

УДК 621.7.014

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ АМОРФИЗИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

М. Н. ВЕРЕЩАГИН^{а+}, Г. Г. ГОРАНСКИЙ^б

Представлены результаты исследований особенностей структурообразования износостойких аморфизированных покрытий самофлюсующихся сплавов на основе системы Fe—Cr—B—Si в процессе быстрой закалки расплава. Выполнен рентгенофазный анализ материала покрытий, нанесенных при разной скорости охлаждения расплава. Представлены результаты испытаний адгезионной прочности и износостойкости композиционных аморфизированных покрытий. Показано, что основной вклад в упрочнение поверхностного слоя покрытий вносит структурный фактор.

Ключевые слова: покрытие, износостойкость, закалка, расплав, аморфизация, структура.

Введение. Металлические материалы широко используются в технике, однако равновесный металл часто не является оптимальным по своим свойствам. Действие различных факторов позволяет сильно изменять свойства металлов и сплавов путем легирования, термообработки, пластического деформирования в различных термо-временных условиях. В настоящее время резко повысились требования к металлическим материалам. Это обуславливает необходимость применения нетрадиционных методов обработки для создания нового класса материалов, изучения их строения и свойств.

Возможности повышения эксплуатационных характеристик износостойких порошковых покрытий, наносимых по традиционным технологиям (свободная насыпка, обмазка, прокатка, напрессовка, газотермическое напыление и др.) в определенной мере исчерпаны, т. к. ограничены уровнем физико-механических свойств используемых порошков, а также их стоимостью. Замена дорогих и дефицитных хромоникелевых порошков самофлюсующегося типа системы Ni—Cr—B—Si на существенно более дешевые (в 6—8 раз) и доступные самофлюсующиеся материалы системы Fe—Cr—B—Si при снижении износостойкости и коррозионной стойкости покрытий (в 1,6—2,2 раза) в какой-то мере позволила решить ряд экономических проблем, связанных с широким внедрением покрытий для работы в условиях трения без смазочного материала, абразивного и гидроабразивного изнашивания [1]. Попытки же приблизить уровень эксплуатационных свойств покрытий на основе системы Fe—Cr—B—Si к хромоникелевому аналогу методами порошковой металлургии, на наш взгляд, мало перспективны, т. к. сопровождаются удорожанием конечной продукции.

Целью данной работы является исследование особенностей структурообразования износостойких аморфизированных покрытий самофлюсующихся сплавов на основе системы Fe—Cr—B—Si в процессе быстрой закалки расплава, рентгеноструктурный и рентгенофазный анализ материала покрытий, нанесенных при разных скоростях вращения кристаллизатора, определяющих скорость охлаждения расплава, а также оценка адгезионной прочности и износостойкости композиционных аморфизированных покрытий.

Методика исследований. В качестве исходного материала для получения покрытий использовался сплав системы Fe—Cr—B—Si следующего состава, мас. %: железо — основа;

а Гомельский политехнический институт им. П. О. Сухого. Беларусь, 246746, г. Гомель, пр. Октября, 48.

б Белорусская государственная политехническая академия. 220027, г. Минск, пр. Ф.Скорины, 65

+ Автор, с которым следует вести переписку.

хром — 3,5...4,5; бор — 3,3...4,3; кремний — 2,0...2,5; марганец — 2,0...2,5; углерод — 1,0...1,2; ванадий — 0,5...0,9; медь — 0,05...0,2. Покрытия наносили на поверхность образцов методом быстрой закалки расплава, теоретическое обоснование которого дано в работах [2, 3]. Температура расплава составляла 1420—1570 °С, температура поверхности образцов — 20...600 °С, шероховатость поверхности образцов $R_a = 80...1,5$. В качестве тигля для плавления сплава применялась кварцевая трубка с капиллярным отверстием 0,8—1,0 мм при избыточном давлении аргона 0,15—0,20 МПа. Толщина наносимого на основу (сталь 45) покрытия варьировалась в пределах 0,5—4 мм. Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализ выполнялся на дифрактометре “Дрон-3” в монохроматизированном излучении в дискретном режиме с шагом сканирования $0,1^\circ$ и постоянной величиной времени набора импульсов в точке. В качестве монохроматизатора использовалась пластина пиролитического графита. В качестве эталона — сплав указанного состава, отожженный в вакууме при 650 °С. Степень аморфизации материала оценивали по уширению линий рентгенограмм (200) и (211) методом аппроксимации. Идентификация фаз, присутствующих в материале, проводилась расчетом межплоскостных расстояний по интерференционным линиям с последующим сравнением полученных значений в таблицах картотеки ASTM. Исследование строения покрытий осуществлялось на разной глубине от поверхности контакта с основой. Удаление слоев производилось шлифовкой с последующим полированием и травлением в реактиве $\text{FeCl}_3 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$. Изучение структуры проводили на оптическом микроскопе Neophot-21. Микротвердость исследуемых образцов измерялась на микротвердомере MKV-D при нагрузке 100 г.

Адгезионная прочность системы “покрытие—основа” оценивалась путем испытаний на срез методом скола при скорости нагружения 0,25 м/с и точности измерения нагрузки $\pm 0,5$ Н. Испытания на изнашивание выполнялись по схеме “диск—колодка” на машине 2070СМТ-1 в масляно-абразивной смеси. Скорость скольжения составляла 0,83 м/с, давление — 2,45 МПа, база испытаний — $8 \cdot 10^3$ оборотов образца, контртело — чугун СЧ-18. Износ определялся как разность размеров до и после испытаний по перпендикулярным плоскостям в двух сечениях.

Результаты исследований. Исследования микроструктуры покрытия у поверхности контакта с основой показали, что режимы нанесения покрытия влияют на его структуру. Так, при скорости вращения $\omega = 20 \text{ с}^{-1}$ покрытие имеет типичную структуру тростита, микротвердость находится в интервале 7,0—7,2 ГПа, размер отдельных зерен — 0,1...0,15 мкм. Следует отметить, что значения микротвердости заметно превышают уровень микротвердости тростита для заэвтектоидной стали (содержание углерода — 1,0...1,1%). Это связано со специфическим фазовым составом материала. Увеличение скорости вращения образца до 40 с^{-1} ведет к формированию в зоне контакта со стороны покрытия мартенситной структуры, микротвердость H_c стабилизируется на уровне 9,8 ГПа, что превышает ее обычное значение (9,0—9,2 ГПа) для мартенсита. Указанное обстоятельство также обусловлено сложным карбидным составом самофлюсующегося сплава.

Появление аморфизированных включений в составе покрытий начинается при скорости вращения кристаллизатора $> 80 \text{ с}^{-1}$. В этом случае участки аморфизированного материала хаотично перемешаны с включениями мартенсита, микротвердость структурных составляющих колеблется от 9,6—9,8 (мартенсит) до 10,2—10,6 ГПа (аморфная фаза). Внешне появление аморфных включений проявляется уже на стадии травления шлифа при подготовке его к исследованиям. Увеличение аморфной составляющей затрудняет травление материала. При полной аморфизации участка металла последний фактически не травится. Аморфизация структуры четко фиксируется по результатам рентгеноструктурного анализа. Если по мере роста дефектности структуры уширение дифракционных максимумов β увеличивается монотонно, то в момент появления аморфных включений дифракционный максимум, как таковой, исчезает: он растягивается в сплошной непрерывный спектр, сливающийся со спектром следующего дифракционного максимума. В этом случае расчет β теряет физический смысл, да и практически невозможен. Степень аморфизации покрытия S^a по глубине оценивалась металлографически по доле площади аморфной составляющей в суммарной площади исследуемого участка шлифа.

На рис. 1 показан характер изменения уширения дифракционных максимумов при разной структуре покрытий в зависимости от расстояния от линии контакта покрытие—основа. Видно, что при относительно малых скоростях охлаждения расплава по мере прибли-

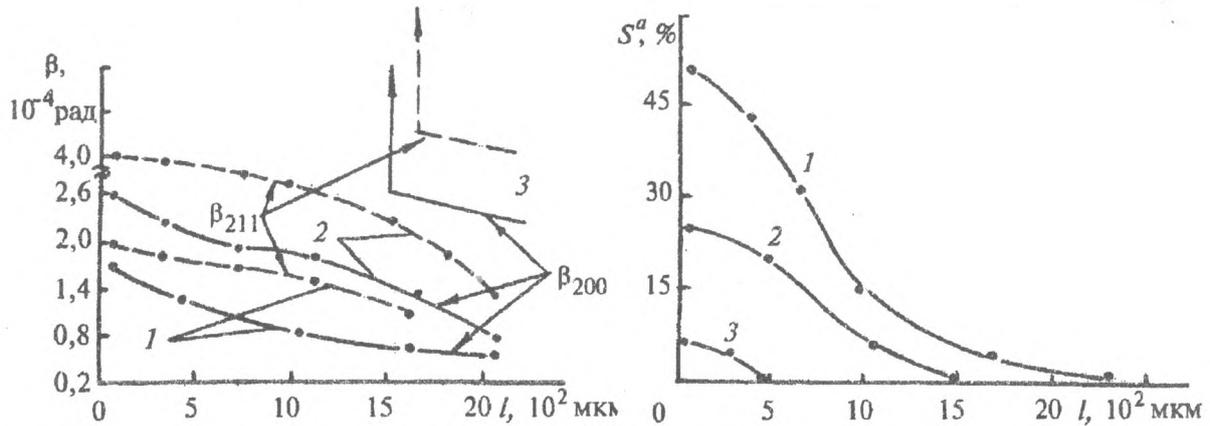


Рис. 1. Уширение дифракционных максимумов (200) и (211) системы Fe—Cr—B—Si на разной глубине от поверхности покрытия: 1 — тростит; 2 — мартенсит; 3 — переход от мартенсита к аморфному слою

Рис. 2. Зависимость степени аморфизации S^a покрытия Fe—Cr—B—Si от глубины залегания структуры: 1 — $\omega = 100 \text{ c}^{-1}$; 2 — 90; 3 — 80 c^{-1}

жения к поверхности контакта уширение линий (200) и (211) монотонно возрастает, свидетельствуя об увеличении степени дефектности структуры (рост плотности дислокаций, дробление блоков когерентного рассеяния, рост микроискажений кристаллической решетки). Как уже отмечалось ранее, появление аморфных включений имеет место, начиная от скоростей вращения кристаллизатора $\geq 80 \text{ c}^{-1}$. В зависимости от скорости охлаждения ширина аморфизированных участков меняется. Так, в приведенном на рис. 1 примере, переход от мартенсита к аморфному слою происходит на расстоянии от основы около 1,5 мм $\omega = 100 \text{ c}^{-1}$. В этом случае у поверхности контакта предельная степень аморфизации достигает 50% (рис. 2), монотонно падая по мере удаления от нее (на расстоянии 1,5 мм аморфные включения составляют лишь около 5% площади шлифа). При меньших скоростях охлаждения (рис. 2) предельная степень аморфизации ниже (кривые 2, 3), существенно снижается и расстояние, на которое аморфные включения удалены от линии контакта с основой. Так, например, при $\omega = 100 \text{ c}^{-1}$ (рис. 2, кривая 3) отдельные аморфные включения (предельная $S^a \cong 6\%$) видны лишь до глубины 0,35—0,38 мм. На большей же глубине — чисто мартенситная структура.

Выполненный рентгенофазный анализ эталонного (исходного) материала и материала покрытий, нанесенных при различных скоростях охлаждения расплава, свидетельствует: для структур типа феррито-перлитная смесь разной степени дисперсности состав сплава близок к следующему: твердый раствор на основе α -Fe (42—46 об. %), цементит Fe_3C (8—12%), бориды железа FeB, Fe_2B , Fe_3B , Fe_4B_3 (12—18%), силициды CrSi, FeSi (6—8%), комплексные соединения $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$, FeC_2O_4 (7—9%) и др.; при образовании мартенсита происходит резкое увеличение содержания фазы: твердый раствор на основе α -Fe (до 58—60%) и снижение до 2—4% содержания цементита Fe_3C , по остальным составляющим существенно изменения состава не наблюдается.

Эксплуатационные свойства слоистых композиций существенно зависят от прочности связи слоев. В нашем случае адгезионная прочность на границе покрытие—основа оценивалась путем испытаний на срез. Данный метод дает высокую точность и воспроизводимость результатов. Возможный вариант испытаний на отрыв был отклонен в связи с высокой твердостью материала и покрытия и сложностью изготовления образцов.

Проведенные испытания показали, что уровень адгезионной прочности композиций падает по мере возрастания скорости охлаждения при нанесении покрытия. Результаты данных исследований представлены на рис. 3. Наибольшая прочность ($\tau_{\text{ср}} = 220 \text{ МПа}$) наблюдалась, когда покрытие имело структуру тростита. Появление мартенсита ведет к падению $\tau_{\text{ср}}$ от 140 до 60 МПа. Для аморфизированного слоя $\tau_{\text{ср}} \leq 40 \text{ МПа}$. Разрушение в этом случае имело выраженный хрупкий характер.

Испытания на изнашивание полученных покрытий проводились на машине 2070 СМТ-1. С целью ускорения испытаний образцы изнашивались в масляно-абразивной смеси (7 мас.% карбида кремния зернистостью 4–5 мкм + масло индустриальное 12). Испытаниям были подвергнуты образцы эталонного материала: сталь 45, закалка ТВЧ; покрытия системы Fe—Cr—B—Si, нанесенные по традиционной технологии и при скоростной наплавке со структурами тростита, мартенсита и аморфным слоем. Результаты испытаний представлены в таблице.

Следует подчеркнуть: т. к. аморфный слой формировался у поверхности контакта с основой и распространялся лишь на небольшую глубину, для его выявления покрытия проводилась шлифовка образцов. При дальнейшем проведении исследований и отладке технологии необходимо ограничиваться толщиной наносимого покрытия < 1,0 мм. Выполненные исследования показали, что у покрытий с аморфизированным слоем фактически отсутствовал период приработки, снизилась склонность к схватыванию, однако имело место выкрашивание локальных микрообъемов материала, трущаяся поверхность покрывалась развитой сеткой микротрещин. Эти эффекты проявились более наглядно при повышении толщины покрытия с включениями аморфной составляющей (от 0,6 до 1,2 мм). Приведенные в таблице результаты свидетельствуют о заметном (в 1,8 раза) снижении интенсивности изнашивания покрытий на основе системы Fe—Cr—B—Si с аморфизированным слоем при некотором уменьшении коэффициента трения как со смазочным материалом, так и без него.

Заключение. На основании проведенных исследований можно сделать ряд выводов.

Аморфные включения самофлюсующегося сплава системы Fe—Cr—B—Si формируются при скорости вращения кристаллизатора не менее 80 с⁻¹. Их образование начинается от поверхности контакта “подложка—покрытие” с предельной степенью аморфизации у поверхности около 50% и глубиной распространения отдельных включений аморфной составляющей в материал покрытия ≈ 1,5 мм.

В материале покрытия у поверхности контакта с основой даже при достаточных для аморфизации скоростях охлаждения в значительном количестве (> 50%) присутствуют зоны с кристаллической структурой (мартенсит, тростит).

Рост скорости охлаждения до момента начала аморфизации ведет к увеличению содержания в сплаве твердого раствора на основе α-Fe и снижению содержания цементита Fe₃C при относительной неизменности содержания других составляющих. Полученные значения твердости выше традиционных для закаленных заэвтектоидных сталей вследствие сложного фазового состава сплава.

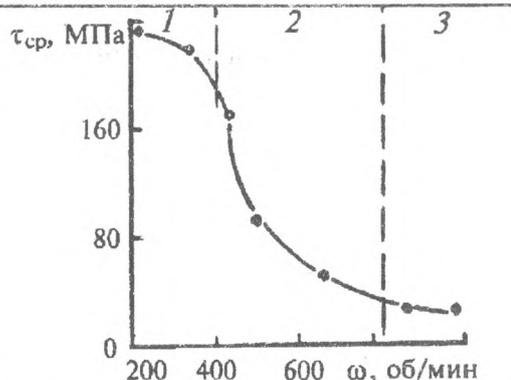


Рис. 3. Зависимость адгезионной прочности на срез покрытия системы Fe—Cr—B—Si—сталь 45 от типа структуры покрытия при разной скорости вращения кристаллизатора: 1 — тростит; 2 — мартенсит; 3 — аморфный слой

Характеристики покрытий в зависимости от технологии получения

Материал	Твердость покрытия, HRC	Интенсивность изнашивания, 10 ⁻⁹		Коэффициент трения	
		образец	контртело	масло + абразив	трение без смазочного материала
Сталь 45 (закалка ТВЧ, эталон)	50—52	6,8	2,2	0,13	0,21
Система Fe—Cr—B—Si (традиционная наплавка)	62—64	2,9	4,3	0,14	0,22
Система Fe—Cr—B—Si (скоростная наплавка, тростит)	62—64	2,7	4,3	0,14	0,22
Система Fe—Cr—B—Si (мартенсит)	65—68	2,1	4,9	0,13	0,21
Система Fe—Cr—B—Si (аморфный слой δ = 0,6 мм)	68—70	1,6	5,6	0,14	0,19
Система Fe—Cr—B—Si (аморфный слой δ = 1,2 мм)	68—70	1,9	5,6	0,14	0,20

Установлен рост износостойкости покрытия с аморфизированными включениями по сравнению с кристаллической крупнозернистой троститно-сорбитной структурой Fe—Cr—B—Si при некотором снижении коэффициента трения. Максимально проявляется эффект для покрытий толщиной <1 мм.

Возможность получения аморфизированной составляющей покрытия в системе самофлюсующегося сплава Fe—Cr—B—Si позволяет рекомендовать его в качестве перспективного износостойкого материала.

Обозначения

β — измерение дифракционных максимумов; l — глубина залегания структуры; S^a — степень аморфизации; $\tau_{ср}$ — адгезионная прочность на срез; ω — скорость вращения кристаллизатора; H_{μ} — микротвердость; δ — толщина аморфной составляющей.

Литература

1. Дорожкин Н. Н., Гафо Ю. Н., Горанский Г. Г. и др. Получение порошковых изделий и покрытий из материалов на железной основе // Минск: БелНИИНТИ (1990)
2. Верещагин М. Н., Холмеев А. В. Формирование металлической нити при высокоскоростной закалке расплава // Порошковая металлургия. Минск: Высш. школа (1992), № 16, 6—10
3. Верещагин М. Н. Технология получения тонких волокон методом высокоскоростного разделения — затвердевания расплава // Известия АНБ, серия физ.-техн. наук (1991), № 3, 59—63

Поступила в редакцию 28.10.97

Vereshchagin M. N., Goransky G. G. Aspects of structure transformation of wear-resistant ferrous amorphous coatings.

The influence of high-rate quenching regimes of ferrous amorphous coatings on their structure, phase composition, adhesion strength and wear resistance has been investigated. It was shown that wear resistance of Fe—Cr—B—Si based coatings can be increased up to 1,6—1,8 times due to amorphization.