	HV0,1	$Ih, 10^{-5}$	f	<i>W</i> , кДж/см ³	<i>Ra</i> , мкм		
100 % ПГ-СР2	520±10	1,6	0,61	38,0	1,3		
95 % ПГ-CP2 + 5 % TiC	530±10	1,6	0,60	37,5	1,2		
85 % ПГ-СР2 + 15 % TiC	720±40	0,8	0,54	67,5	0,9		
75 % ПГ-СР2 + 25 % TiC	770±60	0,4	0,46	115,0	0,6		

Характеристики покрытий различного состава

HV 0,1=720 и HV 0,1=770 соответственно (см. табл.). Существенно возрастает также разброс значений микротвердости (рис. 5, δ), связанный с наличием в рассматриваемых композиционных покрытиях





NiCrBSi–TiC крупных частиц TiC с микротвердостью HV 0,1 ≥ 2500 (см. рис. 1, *г*; 3, *б*; 4). Это отражается и в росте погрешности измерения микротвердости от ±10 ед. HV 0,1 (у покрытий ПГ-СР2 и с 5 % TiC) до ±40 и ±60 ед. HV 0,1 (у композиционных покрытий с 15 и 25 % TiC) соответственно (см. табл.).

Следует также указать на наблюдаемое для всех четырех исследованных покрытий некоторое понижение уровня микротвердости вблизи границы покрытия со стальной подложкой (см. рис. 5).

Абразивная износостойкость и особенности разрушения покрытий при изнашивании по корунду. В экспериментах на абразивное изнашивание при скольжении покрытий по закрепленному абразиву-корунду установлено, что введение в порошок для наплавки 5 % ТіС не оказывает влияния на уровни интенсивности изнашивания, коэффициента трения и удельной работы абразивного изнашивания по сравнению с соответствующими трибологическими характеристиками базового покрытия ПГ-СР2 (см. табл.).

Исследование на СЭМ поверхностей и продуктов изнашивания показало, что изнашивание как покрытия ПГ-СР2, так и покрытия с 5 % ТіС происходит по механизму микрорезания. На это указывает наличие на поверхностях изнашивания обоих покрытий характерных следов микрорезания в виде борозд, ориентированных в направлении движения абразивных зерен (рис. 6, a, δ), а также содержание в продуктах изнашивания большого количества микростружки (рис. 7, а), образующейся в процессе одноактного отделения микрообъема металла от поверхности покрытия под воздействием абразивного зерна. Развитие механизма микрорезания обусловлено тем, что средняя микротвердость обоих покрытий (HV 0,1 = $= 520...530 \pm 10$) заметно ниже, чем твердость корунда (HV~2000), а количество дисперсных, более прочных, чем корунд, карбидов ТіС и карбоборидов (Ті, Сг), (C, B) в покрытии с 5 % TiC (см. рис. 1, б) невелико.



Рис. 7. Продукты абразивного изнашивания после испытаний по корунду покрытия ПГ-СР2 (*a*) и покрытия на основе ПГ-СР2 с добавкой 15 % мас. ТіС (*б*)

Поверхности абразивного изнашивания обоих покрытий характеризуются близкими значениями среднеарифметического отклонения профиля поверхности Ra = 1,2...1,3 мкм (см. табл.) и характерным для микрорезания "зубчатым" профилем (рис. 8, *a*, см. стр. 3 обложки).

Из приведенных в таблице данных следует, что при введении в наплавляемые порошки частиц карбида титана в количестве 15 и 25 % мас. наблюдается резкое снижение значений интенсивности изнашивания до $Ih = 0.8 \cdot 10^{-5}$ и $0.4 \cdot 10^{-5}$ соответственно, что в 2 и 4 раза меньше, чем у покрытия ПГ-СР2 и покрытия с 5 % ТіС, у которых $Ih = 1,6 \cdot 10^{-5}$. Рис. 6, *в*, *г* показывает, что изнашивание покрытий с 15 и 25 % ТіС в значительной мере происходит по механизму пластического оттеснения (царапания). Об этом свидетельствует отсутствие на поверхностях рассматриваемых покрытий выраженных однонаправленных впадин и выступов, связанных с отделением микростружки, наличие следов передеформирования металла и усталостных трещин (малоцикловая фрикционная усталость), а также чешуек в продуктах изнашивания (рис. 7, δ). Рассматриваемые поверхности изнашивания отличаются выглаженным профилем (рис. 8, б) и пониженными значениями параметров шероховатости (Ra, Rq) по сравнению с характеристиками поверхности изнашивания базового покрытия ПГ-СР2 (см. рис. 8, *a*) и покрытия с 5 % ТіС (см. табл.).

Отмеченные особенности изнашивания композиционных покрытий NiCrSiB – (15...25) % TiC обусловлены присутствием в их структуре значительного количества крупных частиц карбида TiC, твердость которого (2500...2900 HV 0,1) превышает твердость корунда. Несмотря на высокую хрупкость карбида титана, при воздействии корундом не происходило полного выкрашивания крупных частиц TiC из металлической матрицы (см. рис. 6, ∂). Высокопрочные крупные частицы карбида TiC создают в композици-

онных покрытиях высокопрочный износостойкий каркас (см. рис. 3, δ), который препятствует реализации микрорезания при воздействии корундом и приводит к смене основного механизма изнашивания композиционных покрытий NiCrSiB—TiC от микрорезания к царапанию. При царапании интенсивность отделения материала значительно ниже, чем при микрорезании, что и обусловливает повышенные значения износостойкости у покрытий с 15 и 25 % TiC (см. табл.).

Данные таблицы показывают, что смена основного механизма изнашивания способствует некоторому снижению коэффициента трения у покрытий с 15 и 25 % TiC, что, очевидно, является следствием уменьшения механической составляющей коэффициента трения [28]. Видно также (см. табл.), что в условиях преобладания механизма царапания на разрушение композиционных покрытий должна быть затрачена более значительная работа. Максимальное значение удельной работы изнашивания ($W = 115 \text{ кДж/см}^3$), отмеченное у покрытия с 25 % TiC при испытании по корунду, соотносится с его наименьшей интенсивностью абразивного изнашивания ($Ih = 0, 4 \cdot 10^{-5}$).

Вывод

Установлена возможность формирования композиционных покрытий NiCrBSi–TiC с повышенной твердостью и абразивной износостойкостью проведением газопорошковой лазерной наплавки с добавлением в наплавляемый порошок на хромоникелевой основе марки ПГ-СР2 порошка карбида титана TiC гранулометрического состава 50...100 мкм в количестве 15 и 25 % мас.

Рост сопротивления абразивному изнашиванию покрытий с 15 и 25 % ТіС соответственно в 2 и 4 раза по сравнению с износостойкостью базового хромоникелевого покрытия с основной упрочняющей фазой $Cr_{23}C_6$ (1000...1100 HV) обусловлен присутствием в основе композиционных покрытий крупных частиц ТіС, образующих высокопрочный (2500...2900HV) каркас, наличие которого способствует смене основного механизма изнашивания покрытий от микрорезания к царапанию (пластическому оттеснению) в условиях испытаний по закрепленному абразиву (корунд, ~2000 HV).

Введение в наплавляемый порошок карбида титана TiC в количестве 5 % мас. не обеспечивает рост твердости и абразивной износостойкости хромоникелевого покрытия вследствие полного растворения исходных крупных частиц TiC и выделения при охлаждении лишь относительно небольшого количества дисперсных (размером несколько микрон) высокопрочных карбидов TiC и карбоборидов (Ti, Cr) (C, B).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Huang S.W., Samandi M., Brandt M. Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers // Wear. 2004. V. 256. P. 1095–1105.

2. Fernandez E., Cadenas M., Gonsalez R. et al. Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating // Wear. 2005. Vol. 259. P. 870–875.

3. Макаров А.В., Саврай Р.А., Осинцева А.Л. и др. Влияние химического состава на трибологические свойства хромоникелевых покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки // Изв. Челябинского научного центра. 2009. № 2 (44). С. 28–33.

4. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Колобылин Ю.М. и др. Вихретоковый контроль износостойкости упрочненной лазером цементированной хромоникелевой стали и качества лазерной обработки буровых долот // Дефектоскопия. 2009. № 10. С. 41–57.

5. Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. и др. Влияние микроструктуры и фазового состава на трибологические свойства nicrbsi лазерных покрытий // Изв. Самарского научного центра Российской Академии Наук. 2011. Т. 13. № 4 (3). С. 869–873.

6. Tobar M.J., Alvarez C., Amado J.M. et al. Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi–WC coatings on stainless steel // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 200. P. 6313–6317.

7. Kim H.-Y., Hwang S.-Y., Lee C.-H. et al. Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 172. P. 262–269.

8. Wu P., Zhou C.Z., Tang X.N. Microstructural characterization and wear behavior of laser cladded nickel-based and tungsten carbide composite coatings // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 166 (1). P. 84–88.

9. **Zhou S., Dai X.** Laser induction hybrid rapid cladding of WC particles reinforced NiCrBSi composite coatings // Applied Surface Science. 2010. Vol. 256. P. 4708–4714.

10. **St-Georges L.** Development and characterization of composite Ni–Cr +WC laser cladding: Short communication // Wear. 2007. Vol. 263. P. 562–566.

11. **Zhang D.-W., Lei T.C., Li F.-J.** Laser cladding of stainless steel with $Ni-Cr_3C_2$ for improved wear performance // Wear. 2001. Vol. 251. P. 1372–1376.

12. Zikin A., Hussainova I., Katsich C. et al. Advanced chromium carbide-based hardfacings // Surface and Coatings Technology. 2012. Vol. 206. P. 4270–4278.

13. Huang Z., Hou Q., Wang P. Microstructure and properties of Cr3C2-modified nickel-based alloy coating deposited by plasma transferred arc process // Surface and Coatings Technology. 2008. Vol. 202. P. 2993–2999.

14. Li Q., Song G.M., Zhang Y.Z. et al. Microstructure and dry sliding wear behavior of laser clad Ni-based alloy coating

with the addition of SiC // Wear. 2003. Vol. 254 (3–4). P. 222–229.

15. Chao M.-j., Wang W.-l., Liang E.-j. et al. Microstructure and wear resistance of TaC reinforced Ni-based coating by laser cladding // Surface and Coatings Technology. 2008. Vol. 202. P. 1918–1922.

16. Ju Y., Guo S.-y., Chen S.-z. et al. Tribological properties of Ni-clad nano- Al_2O_3 composite coatings by high-energy laser irradiation // Tribology. 2007. Vol. 27 (1). P. 50–53.

17. **Zorawski W., Skrzypek S.J.** Tribological properties of plasma and HVOF-sprayed NiCrBSi–Fe₂O₃ composite coatings // Surface and Coatings Technology. 2013. Vol. 220. P. 282–289.

18. Wang D.-s., Liang E.-j., Chao M.-j. et al. Investigation on the microstructure and cracking susceptibility of laser-clad $V_2O_5/NiCrBSiC$ alloy coatings // Surface and Coatings Technology. 2008. Vol. 202. P. 1371–1378.

19. Li Q., Lei T.C., Chen W.Z. Microstructural characterization of laser-clad TiCp-reinforced Ni–Cr–B–Si–C composite coatings on steel // Surface and Coatings Technology. 1999. Vol. 114 (2–3). P. 278–284.

20. Zikin A., Badisch E., Hussainova I. et al. Characterisation of TiC–NiMo reinforced Ni-based hardfacing // Surface and Coatings Technology. 2013. In press.

21. Li J., Peng Z.-w., Yi D.-q. et al. Fracture toughness of $A12O_3-ZrO_2/W/Cr/Ni/Co$ cermets // Journal of Materials Science and Engineering. 2009. Vol. 27 (5). P. 653–656.

22. **Cai B., Tan Y.-f., He L. et al.** Tribological properties of TiC particles reinforced Ni-based alloy composite coatings // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2013. Vol. 13. P. 1681–1688.

23. Wang X.H., Zhang M., Liu X.M. et al. Microstructure and wear properties of TiC/FeCrBSi surface composite coating prepared by laser cladding // Surface and Coatings Technology. 2008. Vol. 202. P. 3600–3606.

24. Yang S., Liu W.-j., Zhong M.-l. et al. TiC reinforced composite coating produced by powder feeding laser cladding // Materials Letters. 2004. Vol. 58 (24). P. 2958–2962.

25. Sun R.L., Lei Y.W., Niu W. Laser clad TiC reinforced NiCrBSi composite coatings on Ti-6Al-4V alloy using a CW CO₂ laser // Surface and Coatings Technology. 2009. Vol. 203. P. 1395–1399.

26. Nurminen J., Nakki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2009. Vol. 27. P. 472–478.

27. Lei Y., Sun R., Tang Y., Niu W. Numerical simulation of temperature distribution and TiC growth kinetics for high power laser clad TiC/NiCrBSiC composite coatings // Optics and Laser Technology. 2012. Vol. 44. P. 1141–1147.





ИНФОРМАЦИЯ. производственный опыт

УДК 621.793

П.И. Бурак, А.В. Серов (Московский государственный агроинженерный университет имени В.П. Горячкина) *E-mail: paveliburak@qmail.com*

Газодинамическое напыление при оперативном ремонте сельскохозяйственных машин

Проведен обзор исследований, посвященных изучению технологии восстановления деталей машин холодным газодинамическим напылением. Рассмотрены текущее состояние и перспективы использования данного метода при оперативном ремонте сельскохозяйственной техники.

Ключевые слова: газодинамическое напыление, холодное газодинамическое напыление, ремонт, восстановление.

The review of problems and perspectives of Cold Spray method for details repair of machines. The possibility for use this method in mobile repair of agricultural machinery.

Keywords: dynamic spraying, cold spray, restoration, repair.

Машины, работающие в сельскохозяйственном производстве, часто выходят из строя в периоды наиболее интенсивной эксплуатации (посевные и уборочные работы), и важной задачей является ускоренное проведение ремонтых работ для восстановления работоспособности техники. Ремонт таких дефектов, как заделка течи радиаторов производится пайкой. При этом требуется специальная подготовка восстанавливаемых поверхностей, что является достаточно трудоемким, сложным и требующим высокой квалификации рабочих процессом. Поэтому необходимы универсальные и мобильные способы ремонта деталей машин, позволяющие производить ремонт оперативно, в условиях сельскохозяйственного производства. Такими являются некоторые способы газодинамического напыления, в частности холодное газодинамическое напыление (ХГДН).

ХГДН – процесс формирования покрытий из металлов за счет адгезии при соударении и деформировании частиц (при температурах ниже температуры плавления присадочного металла), ускоренных газовым потоком до сверхзвуковой скорости. В качестве рабочего газа используется сжатый воздух под давлением 0,5...1,0 МПа (расход 0,5 м³/мин, мощность подогрева 3...5 кВт). Для нанесения покрытий используются порошки "мягких" металлов (Al, Cu, Zn, Ni) и баббитов. Рекомендуемая фракция порошка ≤ 100 мкм [1].

Установка для напыления "Димет-402" имеет габаритные размеры 560×260×420 мм, массу 14 кг, требуемое давление потребляемого воздуха 0,6...1,0 МПа при расходе воздуха 0,3 м³/мин, что позволяет использовать ее в полевых условиях от пневмосистемы автомобиля.

ХГДН применяется для:

- восстановления утраченных объемов металла, устранения дефектов (трещин, каверн, свищей) силуминовых, чугунных и стальных деталей;

- защиты деталей от коррозии, которая обеспечивается покрытиями на основе алюминия и цинка:

- нанесения покрытий с высокой электропроводностью (алюминиевые, медные) на любую металлическую или керамическую основу;

 нанесения подслоев для пайки на любую металлическую основу (в частности, чугун и алюминий), а также на стекло и керамику; дает возможность меднить эти подложки, чтобы затем, залудив их любыми припоями, создавать паяные соединения любого назначения;

 – герметизации течей жидкостей и газов для сосудов, работающих под давлением или при низких и высоких температурах: элементы криогенных систем, систем охлаждения, емкости, трубопроводы, теплообменники и т.п. (рис. 1) [2];



Рис.1. Восстановление герметичности радиатора охлаждения воздуха автомобиля Audi

 – создания декоративных покрытий, биметаллов, нанесения теплопроводных покрытий, промежуточных слоев при других способах восстановления (при электроконтактной приварке) [3];

 – нанесения износостойких покрытий на рабочие органы сельхозмашин, нанесения антифрикционных покрытий на детали, работающие при трении скольжения [4].

Для решения проблем восстановления деталей машин определяющими являются характеристики получаемых покрытий и их зависимость от условий и режимов напыления.

Были проведены исследования износостойкости покрытий, полученных ХГДН, при абразивном изно-





се (рис. 2, *a*, *б*) на установке ИМ-01 (подложка – сталь 08пс, среднее контактное давление в зоне трения 0,33 МПа, расход абразивного материала 7,0 г/мин) [4]. Длительность испытаний составила 30 мин, что при скорости вращения ролика 115 мин⁻¹ и его диаметре 50 мм соответствовало пути трения 540 м. Трибологические исследования по схеме ролик – колодка проводили на машине трения "ИИ 5018" (материал колодки – СЧ 21 ГОСТ 1412–85, смазка – масло М-8В2, частота вращения вала установки n = 500 мин⁻¹, сила нагружения P = 1000 H).

Из результатов, полученных при исследовании абразивного изнашивания, видно, что износ покрытий, полученных ХГДН порошков марок C-01-11 и N3-00-02, более чем в 2 раза ниже образцов из стали 45. Результаты износостойкости на машине трения "ИИ-5018" (рис. 3, *a*) показали, что наибольшую износостойкость имеют покрытия, полученные газодинамическим напылением порошка марки N3-00-02, при этом коэффициент трения составил 0,26.

Исследования [5 – 6] показывают (рис. 3, δ), что наибольшая прочность сцепления покрытия, полученного ХГДН порошка марки А-80-13 на основу из стали 12Х18Н10Т и алюминиевого сплава АК7ч (АЛ9), была при давлении воздуха в напылительном блоке 0,9 МПа и составляла 58 и 67 МПа соответственно (температура нагрева $T_{\rm B} = 400$ °C, фракция порошка d = 40 мкм).

При этом оптимальная температура нагрева составила 200 °С (рис. 3, в), а фракция напыляемого порошка 40 мкм (рис. 3, г). Дистанция напыления (рис. 3, д) не должна превышать 10...16 мм. Исследования проводились на покрытиях толщиной 0,7...1,0 мм, полученных напылением порошков марок С-01-01 и А-80-13. Поверхности штифтов после отрыва свидетельствуют о том, что разрушения имеют адгезионный характер.

В свою очередь авторы [7] установили зависимость между прочностью на отрыв покрытий из порошков марок A-80-13 и C-01-01, нанесенных на основу из стали 45 в зависимости от толщины покрытия. Были получены уравнения линий трендов и построены графики (рис. 3, ∂). Также была определена прочность на срез (τ) покрытий, полученных способом ХГДН порошков марок A-80-13 и C-01-01, которая составила 22 и 24 МПа соответственно.

Перспективным является использование ХГДН поверхности металлов вентильной группы, в том числе Al, с последующим *микродуговым оксидированием* (МДО) для получения покрытий из оксида алюминия (корунда) (рис. 4) [8].



Рис. 3. Характеристики покрытий, полученных ХГДН:

a — накопленный износ; зависимость прочности сцепления покрытий от: δ — давления воздуха; *в* — температуры нагрева воздуха; *е* — фракции порошка; ∂ — дистанции напыления; *е* — толщины покрытия при нормальном отрыве



Рис. 4. Образец после ХГДН порошка А-20-01 (а) и после его последующей обработки МДО (δ)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бурак П.И. Газодинамическое напыление металлических покрытий [Электронный ресурс] / сет. науч.-метод. электрон. журнал. / Моск. гос. агроинженер. ун-т им. В.П. Горячкина. Электрон. журн. 2008. № 9. Режим доступа к журн.: http: // agromagazine.msau.ru/index.php/issue-9/ articles/209-burak.html. 2. Бурак П.И., Серов А.В., Серов Н.В. Дефекты радиаторов охлаждения автотранспортных средств, способы их предотвращения и ремонт // Сборник научных трудов, аспирантов, магистрантов и студентов / Под ред. доктора техн. наук, профессора А.Г. Левшина. М.: ФГБОУ ВПО МГАУ. 2012. 218 с.

3. Бурак П.И. Результаты исследований зоны соединения биметаллических покрытий со стальной основой, полученные электроконтактной приваркой через металлические порошки [Электронный ресурс] /сет. науч.-метод. электрон. журнал. / Моск. гос. агроинженер. ун-т им. В.П. Горячкина. Электрон. журн. 2010. № 14. Режим доступа к журн.: // http://agromagazine.msau.ru/index.php/ issue-14/ articles/508-burak1.html.

4. Износостойкость покрытий, полученных газодинамическим напылением / П.И. Бурак, А.В. Серов, А.И. Каширин, А.В. Шкодкин // Ремонт, восстановление, модернизация. 2011. № 7. С. 26–30.

5. Кузнецов Ю.А. Исследование прочности сцепления покрытий, сформированных высокоскоростным напылением // Новые материалы и технологии в машиностроении: Сборник научных трудов по итогам Международной научно-технической конференции. Вып. 13. / Под общей редакцией Е.А. Памфилова. Брянск: БГИТА, 2011. С. 54–58. 6. Кузнецов Ю.А., Добычин А.В. Исследование адгезии покрытий, сформированных сверхзвуковым газодинамическим напылением // Энергосберегающие технологии и техника в сфере АПК: [сборник]. Материалы к Межрегиональной выставке-конференции 17 – 19 ноября 2010 г. / Под редакцией д.т.н., проф. Родимцева С.А., к.т.н., ст. препод. Гончаренко В.В. Орел: Изд-во ОрелГАУ, 2011. С. 171–174.

7. Исследования прочности сцепления электроискровых и газодинамических покрытий / В.А. Денисов, А.Ю. Костюков, В.И. Иванов, Р.Н. Задорожний, А.В. Потапов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2011. № 7. С. 14–17.

8. **Кузнецов Ю.А.** Исследование износостойкости покрытий, полученных сверхзвуковым газодинамическим напылением с упрочнением МДО // Вестник РГАЗУ. М.: РГАЗУ, № 2(7). 2007. С. 107.



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

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4. Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru. Tелефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97. Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 03.09.13 г. Подписано в печать 21.10.13 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение". Отпечатано в ООО "Белый ветер ", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4