

наплавленного слоя и приводит к появлению TiN. Наплавленные покрытия, полученные из проволоки, подвергнутой высокотемпературной нитроцементации, имеют доэвтектическую структуру и фазовый состав: аустенит, TiN, Cr₇C₃.

Литература

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.

2. Гудремон, Э. Специальные стали: в 2 т.: пер. с нем. / Э. Гудремон. – М.: Металлургиздат, 1959. – Т. 2. – 824 с.

3. Стефанович, В.А. Исследования возможности получения наплавленных покрытий из борированной проволоки / В.А. Стефанович, С.В. Борисов // Перспективы развития поверхностного и объемного упрочнения сплавов: сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2004. – С. 56–62.

4. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / Г.В. Борисенко [и др.]. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.

5. Лахтин, Ю.М. Азотирование стали / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган. – М.: Машиностроение. 1976. – 256 с.

УДК 621.791.92

А.В. СТЕФАНОВИЧ (БНТУ)

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ДИФФУЗИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ ШТАМПОВЫХ И БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Износостойкие наплавочные материалы являются высокоуглеродистыми легированными сплавами. Эти сплавы, как правило, обладают высокой износостойкостью благодаря наличию в структуре твердых фаз (карбидов, боридов и др.). Характер карбидной фазы (ее кристаллографическое строение, количество, форма и располо-

жение), зависящий от химического состава сплава, в значительной степени определяет его свойства: износостойкость, твердость, ударостойкость и др.

Выяснение связи между характером образующейся карбидной фазы и химическим составом сплава, с одной стороны, и влияния карбидной фазы на свойства сплава – с другой, является основой для рационального легирования наплавочных материалов.

При различных условиях работы требуются разные свойства материалов, а, следовательно, и их состав. Например, для деталей машин, работающих при сильном абразивном изнашивании без ударов, оптимальные механические свойства будут отличаться от свойств материалов, работающих в условиях сильных ударов и незначительного абразивного изнашивания. Оптимальные свойства сплава для данных условий работы могут обеспечиваться при определенном строении, количестве и расположении карбидных выделений. Кроме того, должно быть соответствующим строение основы сплава, определяющей закрепление карбидных частиц и обладающей определенной вязкостью и износостойкостью [1].

Введение бора в сравнительно небольших количествах (до 1 %) резко повышает твердость и износостойкость сплавов, особенно при абразивном изнашивании. Однако введение бора в сплавы на железной основе наряду с повышением твердости и сопротивления материалов абразивному изнашиванию резко снижает устойчивость этих сплавов против ударных нагрузок [2].

С введением бора и с увеличением его содержания при сохранении неизменного состава по прочим элементам микроструктура наплавленного металла постепенно изменяется. Наплавленные сплавы, имеющие избыточные зерна твердого раствора, становятся сначала эвтектическими, а затем появляются и избыточные карбиды, расположенные в ледебурите. Очевидно, бор, смещая влево эвтектическую точку сплава, способствует выпадению избыточных карбидов при меньшем содержании углерода и карбидообразующих элементов. Переход от одного вида микроструктуры к другому отчетливо виден в том случае, когда в сплаве без бора имеется структура, состоящая из зерен твердого раствора и эвтектики. Если же количества углерода и карбидообразующих достаточно для появления избыточных карбидов в отсутствие бора, микроструктура с введением бора может заметно не меняться, увеличивается лишь

количество эвтектики. В системе C–Cr–W–Fe сплавах введение бора приводит к распаду аустенита и появлению мартенситных игл. Покрытия могут быть доэвтектическими, эвтектическими, либо заэвтектическими. Причем, одновременно в слое возможно наличие одной, двух или трех названных типов зон. В зависимости от количества бора в порошке, регулируемого параметрами его диффузионной обработки, предоставляются широкие возможности регулирования структуры, а значит и свойств покрытия [3].

Увеличение количества карбидов с точки зрения износостойкости материала целесообразно лишь в определенных пределах. Чрезмерное количество карбидов меняет механизм изнашивания материала, так как в определенных случаях карбиды начинают выкрашиваться, а не истираться. В результате износостойкость может уменьшиться.

Большое влияние на свойства сплавов оказывает распределение карбидов в структуре. Вследствие особенностей кристаллизации наплавленного металла (высокая температура нагрева, направленное охлаждение наплавленных слоев и т.д.) первичные и вторичные карбиды могут неравномерно располагаться в структуре и иметь неодинаковые размеры и форму; в этих случаях наблюдается значительная карбидная неоднородность.

Если же имеются трооститные или сорбитные зерна дендридов с карбидной сеткой, то износостойкость резко падает. В высокоуглеродистых легированных сталях первичные крупные карбиды в зависимости от состава сплава, условий кристаллизации могут иметь различную форму и различное расположение. Они могут выделяться в виде прямоугольников неправильной формы (хромистые карбиды), образовывать выделения с нечетко очерченными границами (вольфрамовые) и т.д. Избыточные карбиды, как правило, располагаются в виде крупных скоплений либо в виде строчек отдельных выделений.

Отмечается, что по износостойкости пластинчатое строение карбидных частиц более благоприятно, чем сфероидальное. Свойства сплавов зависят также и от кристаллографического строения карбидов.

Ударостойкость всех сплавов, независимо от строения карбидов и их расположения, резко падает с увеличением количества карбидов.

Рекомендуется использовать при абразивном износе без ударных нагрузок наплавленные покрытия высокой твердости и с большим количеством твердых частиц: карбидов, боридов и нитридов. Для покрытий, работающих в условиях ударно-абразивного износа, необходимо использовать материалы, которые содержат 20–30 % твердых частиц, равномерно распределенных в аустенитно-мартенситной матрице. При этом содержание аустенита должно быть 30–40 %. При увеличении твердых частиц в структуре до 50–60 % матрица должна содержать 60–80 % аустенита.

Используемые материалы для наплавки являются дорогими, так как содержат значительное количество легирующих элементов: хрома до 30 %, вольфрама до 10 % (для образования твердых частиц); никеля до 10 % (для регулирования количества аустенита остаточного).

Целью работы является исследование возможности получения наплавочных материалов, обладающих высоким сопротивлением абразивному и ударно-абразивному изнашиванию с использованием ресурсосберегающих технологий. Реализация данной цели достигается путем использования отходов инструментальных сталей, подвергнутых диффузионному легированию азотом, бором, углеродом.

В качестве основного компонента для изготовления наплавочных материалов использовали стружку сталей Х6ВФ и Р6М5, получаемую при производстве ножовочных полотен и ленточных пил. Вид стружки представлен на рисунке 1. Перед проведением ХТО производили размол стружки.



a



б

a – исходная стружка; *б* – стружка после размола

Рисунок 1 – Вид стружки сталей Х6ВФ и Р6М5

Процессы насыщения азотом, углеродом, бором проводили в порошковых смесях в неподвижном контейнере. Стружечные отходы и смесь для ХТО упаковывались в тигель. Тигли помещали в печь, нагретую до соответствующих температур и выдерживались заданное время. Процесс насыщения азотом и углеродом проводили при $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 1 ч с последующим борированием при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ при $\tau = 1, 2, 3, 4$ ч.

Для исследования износостойкости наплавленных покрытий применяли разработанную лабораторную установку, которая позволяет проводить испытания на абразивный износ методом трения абразивного диска об испытуемый образец. При испытаниях обеспечивали абразивное трение без динамических нагрузок (при нагрузке 100 Н); абразивный износ при значительных удельных давлениях (при 200 Н) и ударно-абразивный износ (с энергией удара от $0,05\text{ Дж/мм}^2$ до $0,5\text{ Дж/мм}^2$).

Образцы размером $25 \times 20 \times 10$ из стали 45 наплавливались в два слоя: первый слой составлял $0,5\text{--}1,5$ мм, второй слой – $1,5\text{--}3$ мм. Затем образцы шлифовались для получения плоской поверхности с толщиной наплавленного слоя 3 мм.

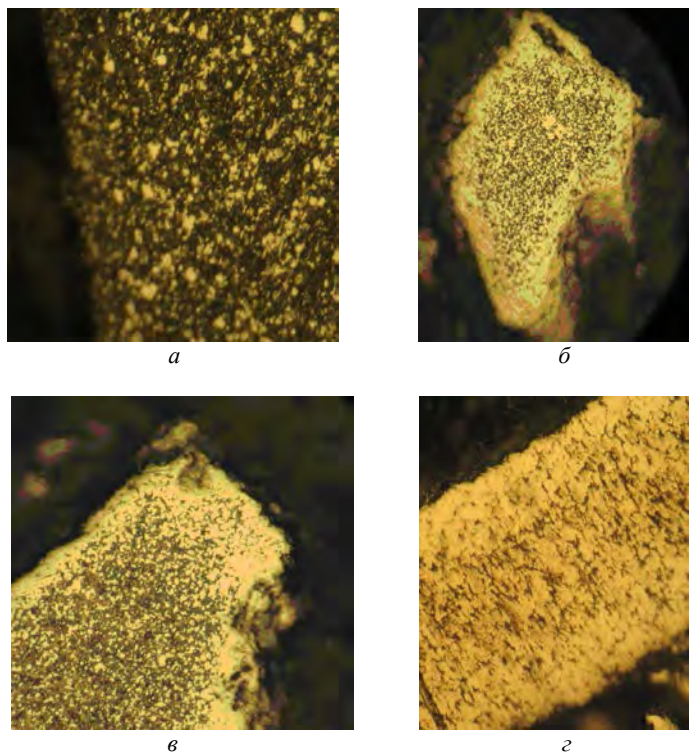
В качестве наплавочных материалов использовались электроды диаметром 4 мм, в защитный слой которых вводились легирующие материалы. Наплавку осуществляли электродуговым методом с силой тока $100\text{--}200$ А. Твердость наплавленных покрытий измерялись методом Роквелла по шкале С.

Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе при увеличениях 200, 500, 1000 раз. Химический анализ производили на атомно-эмиссионном спектрометре «BARD» США.

Рентгеноструктурный анализ проводили на аппарате ДРОН-3 с медным излучением. Расшифровку рентгенограмм проводили по общепринятой методике [4], используя каталог Power diffraction file Compiled by the JCPDS. Считали, что фаза присутствует в структуре, если на рентгенограммах присутствовало не менее трех линий с максимальной интенсивностью.

Металлографический анализ стружечных отходов, подвергнутых насыщению углеродом, азотом, бором, показал, что проникновение углерода и азота происходит на всю толщину стружки. Структура представляет собой карбидные, карбонитридные и нитридные

включения размером 1–5 мкм, находящиеся в матрице, а на поверхности имеются боридные фазы (рисунок 2). С увеличением температуры выдержки на поверхности значительно увеличивается боридный слой (рисунок 2, *з*).



а – без ХТО; *б* – P6M5 борирование 1 ч; *в* – X6BF борирование 1 ч; *з* – P6M5 борирование 4 ч

Рисунок 2 – Микроструктура отходов инструментальных сталей P6M5 после нитроцементации 1 ч и борирования, $\times 1000$

Химический состав наплавленных покрытий представлен в таблице 1. Как видно из таблицы 1, содержание карбидообразующих элементов во всех исследуемых покрытиях, полученных из быстрорежущей стали P6M5, приблизительно одинаково: C = 1,3–1,6 %; Cr = 2,13–2,44 %; W = 3,29–3,71 %; Mo = 3,38–3,47 %;

V = 0,67–0,73 %. Содержание бора зависит от времени выдержки при 950 °С при выдержке 1 ч – 0,25 %, при выдержке 4 ч – 0,81 %. Для стали Х6ВФ содержание бора составляет – 0,71 %.

Таблица 1– Химический состав наплавленных покрытий из отходов стали Р6М5 и Х6ВФ, % мас.

Наименование материала	Массовая доля элементов, %							Вид ХТО	Время выдержки, ч
	С	Cr	W	Mo	V	N ₂	B		
Т590	3,4–3,6	25–28					1,1–1,3		
№ 1 Р6М5	1,30	2,44	3,71	2,43	0,68	0,20	0,25	С+N+B	1+1
№ 2 Р6М5	1,33	2,32	3,47	2,51	0,71	0,20	0,42	С+N+B	1+2
№ 3 Р6М5	1,61	2,24	3,54	2,38	0,73	0,22	0,60	С+N+B	1+3
№ 4 Р6М5	1,60	2,38	3,67	2,49	0,72	0,25	0,81	С+N+B	1+4
№ 5 Х6ВФ	1,29	2,06	0,62	0,15	0,69	0,24	0,71	С+N+B	1+4

В процессе наплавки за счет разбавления наплавляемого покрытия стержнем электрода и выгорания содержание легирующих элементов уменьшилось на 40–50 %.

Значения твердости наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Х6ВФ, Р6М5, подвергнутых насыщению углеродом, азотом и бором, представлены на рисунке 3.

Увеличение времени выдержки приводит к повышению твердости в наплавленных слоях из отходов стали Р6М5 56–57 HRC при $\tau = 1$ ч до 61–62 HRC при $\tau = 4$ ч (рисунок 3). Твердость из отходов стали Х6ВФ после ХТО составляет 59–60 HRC (рисунок 3). Это связано с увеличением концентрации бора в наплавленном покрытии.

Анализ микроструктуры показывает, что наплавленный слой состоит из эвтектики и первичных дендритов, которые состоят из смеси мартенсита и остаточного аустенита (рисунок 4). Количество аустенита остаточного в матрице может доходить до 90 %. Эвтектика состоит из карбоборидной смеси с включениями нитридов. С увеличением времени выдержки количество эвтектики увеличивается и достигает 50 % (рисунок 4 б, в).

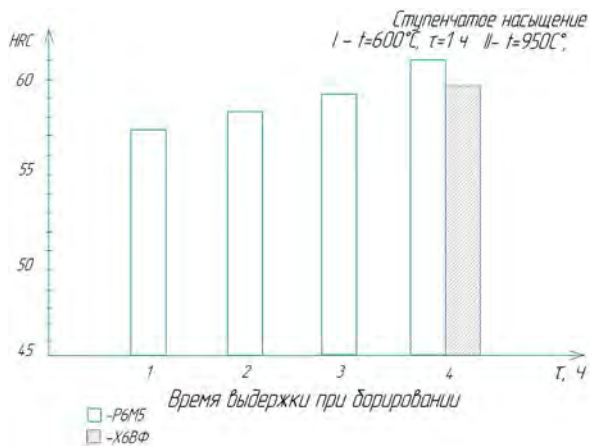
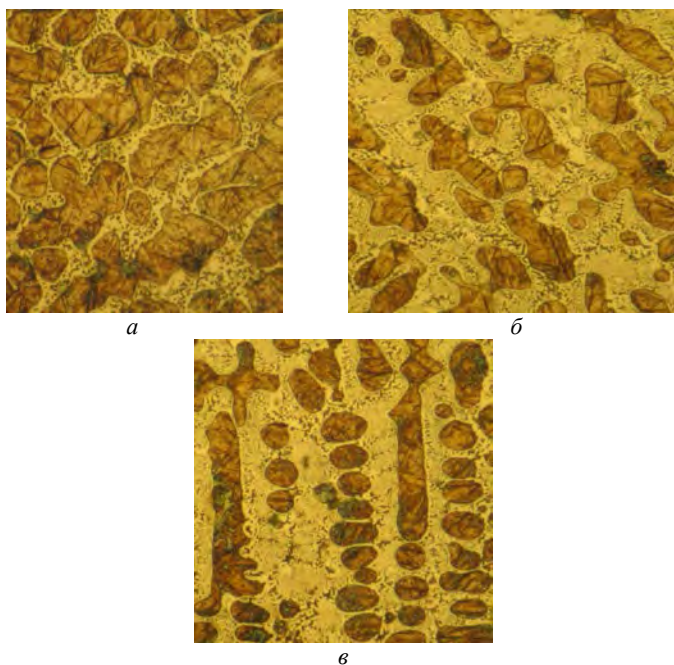


Рисунок 3 – Влияние времени выдержки на твердость наплавленного слоя



а – Р6М5 выдержка 1 ч; б – Р6М5 выдержка 4 ч; в – Х6ВФ выдержка 4 ч

Рисунок 4 – Микроструктуры наплавленного покрытия из отходов стали Р6М5 и Х6ВФ после ХТО, $\times 1000$

Микротвердость структурных составляющих наплавленных покрытий при ступенчатом насыщении составляет: для дендритов на уровне – 4500 МПа, что подтверждается содержанием в структуре остаточного аустенита; для эвтектики – 11000–11500 МПа.

Рентгеноструктурный анализ позволил установить в наплавленных покрытиях следующие фазы: γ -фазу, мартенсит, карбиды $M_{23}C_6$ и бориды Fe_2B (рисунок 5). После нитроцементации отходов стали Р6М5 при температуре 600 °С в течение 1 ч с последующим борированием при 950 °С в течение 1 ч обнаружили линии значительной интенсивности мартенсита (рисунок 5, а). Увеличение времени насыщения борирования до 2 ч приводит к появлению фазы Fe_2B и снижению интенсивности линий мартенсита (рисунок 5, б). При выдержке 3 ч линия интенсивности мартенсита практически исчезает, а линия фазы Fe_2B значительно увеличивается (рисунок 5, в). Это объясняется тем, что количество бора и азота в наплавленном покрытии увеличивается (таблица 1) с повышением времени выдержки, и, соответственно, увеличивается количество остаточного аустенита и боридной эвтектики.

Износостойкость наплавленных покрытий при нагрузке 100 Н, обеспечивающей абразивный износ без динамических нагрузок, представлена на рисунке 6. Результаты испытаний на износ показывают взаимосвязь с твердостью покрытий (рисунок 3). Увеличение твердости покрытия приводит к повышению износостойкости. Износостойкость наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Р6М5, подвергнутых ХТО, в 1,5–2 раза выше износостойкости широко используемого наплавочного материала Т590 (твердость после наплавки 59–62 HRC). Высокая износостойкость наплавленных покрытий из разработанных материалов объясняется морфологией структуры. Наличие повышенного количества твердых частиц в структуре и вязкой основы в виде аустенита остаточного уменьшает выкрашивание эвтектики в процессе абразивного изнашивания.

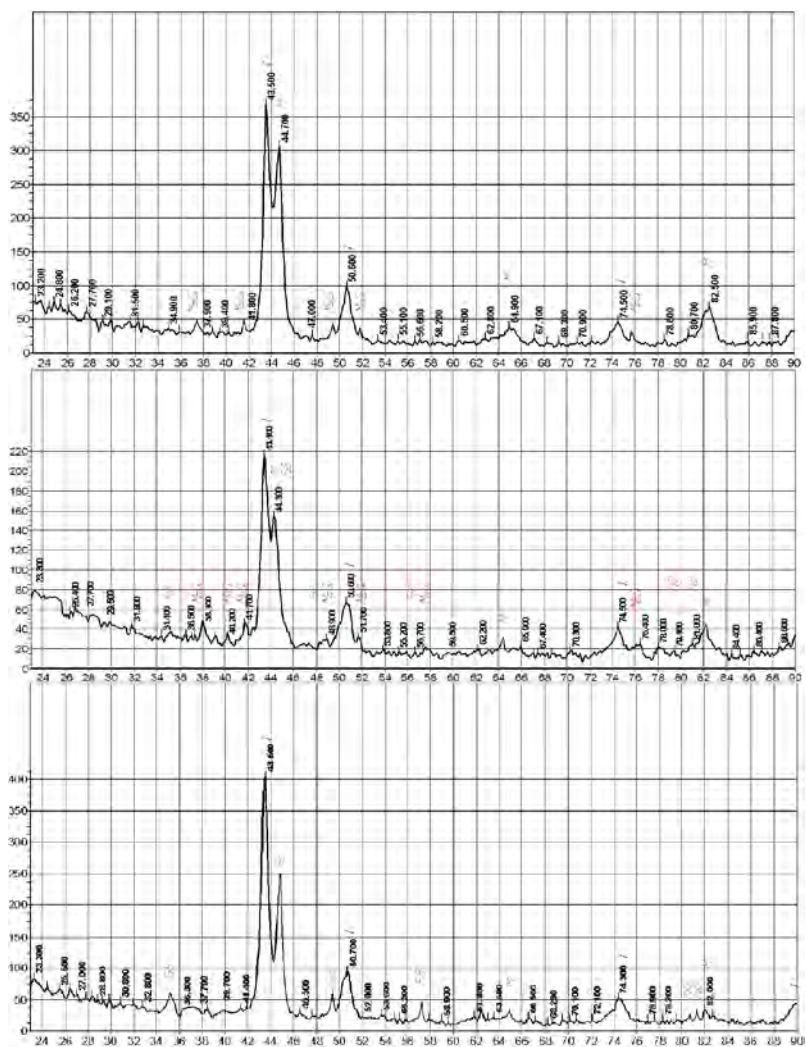


Рисунок 5 – Рентгенограммы наплавленных покрытий, полученных из диффузионно-легированных отходов стали Р6М5

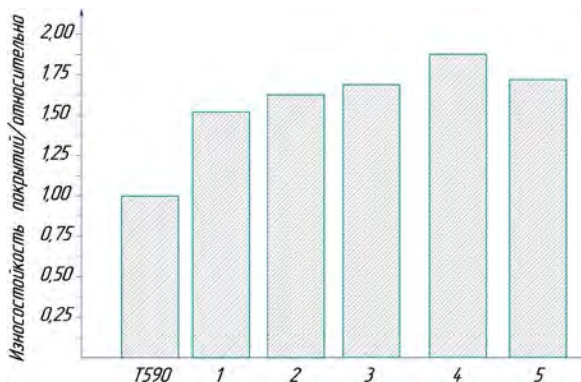


Рисунок 6 – Износостойкость исследуемых покрытий абразивном износе
Износостойкость исследуемых покрытий при ударно-абразивном износе представлена на рисунке 7.

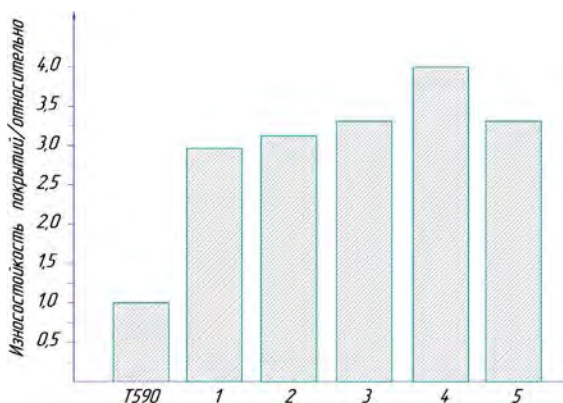


Рисунок 7 – Износостойкость исследуемых покрытий при ударно-абразивном износе

Ударные нагрузки в зоне трения вызывают интенсивное выкрашивание твердых частиц. Степень выкрашивания зависит от пластичности матрицы, которая определяется количеством аустенита в структуре. Наименьшее выкрашивание обеспечивается определенным содержанием аустенита в структуре. Кроме того, аустенит при деформации в зоне трения может превращаться в мартенсит, что резко повышает износостойкость. Износостойкость наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Р6М5, подвергнутых

ХТО, в 3,1–4 раза выше износостойкости широко-используемого наплавочного материала Т590. Аналогично и для покрытий, полученных из отходов стали Х6ВФ, износостойкость повышается в 3,5 раза относительно эталона. Такая высокая износостойкость данных покрытий обусловлена значительным содержанием твердых частиц высокой твердости и аустенита в структуре (рисунок 4, б, в).

Анализ поверхностей трения наплавленных покрытий при ударно-абразивном износе показывает, что у эталона Т590 имеются значительные очаги выкрашивания (рисунок 8, а). У разработанных покрытий, имеющих максимальную износостойкость, очагов выкрашивания практически не наблюдается (рисунок 8, б).

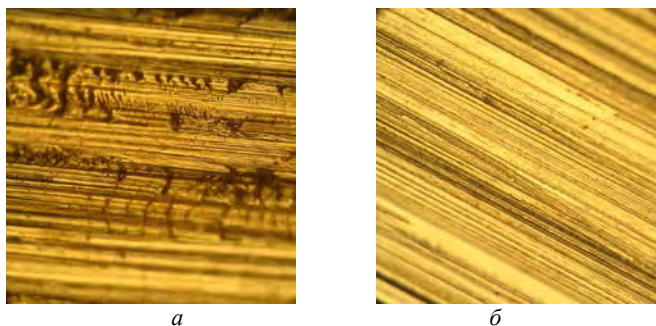


Рисунок 8 – Поверхность трения после ударно-абразивного износа эталона Т590 (а) и покрытия, полученного из отходов стали Р6М5, подвергнутых насыщению азотом-углеродом-бором (б), $\times 200$

Выводы. В ходе исследований установлено, что при совместном насыщении углеродом, азотом и бором при температуре 950 °С проникновение углерода и азота происходит на всю толщину стружки. При последующем борировании на поверхности появляются боридные фазы. Степень усвоения химических элементов при наплавке стружечных отходов инструментальных сталей, предварительно подвергнутых ХТО, по углероду составляет 35–40 %; хрому, вольфраму – 50–60 %; молибдену, ванадию – 40–45 %; азоту – 25–30 %. Рентгеноструктурный анализ наплавленных покрытий обнаружил следующие фазы: γ -Fe, мартенсит, карбиды $M_{23}C_6$ и бориды Fe_2B . Разработанные наплавленные покрытия имеют большую износостойкость по сравнению с покрытиями, полученными из

электродов Т590: при абразивном износе в 1,5–2 раза, в ударно-абразивном износе в 3–4 раза.

Литература

1. **Хрущов, М.М.** Износостойкость и структура твердых наплавов / М.М. Хрущов. – М.: Машиностроение, 1971. – 96 с.
2. **Ворошнин, Л.Г.** Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО / Л.Г. Ворошнин, Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов. – Минск: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 1999. – 133 с.
3. **Лахтин, Ю.М.** Химико-термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов. – М.: Metallургия, 1985. – 256 с.
4. **Миркин, Л.И.** Рентгеноструктурный анализ / Л.И. Миркин. – М.: Наука, 1976. – 327 с.

УДК 621.762

В.Г. ЩЕРБАКОВ (БНТУ)

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА В КАЧЕСТВЕ ОСНОВЫ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Введение. Создание новых наплавочных материалов и защитных покрытий с заданными технологическими и эксплуатационными свойствами является одной из приоритетных задач современного материаловедения. Разработкам в данной области посвящено большое количество работ [1–10]. Известно, что в Республике Беларусь ежегодно образуется большое количество отходов в виде стружки, крошки, проволоки и дисперсных порошков. Часть данных отходов успешно используется в виде вторичного сырья, но отходы дробы, используемой в металлургическом производстве для дробеструйной очистки в дробеметных аппаратах, отправляют на переплавку. Данное решение нецелесообразно, так как при переплавке происходит выгорание порошков. В свою очередь, данные отходы являются ос-