



## ГАЗОАБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ

<sup>1</sup>В. И. ПОХМУРСКИЙ, <sup>1</sup>М. М. СТУДЕНТ, <sup>2</sup>А. В. ПОХМУРСКАЯ, <sup>3</sup>И. А. РЯБЦЕВ,  
<sup>1</sup>В. М. ГВОЗДЕЦКИЙ, <sup>1</sup>Т. Р. СТУПНИЦКИЙ

<sup>1</sup>Физико-механический ин-т им. Г. В. Карпенко НАНУ. 79601, г. Львов, ул. Научная, 5.  
E-mail: pokhmurs@ipm.lviv.ua

<sup>2</sup>Institute of Composite Materials and Surface Technology, Chemnitz University of Technology.  
09105 Germany, 03125-DE, Erfenschlager strasse, 73. E-mail: hanna.pokhmuska@mb.tu-chemnitz.de

<sup>3</sup>ІЭС ім. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Электродуговая металлизация находит все более широкое применение для получения восстановительных и защитных покрытий различного функционального назначения. Однако эксплуатационная долговечность таких покрытий пока изучена недостаточно. В работе исследован механизм формирования электродуговых покрытий из порошковых проволок системы легирования Fe–Cr–B–Al. Установлено, что газоабразивная износостойкость покрытий из порошковых проволок зависит от твердости покрытия, напряжений первого рода в покрытии и от состава оксидных пленок, которые образуются в процессе нанесения покрытий и при повышенных температурах в процессе испытаний на газоабразивное изнашивание. Первоначально оксидные пленки образуются на поверхности капель в процессе напыления. Кроме того, в воздушной среде у пористых электродуговых покрытий наблюдается окисление на поверхности и внутри покрытия (межламельное окисление) и окисление на границе между покрытием и стальной основой. Показано, что высокое сопротивление газоабразивному изнашиванию имеют покрытия, в которых в процессе изотермических выдержек при температурах испытаний 400...600 °С напряжения растяжения трансформируются в напряжения сжатия вследствие процесса внутреннего межламельного окисления, что приводит к увеличению объема покрытия, повышению его когезионной прочности вследствие армирования его межламельными пленками толщиной 100...150 нм. Определено оптимальное содержание легирующих элементов и их влияние на газоабразивную износостойкость покрытий. Показано позитивное влияние на газоабразивную износостойкость остаточных напряжений сжатия в покрытиях. Предложенные покрытия найдут применение на предприятиях энергетики. Библиогр. 13, табл. 1, рис. 12.

*Ключевые слова:* электродуговая металлизация, покрытия, порошковые проволоки, газоабразивная износостойкость

Среди газотермических методов получения покрытий метод электродугового напыления является достаточно простым и дешевым [1]. Использование в последнее время для электродуговой металлизации электродных материалов в виде порошковых проволок (ПП) дало возможность расширить сферу применения метода и получить восстановительные и защитные покрытия разного функционального назначения [2–5], в том числе для защиты от коррозии и газоабразивного изнашивания нагревательных элементов тепловых электростанций [6–12]. Однако эксплуатационная долговечность таких покрытий еще недостаточно изучена, что сдерживает ширококомасштабное внедрение этого метода.

Статья посвящена исследованию влияния легирующих элементов на структуру покрытий, их механические характеристики, износостойкость при газоабразивном изнашивании и сопротивление газовой коррозии при повышенной температуре.

**Методика эксперимента и исследуемые материалы.** Покрытия наносили электродуговым методом металлизатором ЭМ-14, распыляя ПП диаметром 1,8 мм. В качестве компонентов шихты использовали порошки борсодержащих соединений (феррохромбора (ФХБ-2) и карбида бора), чистых металлов (хрома, вольфрама и алюминия), а также алюминиево-магниевый сплав. Разработанные ПП сравнивали с ПП зарубежных фирм (таблица), которые используются для защиты деталей от газоабразивного изнашивания. В качестве оболочки проволоки использовали ленту из стали 08кп толщиной 0,4 мм и шириной 10 мм. Коэффициент заполнения ПП шихтой 22...35 мас. %. Режимы нанесения покрытий:  $I = 150...160$  А,  $U_d = 32...34$  В. Распыляли ПП струей воздуха под давлением 0,60...0,65 МПа, дистанция напыления 140...150 мм. Фазовый состав покрытий изучали на дифрактометре «ДРОН-3» с компьютерной записью дифрактограмм. Использо-



Расчетный химический состав ПП, мас. %

Марка ПП	V	Cr	Al	W	Mo	Si	Другие	Fe	Торговая марка проволоки
ПП-Х6Р3Ю2	3	6	2	—	—	—	—	Основа	ФМ1
ПП-Х6Р3Ю6	3	6	6	—	—	—	—	»	ФМ1-2
ПП-Х6Р3Ю14	3	6	14	—	—	—	—	»	ФМ1-11
ПП-70Х6Р3Ю6	3	6	6	—	—	—	—	»	ФМ1
ПП-70В6Р3Ю6	3	—	6	—	—	—	—	»	ФМ1-7
ПП-500Х20Р5М10 В10Б10Г5С2	5	20	—	10	10	2	10Nb	»	EnDoTec DO 390N
ПП-Х30М15Ю4	—	22	5	—	—	—	—	»	EuTronic Arc 509
ПП-Х29Р4С2Г2	4	29	—	—	—	2	2Mn	»	Praxair and TAFA 95MXC

вали  $CuK_{\alpha}$ -излучение при  $U = 32$  кВ и  $I = 15$  мА. Шаг сканирования 0,05.

Структуру и химический состав покрытий после напыления и окисления исследовали на электронном микроскопе EVO-40 XVP (Carl Zeiss) с системой микроанализа EVO-4XVP. Микротвердость определяли на твердомере ПМТ-3.

При доверительной вероятности 0,95 и минимальном количестве (четыре) экспериментов относительная погрешность определения когезионной и адгезионной прочности и параметров износостойкости не превышала 5 %.

Образцы из материала электродугового покрытия для определения модуля упругости методом трехточечного изгиба изготавливали следующим образом. Одну поверхность (размером 100×20 мм) образцов 100×20×6 мм из стали 20 лудили оловом 2 толщиной 40...50 мкм и подвергали струйной обработке корундом для подготовки луженой поверхности к напылению.

Образцы в количестве шести штук крепили на образующей поверхности шестигранника и наносили покрытие из ПП толщиной 1,5 мм. Напыленные пластины шлифовали с торцов и по напыленной стороне до толщины покрытия 1 мм. Подготовленные образцы ставили в нагретую печь, температура которой была на 50°С выше температуры плавления олова. При нагреве стальных пластин с покрытием слой олова расплавлялся и за счет внутренних напряжений покрытие самопроизвольно отслаивалось. В результате получали образцы балочного типа из материала покрытия размерами 100×20×1 мм. Модуль упругости электродуговых покрытий определяли методом изгиба и расчет проводили следующим образом [13]:

$$E = \frac{L_v^3(P_2 - P_1)}{4bh^3(Z_2 - Z_1)}$$

где  $L_v$  — расстояние между ножами основы; мм,  $P_1, P_2$  — величина первой и второй нагрузок; г;  $b$  — ширина пластины; мм;  $h$  — толщина пластин;

мм;  $Z_1, Z_2$  — показатели индикатора при первом и втором нагружении; мм.

Исследование газообразного изнашивания при повышенных температурах (до 600 °С) проводили на лабораторной установке с использованием механического ускорения абразива (частиц кварцевого песка < 200 мкм), скорость полета частиц 10...40 м/с, угол атаки 30°.

На рис. 1 приведена схема установки для испытания на газообразное изнашивание покрытий при повышенной температуре.

Установка состоит из электрической печи 1 (температура регулируется с точностью ±2 °С), устройства для подачи абразива 2, электродвигателя постоянного тока 3, блока регулирования оборотов двигателя 4. Для устранения краевых эффектов, которые возникают в результате подрыва покрытия на краях образца абразивной струей их крепили плотно друг к другу на внутренней стороне обруча 5 (рис. 1, а).

Узел подачи и ускорения абразива (рис. 1, б, в) состоит из внутренней трубки, закрепленной неподвижно, по которой абразив равномерно подается к узлу ускорения абразива. Внешняя трубка, которая зафиксирована на подшипниках в корпусе (рис. 1, б, в), предназначена для передачи вращательного момента на узел ускорения абразива. Подшипники охлаждаются воздухом.

Образцы изготавливали из стали 12Х1МФ размером 20×40×6 мм, а для нивелирования неконтролируемого прироста массы образцов за счет окисления их ненапыленных поверхностей при повышенных температурах, на все поверхности образцов наносили гальваническим методом никель толщиной 10 мкм. С одной стороны образца (20×40 мм) механической обработкой никель снимали. Эту поверхность подвергали струйной обработке корундом и наносили электродуговое покрытие толщиной 1000 мкм послойно за шесть проходов.

Напыленную поверхность образцов шлифовали до толщины 700 мкм. Экспериментальные исследования проводили при угле атаки абразива

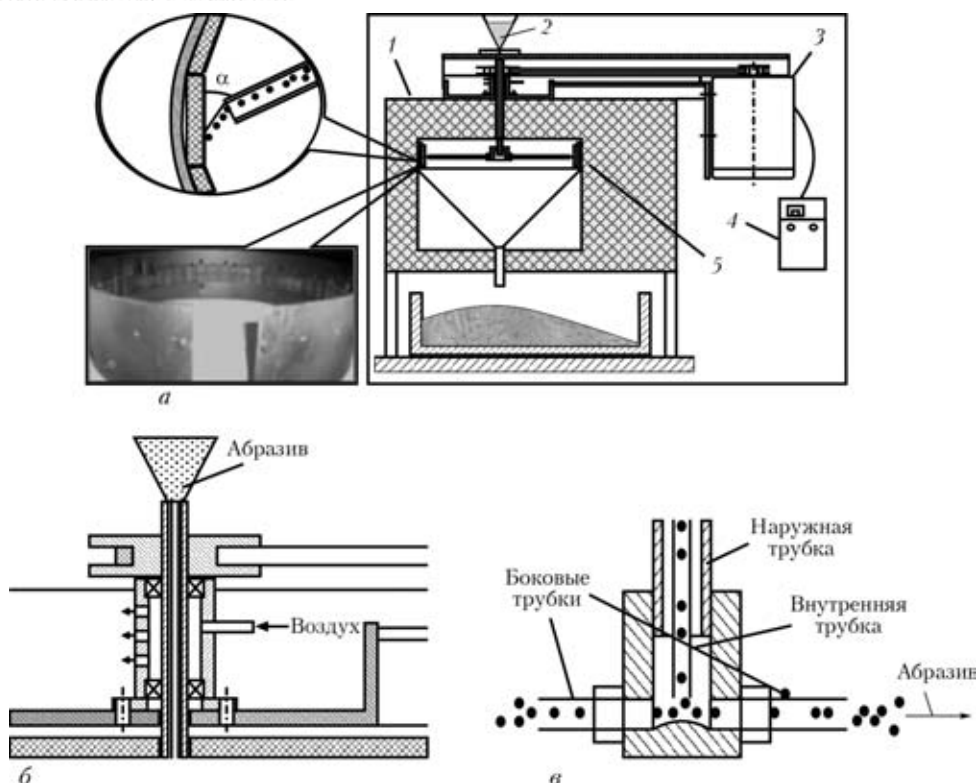


Рис. 1. Схема установки для испытания на газоабразивное изнашивание покрытий при повышенной температуре (а) и узлы подачи (б) и ускорения (в) абразива (обозначения см. в тексте)

30° и скорости абразива 36 м/с, которую устанавливали, изменяя скорость оборота электродвигателя постоянного тока 3 при помощи блока регулирования 4 (рис. 1, а). Износостойкость образцов с покрытиями определяли по потере их массы с точностью до 0,0002 г.

**Экспериментальные результаты и их обсуждение.** Влияние состава шихты ПП на структуру покрытий. Для исследования состава капель, которые образуются при распылении ПП воздушной струей, их ловили в снежную мишень и исследовали в разрезе на шлифах. Установлено, что минимальный размер капель 15 мкм, максимальный 400 мкм. Фракция размером 18...50 мкм — 50 мас. %, 50...150 мкм — 40 мас. %, капель размером более 150 мкм немного — 10 мас. %. Во время распыления ПП системы Fe-Cr-B-Al из-за быстротечности процессов плавления шихта и оболочка не успевают полностью сплавиться меж-

ду собой, поэтому образуется гетерогенный расплав и капли трех типов:

капли металлического расплава на основе железа, легированного хромом 3...5 %, алюминием 6...14 % и бором окружены оксидом  $Al_2O_3$ , частицы которого растут круглыми островками на периферии капель (рис. 2, а);

капли металлического расплава на основе железа, легированного хромом 3...5 %, алюминием 2...4 % и бором, окружены оксидной пленкой  $(FeCr)_2O_3$ , которая размещается между дендритами феррохрома (рис. 2, б);

круглые капли чистого оксида  $Al_2O_3$ ,  $(FeAlCr)_2O_3$  и  $(FeCr)_2O_3$  (рис. 2, в).

При ударе об напыляемую поверхность расплавленные капли сильно деформируются и кристаллизуются послойно ламелями, которые между собой разделены оксидными пленками (рис. 3, а). Фазовым анализом электродуговых покрытий ус-

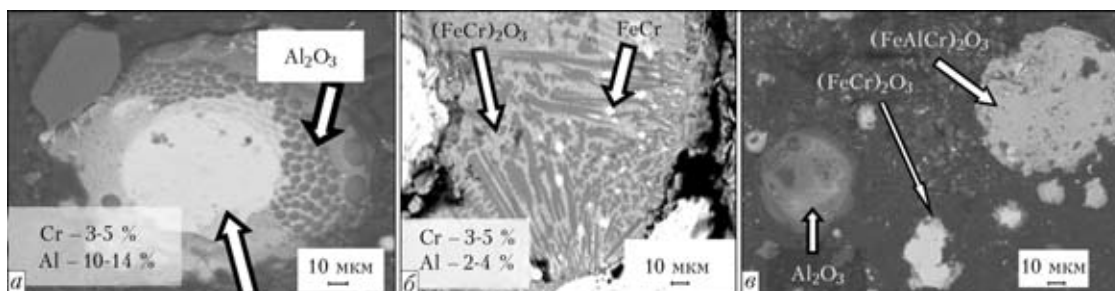


Рис. 2. Структура и состав капель, распыленных из ПП в снежную мишень: а — капли на основе железа, легированного 3...5 % хрома, 6...14 % алюминия; б — то же, но легированного 3...5 % хрома, 2...4 % алюминия; в — капли чистого оксида  $Al_2O_3$ , а также  $(FeAlCr)_2O_3$  и  $(FeCr)_2O_3$

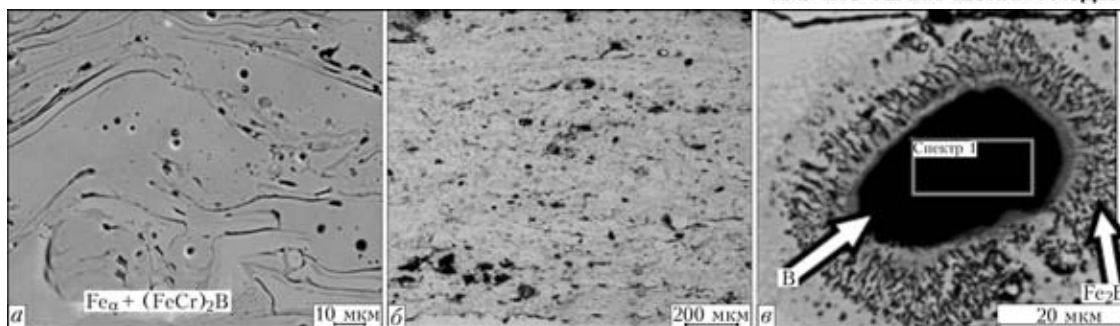


Рис. 3. Структура электродуговых покрытий: а — ПП с шихтой  $(\text{FeCr})_2\text{B} + \text{Fe}$ ; б — ПП с шихтой  $\text{B}_4\text{C} + \text{Fe}$ ; в — то же, включения бора в покрытие

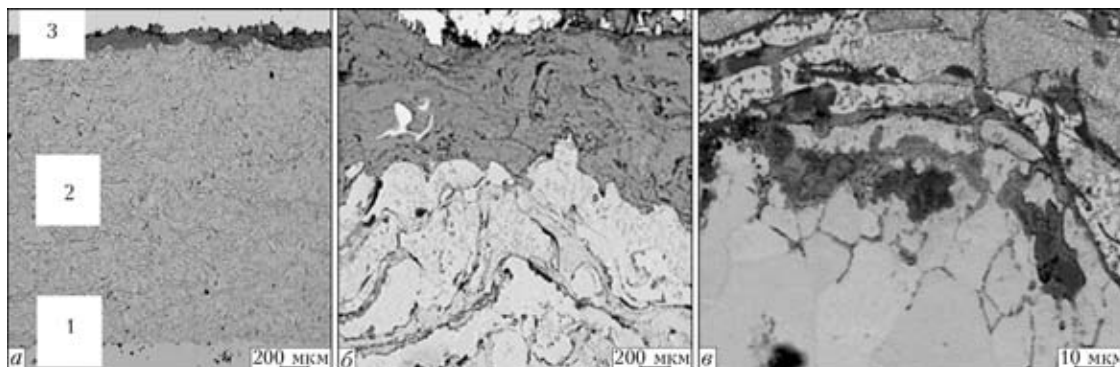


Рис. 4. Структура покрытий после выдержки при  $600\text{ }^\circ\text{C}$ , 2000 ч: а — общая структура покрытия (1 — основа (сталь 12X1MF), 2 — покрытие, 3 — оксидная пленка на поверхности покрытия); б — переходная зона между покрытием и оксидной пленкой на поверхности покрытия; в — переходная зона между покрытием и основным металлом

тановлено, что при формировании покрытий с ПП с шихтой  $\text{B}_4\text{C} + \text{Fe}$ , матричной фазой покрытия является  $\text{Fe}_\alpha$  с включениями карбида железа  $\text{Fe}_3\text{C}$  и свободного бора (рис. 3, б, в). В этом случае взаимодействие карбида бора с расплавом железа при напылении покрытий проходит по реакции:  $\text{Fe} + 1/3\text{B}_4\text{C} = 1/3\text{Fe}_3\text{C} + 4/3\text{B}$ . Добавление в шихту ПП хромосодержащих элементов способствует исчезновению свободного бора в структуре покрытия, а взаимодействие карбида бора с хромом происходит по реакции  $\text{Cr} + 2/7\text{B}_4\text{C} = 4/7\text{CrB}_2 + 1/7\text{Cr}_3\text{C}_2$ .

*Структура покрытий при повышенных температурах.* В отличие от сплошных материалов в пористых электродуговых покрытиях окисление на воздухе при повышенных температурах происходит как на поверхности покрытия, так и внутри его (межламельное окисление) (рис. 4, а, б). Кроме того, окисление происходит на границе между покрытием и

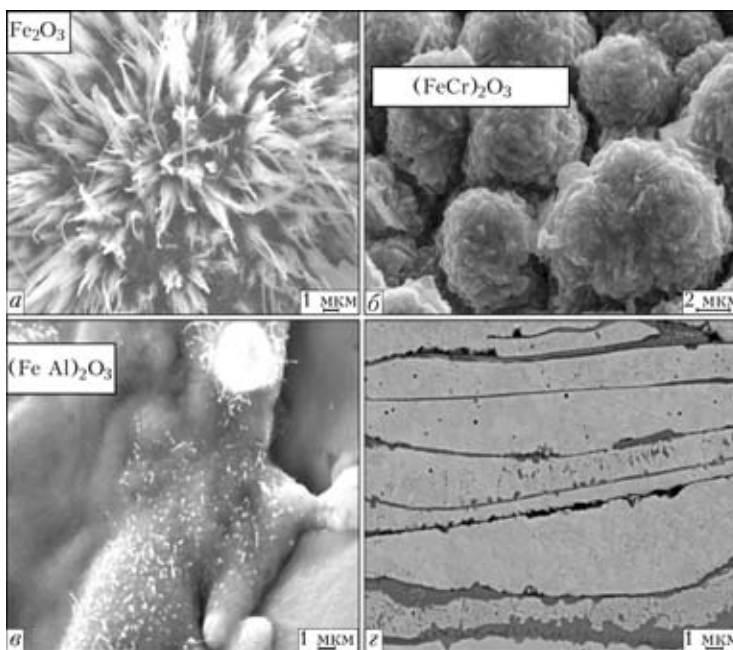


Рис. 5. Структура поверхностных оксидных пленок: а — оксид  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ; б —  $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$ ; в —  $(\text{FeAl})_2\text{O}_3$ ; г — ламели

и стальной основой (рис. 4, в). В результате пористости покрытий 8...10 % кислород проникает в стальную основу даже при толщине покрытия 0,5...0,8 мм. Общее содержание кислорода в исходном покрытии 2,5...3,0 мас. %. После выдержки 100 ч при  $550\text{ }^\circ\text{C}$  содержание кислорода в покрытии увеличивается до 4...5 мас. %, выдержке 100 ч при  $700\text{ }^\circ\text{C}$  — до 8,0...9,5 мас. %, при

этом скорость окисления покрытия в 10...30 раз меньше, чем стали.

При температуре  $600\text{...}700\text{ }^\circ\text{C}$  на поверхности стали формируются оксидные пленки гематита  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , которые растут в виде иглоподобных наростов толщиной 100...200 нм (рис. 5, а). На покрытиях с содержанием алюминия не более 2 % (ПП-Х6Р3Ю2) формируются оксидные пленки ге-

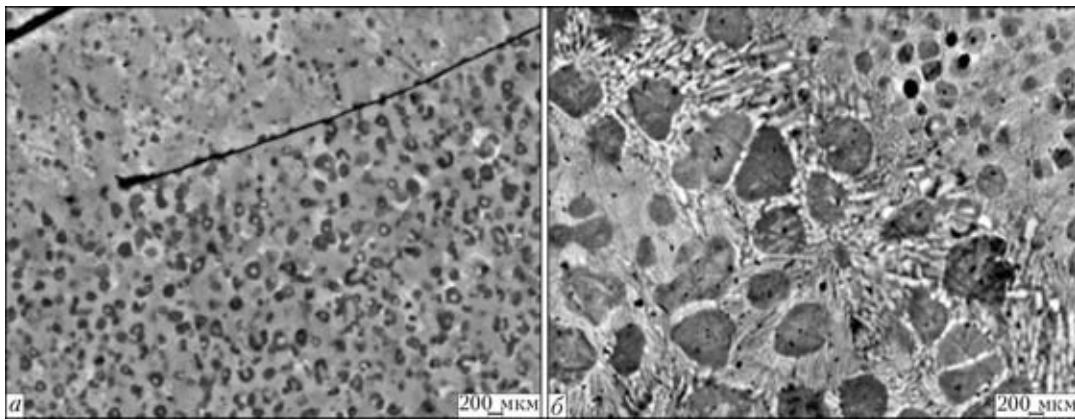


Рис. 6. Структура покрытий с бордами после напыления (а) и после выдержки при 600 °С, 5000 ч (б)

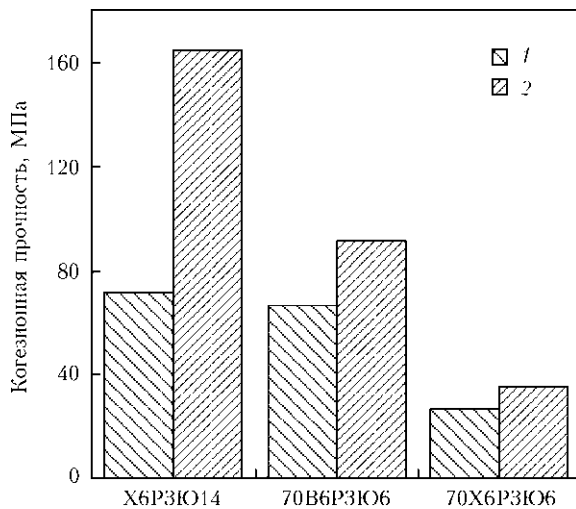


Рис. 7. Влияние выдержки 100 ч при температуре 600 °С на когезионную прочность покрытий: 1 — исходный; 2 — выдержка 100 ч, 600 °С

матита, легированного хромом и алюминием  $(FeCr)_2O_3$ , которые растут на поверхности в виде шишкоподобных наростов толщиной 5...10 мкм (рис. 5, б). На покрытиях Х6РЗЮ6 и Х6РЗЮ14 с более высоким содержанием алюминия формируются оксидные пленки гематита, легированного алюминием  $(FeAl)_2O_3$ , которые растут на поверхности в виде монолитной пленки (рис. 5, в). Между ламелями покрытия формируются оксидные пленки толщиной 0,2...2,0 мкм, которые содержат частицы матричной металлической фазы длиной 100...300 мкм, крепко связанные с матричной фазой (рис. 5, г).

На границе между покрытием и основой формируется двухслойная оксидная пленка. Часть, которая граничит с покрытием, имеет повышенное содержание алюминия, а часть, граничащая с основой — железа. Оксидная пленка, как анкерами,

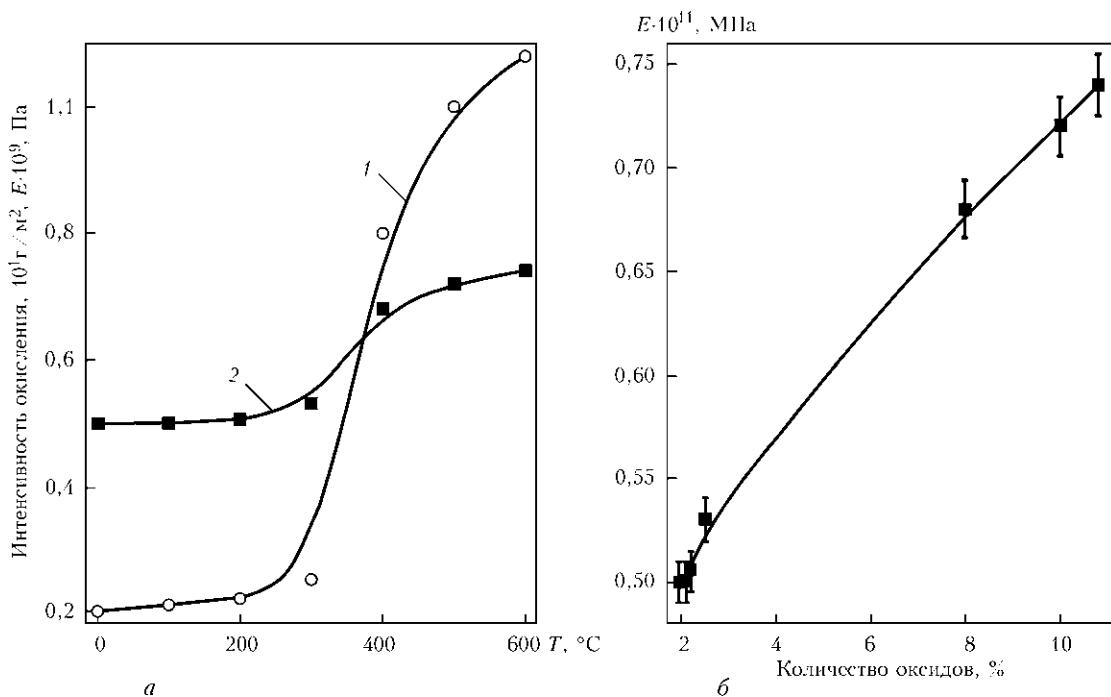


Рис. 8. Влияние температуры на интенсивность окисления (1) и модуль упругости (2) покрытий (а) и количества межламеллярных оксидов в покрытии на модуль упругости (б)



внедряется в покрытие и крепко связывает его со стальной основой.

*Влияние температуры испытаний на механические характеристики покрытий.* Во время длительных выдержек при температуре испытаний 600 °С, из-за роста размеров упрочняющей фазы — боридов  $FeCr_2B$ , твердость всех покрытий уменьшается и стабилизируется на уровне  $HV\ 500...550$ . Так, согласно металлографическому анализу, после напыления размер боридов не превышает 100 нм, а после выдержки 5000 ч 600 °С их размер увеличивается до 300...500 нм (рис. 6, а, б). Длительные выдержки покрытий при температуре испытаний 600 °С способствуют росту их когезионной прочности (рис. 7).

Такой эффект предопределен армированием структуры покрытия тонкими (менее 1 мкм) оксидными пленками (рис. 5, з). При этом покрытие приобретает композитную структуру. Наибольшее упрочнение наблюдается для покрытия из порошковой проволоки ПП-Х6Р3Ю14, что связано с армированием покрытия пленками на основе оксида алюминия.

Модуль упругости напыленных покрытий без термообработки находится в пределах 50000...70000 МПа. При повышении температуры испытаний выше 350 °С модуль упругости покрытия из ПП-70В6Р3Ю6 возрастает почти в 3 раза, а для покрытия из ПП-Х6Р3Ю14 — на 70 % (рис. 8, а) [14]. Увеличение модуля упругости определяется внутренним межламельным окислением и прямо пропорционально количеству оксидной фазы в покрытии. Так, модуль упругости покрытия из ПП-70В6Р3Ю6 после напыления составляет 52000 МПа, а количество оксидной фазы 4 мас. %, после выдержки 100 ч при температуре 600 °С значение модуля упругости увеличивается до 180000 МПа, а количество оксидной межламельной фазы составляет 14 мас. % (рис. 8, б).

Длительная экспозиция образцов при температуре 600 °С приводит также к существенному уменьшению растягивающих напряжений в покрытии. Определены два временных этапа и два механизма, по которым происходит уменьшение растягивающих напряжений в покрытиях (рис. 9).

Так, на первом этапе, который длится до 20 ч при температуре 600 °С уменьшение напряжений происходит за счет распада аустенита в структуре покрытия, что сопровождается увеличением объема покрытия. На втором этапе с увеличением выдержки более 20 ч напряжения сжатия увеличиваются из-за прохождения только процесса внутриламельного окисления покрытия и увеличения количества оксидной фазы, что существенно увеличивает объем покрытия.

*Газоабразивная износостойкость электродуговых покрытий.* С увеличением содержания бора в покрытии до 2,5 мас. % газоабразивная изно-

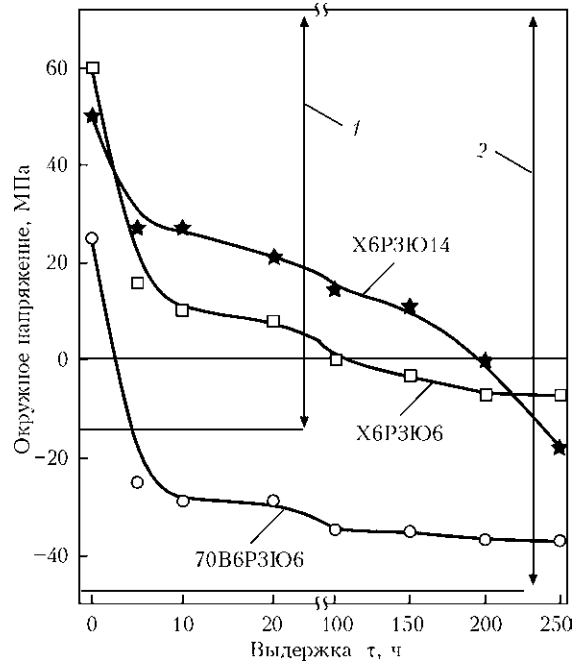


Рис. 9. Влияние выдержки при 600 °С на уровень напряжений в покрытиях: 1 — первый; 2 — второй временной этап

состоять покрытия возрастает. Повышение содержания бора в покрытиях более 2,5 мас. % приводит к увеличению растягивающих напряжений в покрытии и появлению в нем сетки микротрещин, которые снижают износостойкость покрытий. В то же время с увеличением содержания алюминия в ПП, содержащей 2,5 мас. % бора, газоабразивная износостойкость покрытий монотонно растет (рис. 10, а). Замена в шихте ПП лигатуры ФХБ на  $V_4C$  незначительно, только на 15 % ухудшает износостойкость, поэтому эти компоненты могут быть взаимозаменяемыми (рис. 10, б).

Исследования на газоабразивную износостойкость покрытий из ПП с разным содержанием алюминия 2, 6, 14 мас. % показали, что до 350 °С газоабразивная износостойкость покрытий и стали незначительно растет (рис. 11), но при уменьшении содержания алюминия в ПП износостойкость покрытий становится существенно меньше, чем у стали.

Это связано с тем, что при напылении покрытий из ПП с малым содержанием алюминия в них формируются значительные растягивающие напряжения, релаксация которых происходит за счет образования сетки микротрещин. С увеличением содержания алюминия образуется более гетерогенное покрытие, формируются значительно меньшие растягивающие напряжения из-за их релаксации путем пластической деформации в менее твердых ламелях покрытия. С повышением температуры испытаний выше 350...400 °С износостойкость стали стремительно падает, а покрытия увеличивается, при этом для покрытий с меньшим содержанием алюминия в большей мере. Это связано с уменьшением напряжений рас-

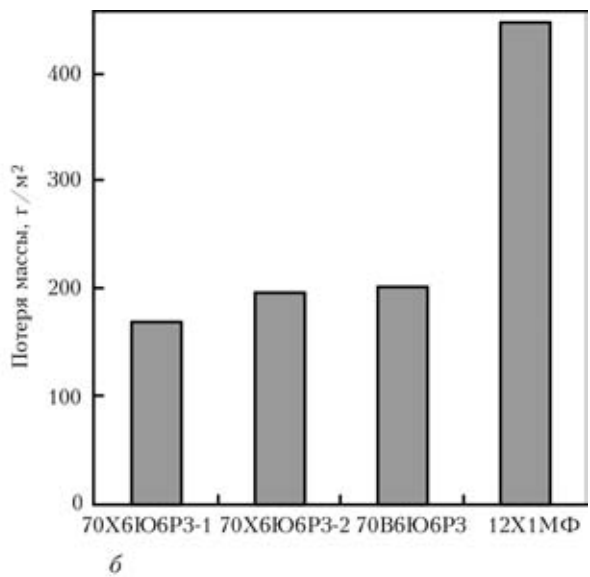
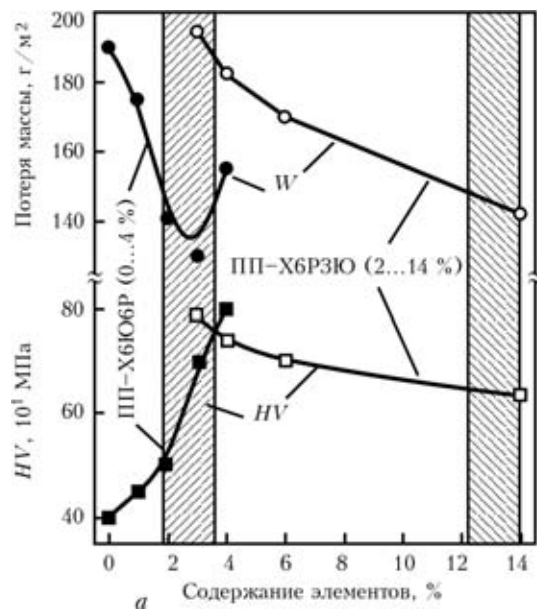


Рис. 10. Влияние бора (порошковая проволока ПП-Х6Ю6Р (0...4 %) и алюминия (порошковая проволока ПП-Х6Р3Ю (2...14 %) на твердость и газоабразивную износостойкость  $W$  покрытий (а); влияние лигатуры ФХБ (70X6Ю6P3-1) и В<sub>4</sub>С (70X6Ю6P3-2) в шихте ПП на газоабразивную износостойкость (б)

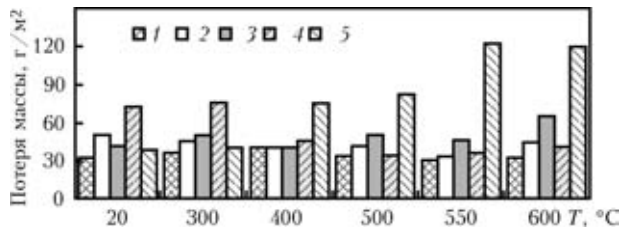


Рис. 11. Влияние температуры испытаний на газоабразивную износостойкость различных покрытий на стали 12X1MФ: 1 — Х6Р3Ю14; 2 — X29P4C2Г2; 3 — 500X20P5M10 В10 B10Г5C2; 4 — X30M15Ю4; 5 — 12X1MФ

тяжения в покрытиях, в результате межламельного окисления микротрещин и заполнения их продуктами газовой коррозии, которые увеличивают объем покрытия, что приводит к уменьшению растягивающих напряжений и их трансформации в напряжение сжатия. Поэтому более существенное уменьшение растягивающих напряжений наблюдается в покрытиях с развитой сеткой трещин за счет дополнительного заполнения микротрещин оксидами.

Но газоабразивная износостойкость зависит также и от морфологии оксидной пленки, которая формируется на поверхности покрытия. На поверхности покрытий с содержанием алюминия 14 мас. % образуется монолитная оксидная пленка  $(FeAl)_2O_3$ , которая обеспечивает износостойкость в 4 раза выше, чем в стали 12X1MФ и на 30 % больше, чем для покрытия из ПП-Х6Р3Ю2.

Сравнивали газоабразивную износостойкость покрытия из ПП-Х6Р3Ю14 с покрытиями, напыленными из легированных большим количеством хрома, молибдена и ниобия ПП Endo-Tec DO 390N, Praxair and TAFA 95MXC, которые исполь-

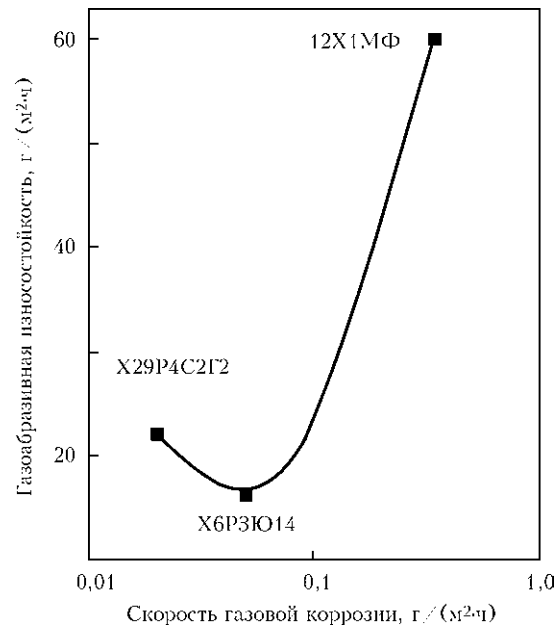


Рис. 12. Влияние скорости газовой коррозии на газоабразивную износостойкость покрытий и стали 12X1MФ (температура испытаний 600 °C)

зуются для защиты конструкций от газоабразивного изнашивания (рис. 11).

Такие ПП имеют также повышенное содержание бора и углерода, что обеспечивает твердость покрытий на уровне  $HV$  1100...1200. Это вызывает возникновение микротрещин в покрытиях при их напылении. Высокое содержание легирующих элементов (хрома, молибдена, ванадия) в этих покрытиях существенно замедляет внутреннее межламельное окисление. По этой причине растягивающие напряжения в покрытиях существенно не уменьшаются со временем, как это



происходит в менее легированных покрытиях, и потому их газоабразивная износостойкость значительно ниже, чем износостойкость в покрытии из ПП-Х6РЗЮ14.

Покрытия из ПП обеспечивают высокую износостойкость при двух условиях. Во-первых, в шихте ПП следует применять такие легирующие элементы, которые вызывают в структуре покрытий дисперсионное упрочнение. Во-вторых, следует обеспечить такое содержание хрома и алюминия в покрытии, чтобы создать предпосылки для внутреннего межламельного окисления с оптимальной скоростью 0,5 г/м<sup>2</sup>·ч (рис. 12) и, следовательно, достичь трансформации растягивающих напряжений в напряжения сжатия и формирование на поверхности покрытия сплошной крепкой оксидной пленки (FeAl)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Покрытия из ПП, исследованные в статье, прошли промышленную проверку и применяются для защиты от газоабразивного изнашивания труб экономайзера и экранных труб на Бурштинской ТЭС, а также тепловых электростанциях Польши.

## Выводы

1. Усовершенствована методика исследования газоабразивного изнашивания покрытий, которая максимально имитирует работу котлов ТЭС, позволяет устранить краевые эффекты, которые возникают в результате подрыва покрытия на краях образца абразивной струей, и избежать неконтролируемого прироста массы образцов за счет окисления их ненапыленных поверхностей при повышенных температурах.

2. Для определения модуля упругости покрытия методом трехточечного изгиба предложен способ изготовления балочных образцов из материала покрытия без подложки. Найдена зависимость изменения значения модуля упругости электродуговых покрытий системы Fe–Cr–B–Al от температуры и времени выдержки. Показано, что модуль упругости покрытий прямо пропорционален количеству оксидной фазы, которая образуется в условиях длительных выдержек при повышенных температурах.

3. Показано, что газоабразивная износостойкость покрытий из порошковых проволок зависит от твердости покрытия, напряжений первого рода в покрытии и от типа оксидной пленки, которая формируется при повышенных температурах в процессе испытаний.

4. Высокое сопротивление газоабразивному изнашиванию имеют покрытия, в которых в процессе изотермических выдержек при температурах испытаний 400...600 °С напряжения растяжения трансформируются в напряжения сжатия

вследствие процесса внутреннего межламельного окисления, что приводит к увеличению объема покрытия, повышению его когезионной прочности вследствие армирования его межламельными пленками толщиной 100...150 нм.

5. Установлена связь морфологии поверхностных оксидных пленок с его газоабразивной износостойкостью и установлено, что высокое сопротивление газоабразивному изнашиванию имеют покрытия, на которых формируется плотная пленка оксида железа, легированная алюминием.

6. Разработан новый состав порошковой проволоки Х6РЗЮ14 для нанесения жаростойких покрытий, способных дисперсионно упрочняться при эксплуатации и повышать жаростойкость стали 12Х1МФ в 12...14 раз, а сопротивление газоабразивному изнашиванию в 2,5...4 раза.

1. *Преимущество* активированной дуговой металлзации / Ю. С. Коробов, В. Л. Луканин, А. С. Прядко и др. // Сварщик. — 2002. — № 2. — С. 16–17.
2. *Структура* и свойства электродуговых покрытий на основе ферробора, полученных из порошковых проволок / А. Л. Борисова, И. В. Миц, Т. В. Кайда и др. // Автомат. сварка. — 1991. — № 9. — С. 66–68.
3. *Борисов Ю. С., Коржик В. Н.* Аморфные газотермические покрытия: теория и практика // Там же. — 1995 — № 4. — С. 3–12.
4. *Борисов Ю. С., Козьяков И. А., Коржик В. Н.* Структура и свойства газотермических покрытий, полученных с использованием порошковых проволок системы Fe–Cr–B, Fe–Cr–B–C // Там же. — 1996 — № 5 (518). — С. 21–24.
5. *Електродугові* відновні та захисні покриття / В. І. Похмурський, М. М. Студент, В. М. Довгуник та ін. — Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2005. — 190 с.
6. *Arc-sprayed coatings* obtained from iron based cored wires under high-temperature abrasive wear conditions / H. Pokhmurska, B. Wielage, T. Grund et al. // Proc. Int. Thermal Spray Conf.: Thermal Spray Crossing Borders, Maastricht, 2008. — Germany: DVS-Verlag GmbH. — P. 338–341.
7. *Effect of high-temperature corrosion* on the gas-abrasive resistance of electric-arc coatings / M. M. Student, H. V. Pokhmurs'ka, V. V. Hvozdet's'kyi et al. // Materials Sci. — 2009. — 45, № 4. — P. 481–489.
8. *Dallaire C. S., Levert H., Legoux J.-G.* Erosion resistance of arc-sprayed coatings to iron ore at 25 and 315 °C // J. Thermal Spray Technology. — 2001. — № 10. — P. 337–350.
9. *Wear resistant amorphous and nanocomposite steel coatings* / D. J. Branagan, W. D. Swank, D. C. Haggard et al. // Met. and Mater. Trans. A. — 2001. — 32A, 10. — P. 2615–2621.
10. *Branagan D. J., Alman D. E., Newkirk J. W.* Devitrified nanocomposite steel powder. — Powder metallurgy alloys and particulate materials for industrial application. — Warrendale, PA: The Minerals, Metals, and Materials Society, 2001. — P. 111–122.
11. *Branagan D. J., Tang Y.* Developing extreme hardness (>15 GPa) in iron based nanocomposites // Composites. — 2002. — № 6. — P. 855–859.
12. *Wear behaviour of hardfaced Fe–Cr–C alloy and austenitic steel* under 2-body and 3-body conditions at elevated temperature / E. Badisch, C. Katsich, H. Winkelmann et al. // Tribology Intern. — 2010. — № 2. — P. 214–228.
13. *Бабичев М. А.* Методы определения внутренних напряжений в деталях машин. — М.: Изд-во АН СССР, 1955. — 132 с.

Поступила в редакцию 24.01.2013