

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.27*784:539.538

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Ni–Fe–Cr–B–Si/WC, ПОЛУЧЕННЫХ ВАКУУМНЫМ ПЛАКИРОВАНИЕМ

© 2019 г. Ч. Ф. Хань^а, С. Д. Чжан^б, И. Ф. Сунь^а. *

^аФакультет электротехники и машиностроения, Синьяньский колледж
Хенаньского педагогического университета, Чжэнхай Роуд, 50, Чжэнчжоу, 451400 КНР

^бКитайская корпорация железнодорожного строительства, лтд.,
Шестое Авеню 99, адм. р-н “Экономико-технологического развития”, Чжэнчжоу, 450000 КНР

*e-mail: yufusunzhi@163.com

Поступила в редакцию 26.02.2018 г.

После доработки 16.05.2018 г.

Принята к публикации 25.03.2019 г.

Армированные карбидом вольфрама WC композитные покрытия из сплава на основе никеля были нанесены методом вакуумного плакирования на поверхность образцов из конструкционной углеродистой стали марки ASTM 1045. Были изучены микроструктура, микротвердость и износостойкость этих покрытий с различным содержанием карбида WC, а также механизмы его растворения при различных температурах плакирования. Связующая фаза в основном была представлена аустенитом ($\text{Ni}_{2.9}\text{Cr}_{0.7}\text{Fe}_{0.36}$ и FeNi), а упрочняющие фазы – карбидами WC, Cr_7C_3 , $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, боридами и силицидами. С ростом температуры плакирования растворение карбидов WC приобретало интенсивный характер, а продукты реакции в основном включали блочные частицы WC округлой формы, речечный обогащенный вольфрамом карбид и дисперсные гранулярные карбиды. Покрытие из сплава на основе никеля с 30% WC после спекания при 1225°C продемонстрировало износостойкость, в шесть раз превосходящую эту же характеристику матричной стали.

Ключевые слова: вакуумное плакирование, WC, сплав на основе Ni, покрытие, растворение, износостойкость

DOI: 10.1134/S0015323019090043

ВВЕДЕНИЕ

Абразивный износ – основная проблема, приводящая к разрушению поверхности материала. Создание на поверхности покрытий – один из наиболее эффективных способов предотвращения подобного разрушения в результате коррозии и абразивного износа [1–3]. Лазерное плакирование широко используется в качестве основной технологии нанесения поверхностных покрытий благодаря высокой плотности подводимой энергии [4–6]; однако по той же причине проблема угара и окисления химических компонентов сплава при его лазерном плакировании оказывается значительно более серьезной в сравнении с другими способами нанесения покрытий. При этом высокие скорости охлаждения могут приводить к дополнительному растрескиванию [7]. Появление метода вакуумного плакирования позволило компенсировать недостатки лазерного нанесения покрытий, так как при вакуумном плакировании охлаждение медленнее, чем в случае метода лазерного плакирования.

Порошки самофлюсующегося сплава на никелевой основе находят широкое применение среди технологий плакирования, особенно, поверхностей низкоуглеродистых сталей [8–10]. Ni обеспечивает преимущества в жаропрочности, жаростойкости (устойчивости к окислению) и в стойкости к агрессивным средам, а также улучшает прочность и вязкость плакировочного покрытия за счет формирования аустенита [11, 12]. Добавка Si и B может снизить точку плавления порошка сплава посредством формирования эвтектических соединений с низкой точкой плавления. Такие твердые фазы, как CrB, Ni_xB и Ni_3Si , могут образовываться в результате реакций между B (или Si) и Ni (или Cr); Cr и C могут образовывать Me_7C_3 , Me_3C и Me_{23}C_6 . Формирование этих фаз способствует повышению износостойкости плакировочного покрытия [13, 14].

Частицы цементированного карбида часто “вводятся” в материал покрытия для улучшения износостойкости плакировочного слоя [15–17]. WC предоставляется наиболее подходящим вы-

Таблица 1. Химический состав базового металла

Хим. элемент	C	Si	Mn	P	S	Fe
Содержание (вес. %)	0.458	0.224	0.580	0.037	0.004	Ост.

бором, благодаря своей высокой твердости и хорошей смачиваемости с порошком сплава на Ni основе [4, 18]. В данной работе композитные покрытия из армированного WC сплава на Ni основе наносились на поверхность стали марки ASTM 1045 посредством вакуумного плакирования. Исследовали микроструктуру, микротвердость и износостойкость покрытий с разным содержанием WC. В статье также обсуждаются механизмы растворения карбида WC при различных температурах плакирования.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Приготовление плакированных образцов

В качестве базового металла была использована нормализованная сталь ASTM 1045 (образцы размерами $\varnothing 35 \times 18$ мм); ее химический состав приведен в табл. 1. Базовый металл прошел шлифовку на абразивной бумаге и был подвергнут ультразвуковой промывке в спирте и ацетоне для удаления масла и грязи.

Порошок Ni–Fe–Cr–B–Si сплава дисперсности 75–150 мкм был использован в качестве связующего материала, химический состав которого приведен в табл. 2.

Нерегулярные литые порошки WC дисперсности 20–70 мкм были использованы в качестве источника армирующей фазы. “Неправильная” форма частиц порошков обеспечивала увеличение площади поверхности соприкосновения между частицами порошков WC и сплава на Ni основе, а, вместе с этим и сил сцепления между частицами. По поводу размера следует заметить, что частицы большего размера не могут образовывать более прочного сопряжения со связующим материалом, а частицы меньшего размера обнаруживают более сильную тенденцию к растворению. Так что размер частиц порошка карби-

да вольфрама WC старались выдерживать именно в указанных пределах (20–70 мкм).

В данной работе мы использовали четыре разные по содержанию карбида вольфрама порошковые смеси, а именно, 10, 20, 30 и 40 вес. % WC. Перед плакированием были осуществлены следующие процедуры: а) порошки WC-частиц и сплава на Ni основе после их аккуратного взвешивания загружались в специальный смешивающий миксер и подвергались размешиванию в течение 30 мин с использованием кремнекислого натрия в качестве гелеобразующего агента; б) после этого гелеобразная масса наносилась на поверхность базовой стали, и покрытый образец проходил прессование с помощью штампа в специальной изложнице из нержавеющей стали, толщина итогового покрытия контролировалась с точностью до 1–2 мм; в) далее образцы с покрытием подвергались нагреву в электропечи по схеме $200^\circ\text{C} \times 30 \text{ мин} + 400^\circ\text{C} \times 2 \text{ ч}$, в целях удаления остатков как свободной, так и кристаллизационной влаги.

В продолжение плакирования полученные образцы помещались в печь с вакуумом 10^{-2} Па. Температуры плакирования составляли 1200, 1225, 1250 и 1275°C . На рис. 1 схематически представлен процесс плакирования, с указанием его параметров.

Методы анализа

Микроструктура плакировочного покрытия, переходного слоя и базового металла была исследована методом сканирующей электронной микроскопии (РЭМ) в растровом электронном микроскопе FEI-QUANTA-200, снабженном рентгеновской энергодисперсионной спектрометрической (ЭДС) приставкой. Микроструктура и фазы в сплаве на основе Ni были изучены методом визуализации вторичных электронов, тогда как морфология WC-карбидов – методом визуализации обратно рассеянных электронов. При этом исследованные образцы были предварительно протравлены в 6%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте в течение 50 с. Рентгеноструктурный анализ (РСА) плакировочного покрытия проводился на дифрактометре XPERTPRO-X. Рентгеновская съемка осуществлялась в $\text{CuK}\alpha$ -излучении в области 2θ углов от 10° до 90° (со скоростью сканирования $2^\circ/\text{мин}$).

Таблица 2. Химический состав порошкового сплава на Ni-основе

Хим. элемент	C	Si	B	Cr	Fe	Ni
Содержание (вес. %)	0.6–1.0	3.0–5.0	2.5–3.5	9.0–12.0	21.0–23.0	Ост.

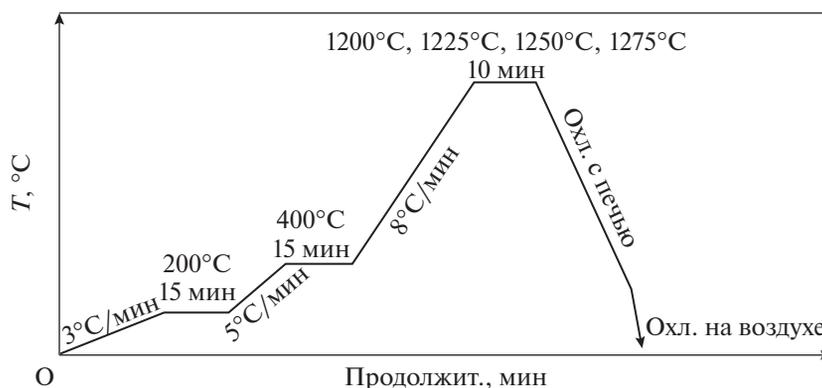


Рис. 1. Этапы процесса плакирования и его параметры.

Микротвердость измеряли с помощью твердомера модели НХ-1000ТМ/LCD при нагрузке на индентор 0.25 кГс и времени экспозиции 15 с. Измерения проводили следующим образом: а) шероховатость поверхности образца контролировали с точностью выше 0.1 мкм; б) поверхность раздела между матрицей и плакировочным покрытием была выбрана за точку отсчета шкалы расстояний; в) восемь точек было намечено на поверхности плакировочного покрытия, и шесть точек — на поверхности «подложки», расстояние между двумя соседними точками составляло 100 мкм. Размеры образца для измерения износостойкости материала составляли $\varnothing 5 \times 15$ мм. Сам тест на абразивный износ проводили по схеме «диск—палец» на штифтодисковой машине, при нагрузке на палец 12 Н и скорости вращения диска 60 об./мин. Вес образцов до и после испытаний на износ измерялся на электронных весах, с точностью не хуже 0.1 мг. Оценку износостойкости производили с учетом потери веса, т.е. разницы веса образца до и после тестирования.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Покрытие и связующая поверхность раздела

Образцы с содержанием карбида вольфрама WC в 10, 20, 30 и 40 вес. % были подвергнуты спеканию при различных температурах (1200, 1225, 1250, 1275°C) в течение 10 мин. Образцы состояли из плакировочного покрытия, переходного слоя и подложки. Это означает, что переходный слой между подложкой и плакировочным слоем сформировался посредством их металлургического соединения.

Покрытия с различным содержанием WC обладали сходной структурой. На рис. 2 представлены изображения структуры образцов с 30%-ным содержанием WC, спеченных при различных температурах, и результаты энергоспектрального

анализа материала с места в переходном слое, отмеченного литерой А. В покрытии, спеченном при температуре 1200°C, зафиксировано большее количество пор, чем в случае других температур. Результаты энергоспектрального анализа, представленные на рис. 2г, показывают, что переходный слой содержал 18.01% Ni, 68.28% Fe, 2.95% Cr и 1.11% Si. Ni может способствовать формированию аустенита, что приводит к повышению ударной вязкости материала, тогда как Cr и Si могут образовывать окисную пленку, присутствие которой увеличивает устойчивость к коррозии. Поэтому микроструктура границы раздела подложка/покрытие не испытала воздействия от травления ниталем.

Переходный слой хорошо просматривается на рис. 2а и 2б, причем на рис. 2б его ширина больше. При этом, на рис. 2в переходный слой не очевиден. В общем, отмечено, что переходный слой становится шире с ростом температуры плакирования, и частицы WC в процессе нагрева под действием силы тяжести смещаются в сторону переходного слоя до тех пор, пока не достигают его. Однако, когда мы имеем дело с еще более высокой температурой, атомы химических элементов диффундируют с большей скоростью, и переходный слой становится менее твердым. Тогда, частицы WC попадают в переходный слой, что в итоге делает его неотчетливым. Вблизи подложки мы исследовали состав материала. Результаты этого представлены на рис. 3. Содержание Ni вблизи подложки (38.55%, точка А, рис. 3б) выше, чем в переходном слое (18.01%, точка А, рис. 2г), и оно близко к значению, характерному для связующей фазы (45.71%, точка С, рис. 3г). Результаты энергоспектрального анализа элементного состава в точке В — на частице фазы стержневидной формы — показывают, что в ней обнаруживается большее содержание В, Cr, Fe, Ni и W. Это говорит о том, что эти сложные фазы образуются в резуль-

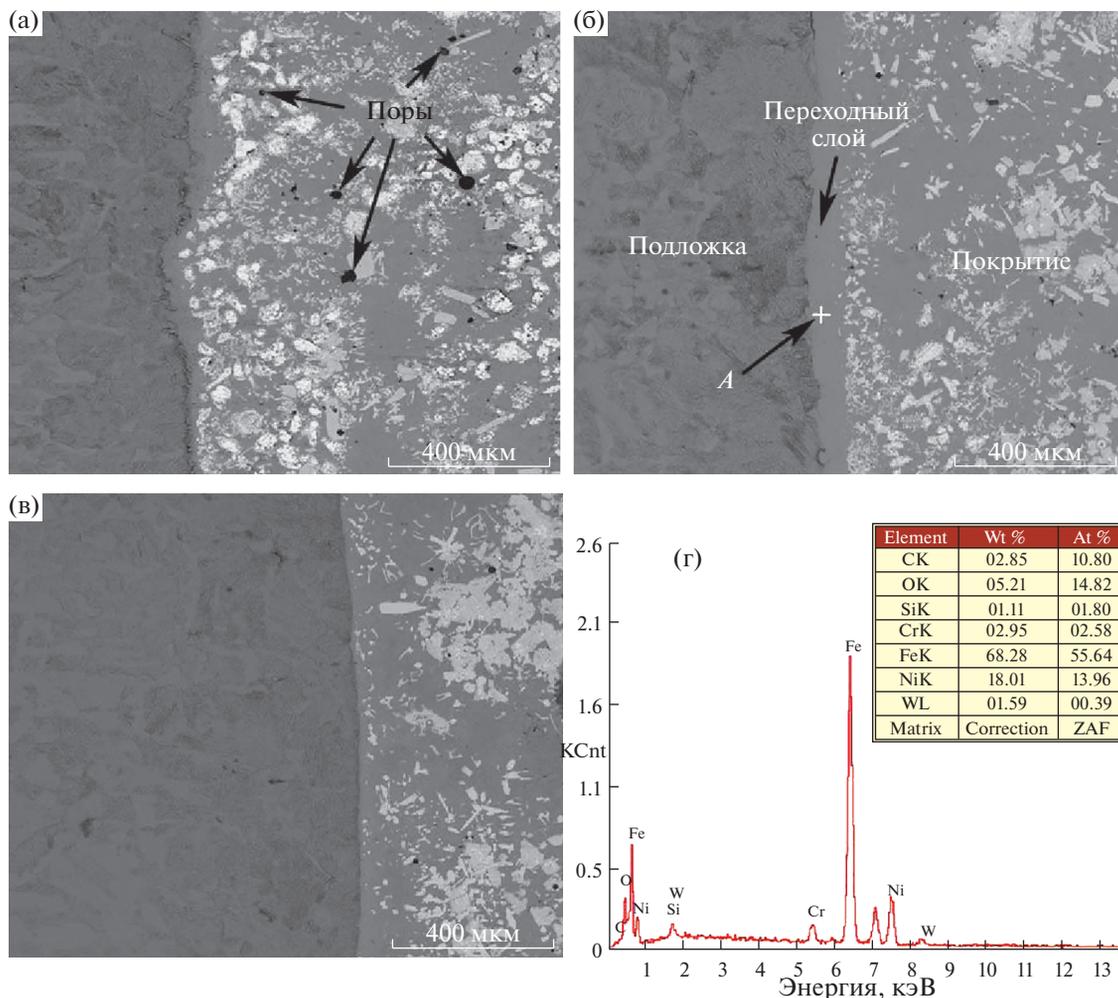


Рис. 2. Микроструктура образцов, содержащих 30% WC и спеченных при разных температурах: (а) 1200, (б) 1225, (в) 1275°C; и (г) результаты ЭДС анализа с места, отмеченного литерой А.

тате реакции между карбидом WC и сплавом на основе Ni. WC и другие частицы твердых фаз оседают на поверхности подложки, и никакого явного переходного слоя в образцах, прошедших процедуру спекания при 1275°C, не просматривается.

Результаты PCA плакировочного покрытия, спеченного при 1225°C, содержащего 30% WC, представлены на рис. 4. Присутствие фаз Fe₃Ni₃B и NiB, формируемых В, Fe и Ni, может снижать точку плавления материала. Ni способствует формированию аустенита, так как его наличие расширяет концентрационную область существования аустенита [19]. Содержание Ni в порошке сплава достигало 60%, что приводило к образованию аустенита (Ni_{2,9}Cr_{0,7}Fe_{0,36}, FeNi). Аустенит не дает частицам карбида WC осесть на поверхность покрытие/подложка на начальных стадиях процесса вследствие высокого уровня вязкости. Si и В могут растворяться в аустените с образова-

нием твердого раствора высокой твердости, что улучшает износостойкость покрытия. Фазы Cr₇C₃ и (Cr, Fe)₇C₃, возникающие при плакировании, также благотворно сказываются на износостойкости материала вследствие их высокой твердости [14].

Растворение WC

Частицы WC не вступают в реакцию между собой в условиях вакуума, даже будучи нагреты до 1200°C. Но, когда их привносят в какую-либо металлическую матрицу, частицы будут растворяться [20, 21]. Распад карбида WC приобретает интенсивный характер с ростом температуры. В нашем эксперименте (см. рис. 5а) по краям некоторых WC-частиц в покрытиях, спеченных при 1200 и 1225°C, появлялись “серые” (на РЭМ-изображениях) фазы. На рис. 5б и 5в представле-

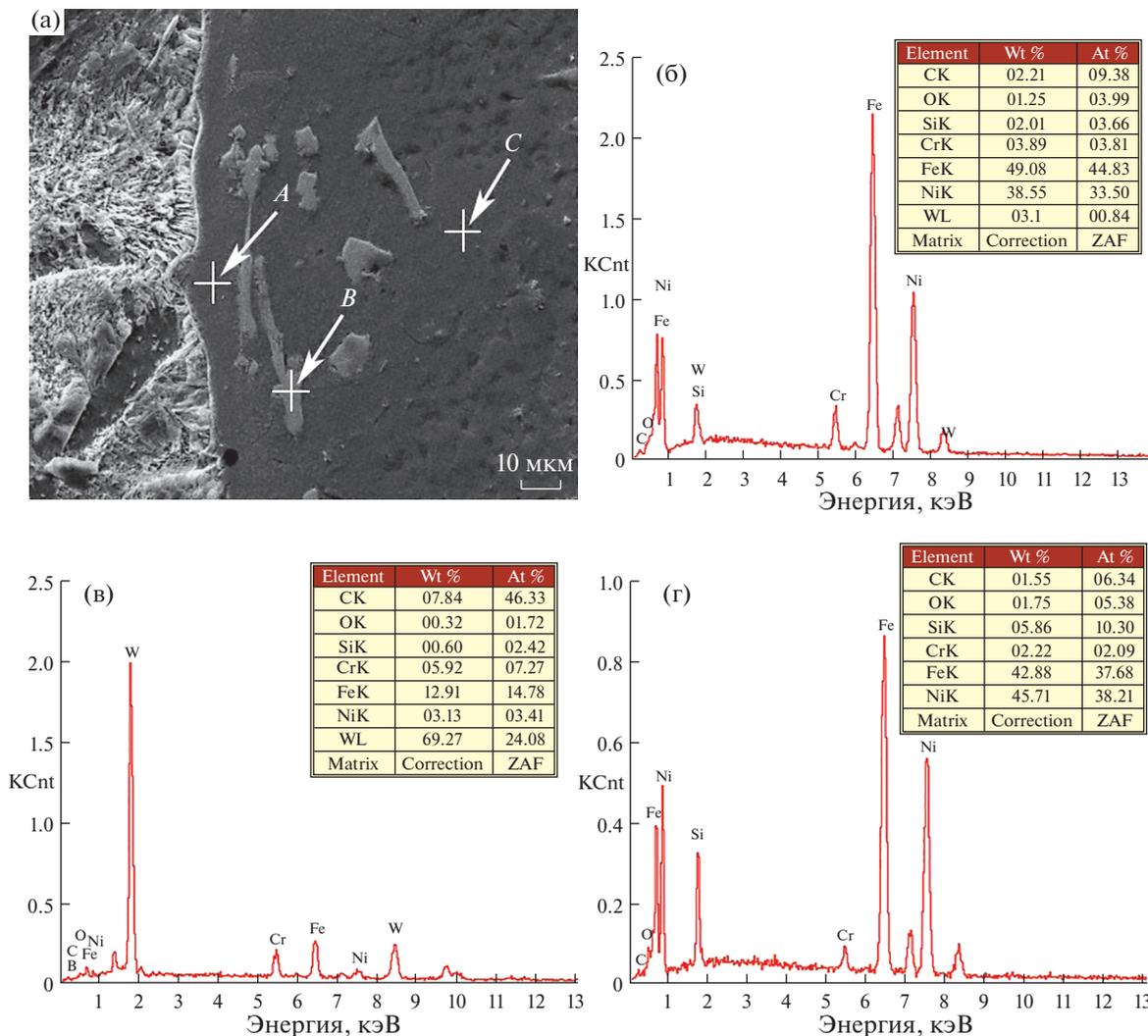


Рис. 3. (а) Микроструктура образца, спеченного при 1275°C, содержащего 30% WC, и (б–г) результаты ЭДС-анализа (в точках (б) А, (в) В и (г) С).

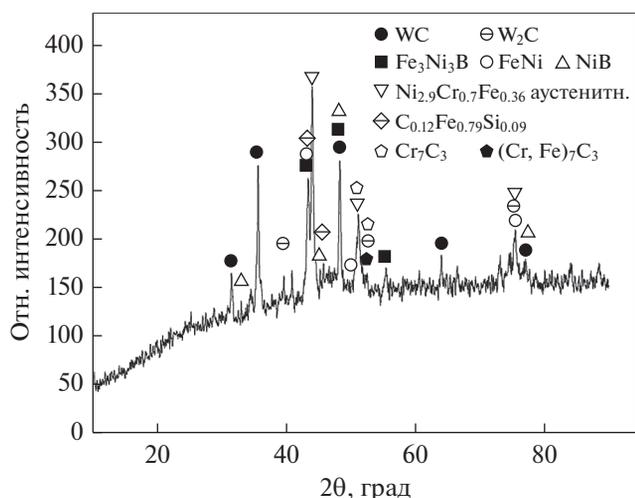


Рис. 4. Дифрактограмма, полученная с плакировочного покрытия, спеченного при 1225°C, содержащего 30% WC.

ны результаты ЭДС, полученные с центральной и периферийной частей WC частицы. Центром частицы по-прежнему является карбид вольфрама (WC). Но периферийная часть обнаруживает присутствие некоторого количества В и Cr, а также С, Ni и Fe. Подходящий уровень растворения карбида WC может вносить свой вклад в улучшение износостойкости плакировочного слоя. Явление растворения наблюдается в случаях больших радиусов кривизны, и прослойка, образуемая между частицей WC и сплавом на основе Ni, улучшает их прочность сцепления.

При температуре плакирования 1250°C, распад карбида WC протекает очень интенсивно; растворение начинается в основном изнутри карбида WC (рис. 6а) вследствие многочисленных мелких трещин или полостей на поверхности WC частиц (рис. 6б). Во время плакирования, богатая

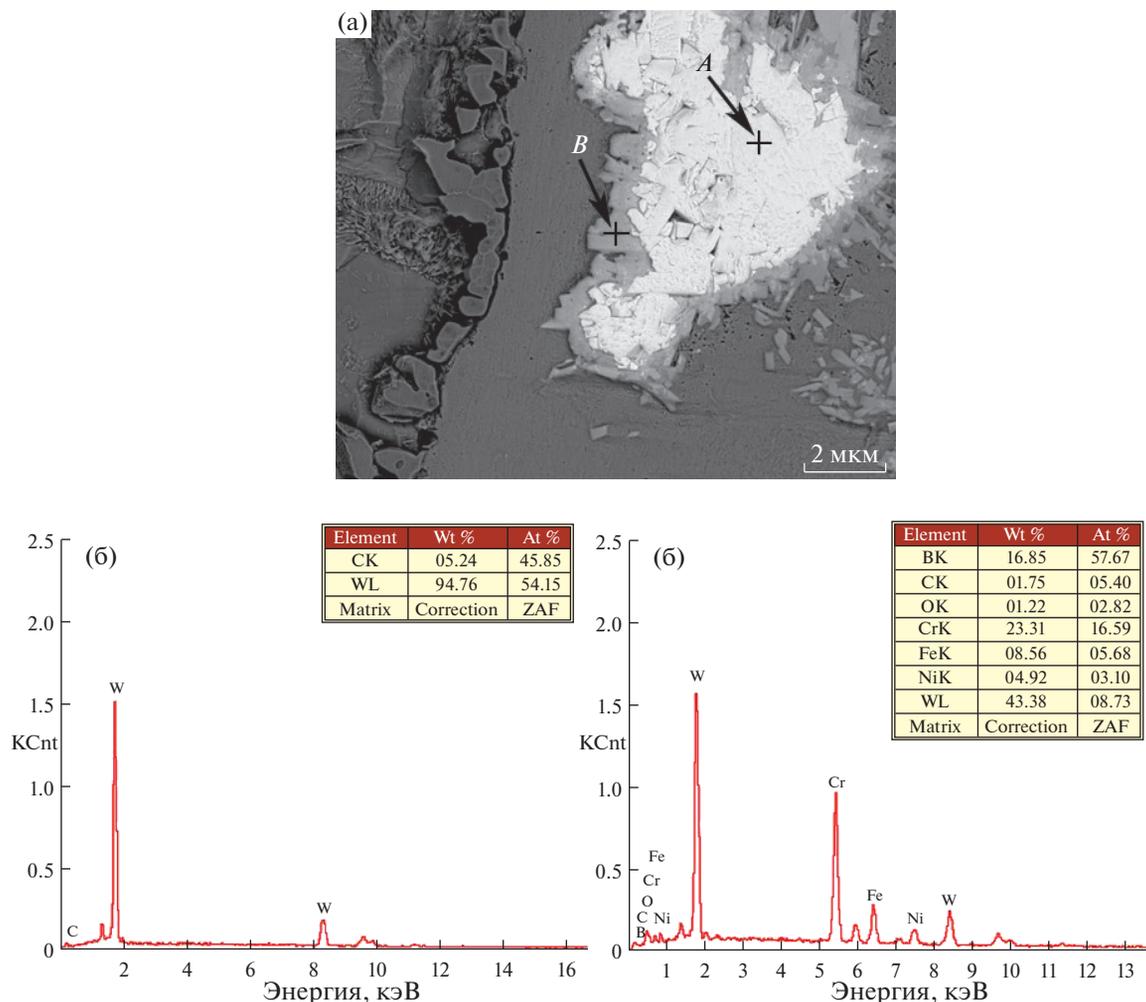


Рис. 5. (а) Морфология WC в покрытии, спеченном при 1200°C; и результаты ЭДС-анализа с мест, обозначенных ли-
терами (б) А и (в) В.

никелем жидкая составляющая проникает внутрь WC частиц через указанные дефекты кристаллического строения и вызывает растворение карбида WC изнутри. Из рис. 6а ясно, что морфология центральной и периферийной частей каждого образования WC характерна для дисперсных частиц, тогда как промежуточная часть WC – как у кристаллов игольчатой и столбчатой формы. Причина этого в том, что наружная часть WC имеет овальную форму, тогда как контур внутренних дефектов – отчетливо нерегулярный, иглоподобный. Поэтому признаки растворения изнутри оказались более ярко выраженными. Результаты ЭДС-анализа состава фаз иглообразной и гранулоподобной формы представлены на рис. 6в и 6г. Содержание W составляло 67 и 57% соответственно. Также было зафиксировано присутствие В, Ni, Fe и Cr, что свидетельствовало в

пользу распада образований WC как снаружи, так и изнутри.

Более высокая температура плакирования (1275°C) приводит к тому, что частицы WC растворяются до размеров малых гранул (с размерами приблизительно ~1 мкм), равномерно распределенных в пространстве (как в области А, показанной на рис. 7а). Результаты ЭДС-анализа (рис. 7б) показывают, что содержание W составляло 51.19%, а содержание В и Cr в области распада возрастает. Это явление проявляется в первую очередь в непосредственной близости от подложки, где содержание Fe значительно выше, а эффект эрозии Fe на WC заметно возрастает [21]. В целом, растворение карбида WC сильно возрастает с подъемом температуры плакирования. При этом, продукты реакции в основном состоят из блочных округлой формы WC частиц, речной

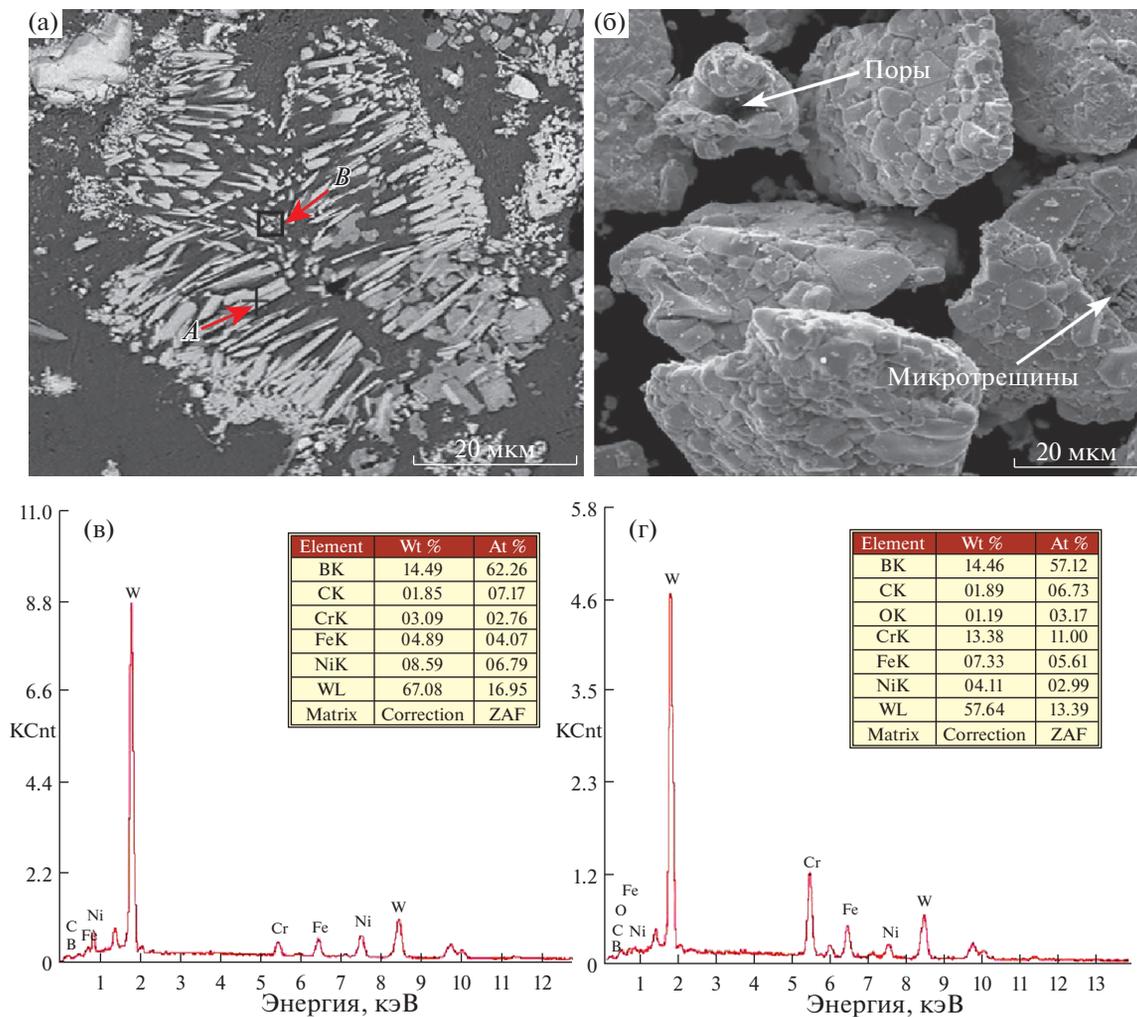


Рис. 6. Морфология WC в покрытии, спеченном при 1250°C (а); морфология исходного WC (б); результаты ЭДС-анализа с места, обозначенного литерой А (в); результаты ЭДС-анализа с области, обозначенной литерой В (г).

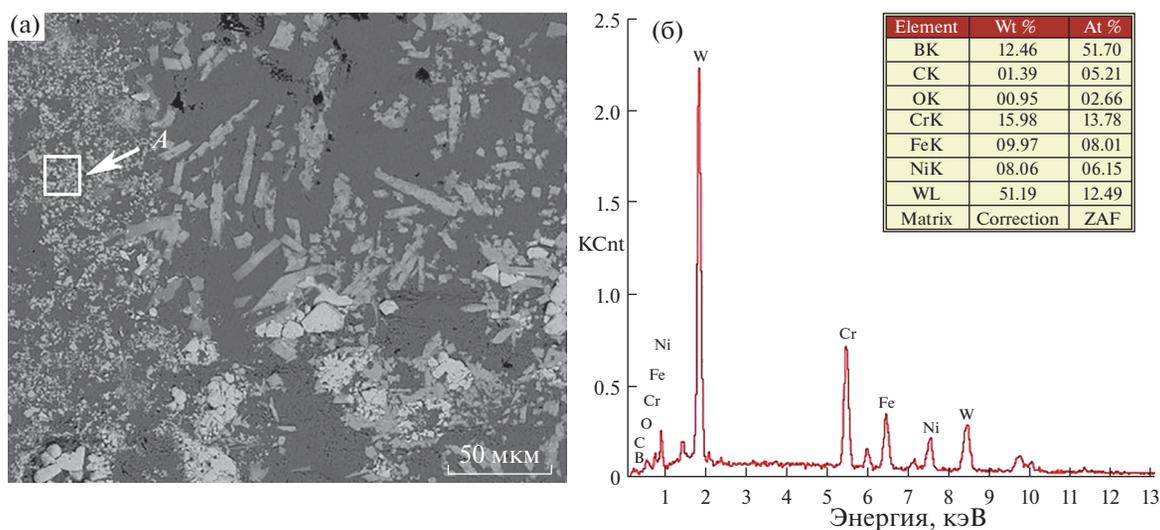


Рис. 7. Морфология WC в покрытии, спеченном при 1275°C (а); и результаты ЭДС-анализа для области, обозначенной литерой А (б).

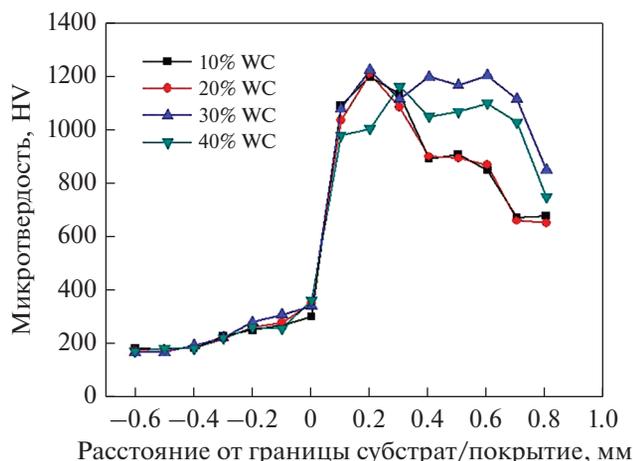


Рис. 8. Микротвердость образцов с разным содержанием WC, спеченных при 1225°C.

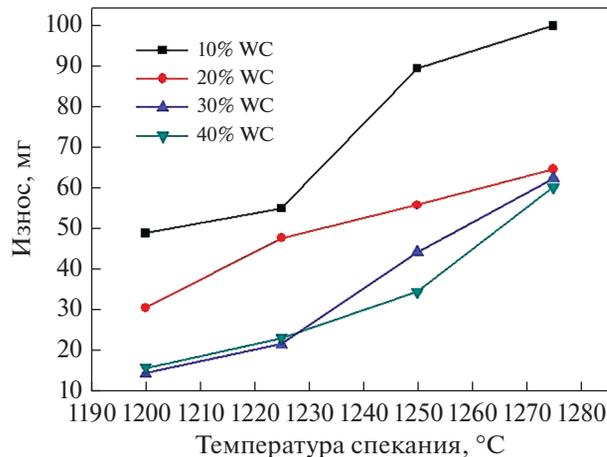


Рис. 9. Износ (выражающийся в потере веса) образцов, спеченных при разных температурах, с разным содержанием WC.

формы обогащенного вольфрамом карбида и мелкодисперсных карбидов гранулярной формы.

Микротвердость была измерена в области подложки, переходного слоя и плакировочного покрытия. Результаты представлены на рис. 8. Микротвердость образцов с разным содержанием WC медленно возрастала от точки, удаленной от границы раздела подложка–покрытие на 0.6 мм (в отрицательной области значений), до нее самой. Это объяснялось тем, что находящиеся в объеме покрытия атомы углерода диффундировали в сторону подложки, приводя к трансформации ее микроструктуры вблизи переходного слоя в структуру перлита. В положительном направлении оси X микротвердость $H_V(X)$ сначала увеличивается, а затем уменьшается. В образцах с 10%-ным и 20%-ным содержанием WC наблюдается быстрое убывание микротвердости, поскольку содержание WC в них относительно невелико, что не препятствует обусловленному силой тяжести оседанию частиц WC в направлении границы раздела покрытие–подложка. Микротвердость образцов с 30%- и 40%-ным содержанием WC убывает медленнее в сравнении с предыдущим случаем, поскольку большое содержание WC способно образовывать своего рода каркас из карбидных частиц, снижающий вероятность их оседания.

Содержание WC и температура плакирования – вот основные факторы, сказывающиеся на износостойкости материала. Результаты по износу представлены на рис. 9. Износ (потеря веса) увеличивается с ростом температуры плакирования, причем, особенно заметно это становится при температурах выше 1225°C. Растворение WC приобретает серьезный характер с ростом температуры, тогда как вероятность оседания WC-частиц

возрастает, приводя к падению содержания WC на внешней поверхности покрытия [22]. Износ образца с 30% WC, нагретого до 1225°C, составил всего лишь 16 мг (потеря веса при износе подложки при тех же условиях составляет 144 мг), что значительно лучше, чем этот показатель для других образцов. Результаты для образцов с 30% и 40%-ным содержанием WC аналогичны друг другу. При содержании WC менее 30%, износостойкость снижается, но она тем выше, чем больше содержание WC. Это может быть объяснено с привлечением результатов анализа морфологии поверхности износа (рис. 10).

На рис. 10а (10% WC) и 10б (20% WC) видно, что поверхность износа содержит ровные бороздки с их одинаковым числом на единицу площади поверхности. Это объясняется ограниченным количеством частиц фаз большой твердости, причем связующие фазы выступали в качестве основных испытывающих резание объектов. Указанные бороздки и расколотые частицы фаз повышенной твердости наблюдались на поверхности образца (30% WC) на рис. 10в, причем сами бороздки были менее глубокими (и более узкими). Как видно на рис. 10г, для случая образца с 40% WC, внешние зерна абразива воздействовали непосредственно на WC, приводя к отколу фаз повышенной твердости. Это явилось следствием повышенного содержания WC в образце и того, что вблизи WC-частиц число связующих фаз было весьма ограничено. Отколовшиеся WC-частицы выступали уже в роли абразивных, и их присутствие приводило к увеличению степени износа образца [23]. Тем самым высокое содержание WC имеет своим недостатком неспособность

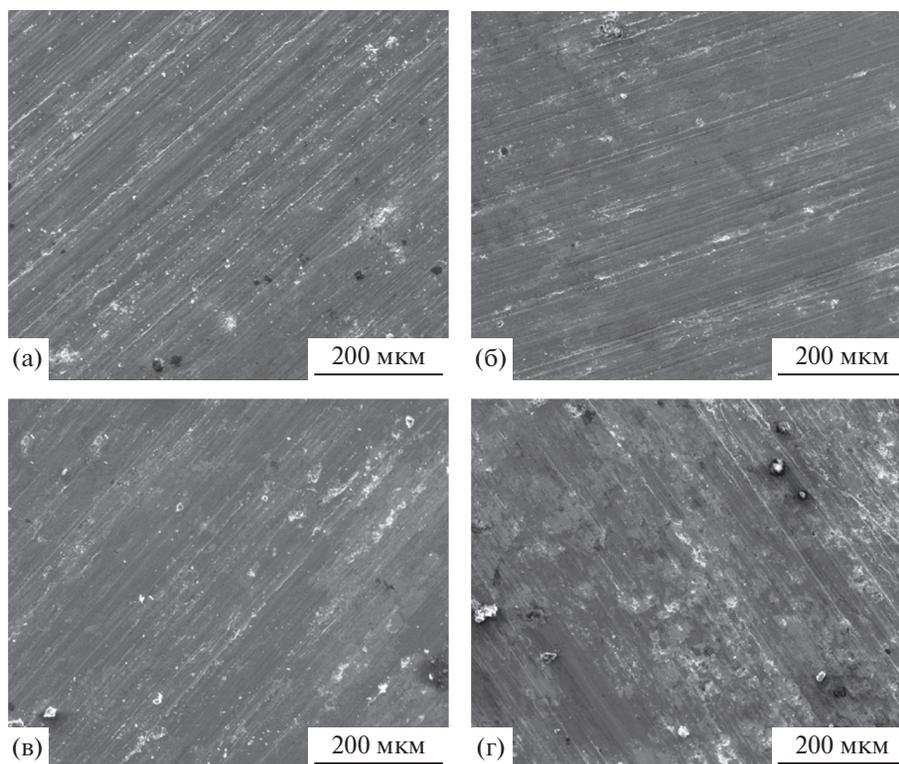


Рис. 10. Морфология поверхности износа покрытий с различным содержанием WC: (а) 10, (б) 20, (в) 30, (г) 40%.

обеспечить рост износостойкости плакированных образцов.

ВЫВОДЫ

Композитные покрытия из сплава на основе Ni, упрочненного карбидом WC, были нанесены на поверхность образцов из стали марки ASTM 1045 методом вакуумного плакирования. Были изучены механизмы растворения карбида WC при различных температурах плакирования (1200, 1225, 1250, 1275°C), твердость и износостойкость покрытий с различным содержанием WC (10, 20, 30 и 40 вес. %). Главные выводы таковы:

(1) Образование связующего слоя между подложкой и плакировочным покрытием во всех случаях является результатом той или иной металлургической реакции. Фазы в объеме покрытия представляют собой в основном аустенит ($\text{Ni}_{2.9}\text{Cr}_{0.7}\text{Fe}_{0.36}\text{FeNi}$), WC, карбиды (Cr_7C_3 , $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$) и бориды.

(2) Растворение карбида WC становится все более интенсивным с подъемом температуры, и продукты реакции представляют собой блочные округлой формы частицы WC, речный обогащенный вольфрамом карбид и дисперсные карбиды гранулярной формы.

(3) С ростом содержания WC износостойкость при температуре плакирования 1225°C сначала возрастает, а затем снижается. Абразивное воз-

действие приводит в основном к появлению на поверхности износа многочисленных бороздок, возникающих в результате абразивного действия на “связующие” фазы на основе Ni, когда содержание WC меньше 30%. Когда содержание WC выше 30%, потеря образцом веса при износе в основном обусловлена “отшелушиванием” частиц WC.

(4) Износостойкость образцов, спеченных при 1225°C, с 30%-ным содержанием WC выше, чем в образцах с иным содержанием WC, и более чем в шесть раз выше износостойкости подложки.

Эта работа была профинансирована в рамках Научно-технической программы провинции Хенань (проект № 182102210083) и со стороны Творческого коллектива исследователей Синьляньского колледжа Хенаньского педагогического университета (проект № 2018-XLXUCXTD-001). Аттестация микроструктуры, рентгеновские (РСА) эксперименты, растровая электронная микроскопия (РЭМ), тестирование микротвердости и измерения износостойкости проводились в Университете городской округа Чжэнчжоу.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Farahmand P., Kovacevic R.* Corrosion and wear behavior of laser clad Ni–WC coatings // *Surf. Coat. Technol.* 2015. V. 276. P. 121–135.

2. *Brodova I.G., Shirinkina I.G., Zaikov Y.P., Kovrov V.A., Shtefanyuk Y.M., Pingin V.V., Vinogradov D.A., Golubev M.V., Yablonskikh T.I., Astafev V.V.* Structure and phase composition of protective coatings on steel produced by methods of liquid-phase calorizing // *Phys. Met. Metallogr.* 2015. V. 116. P. 879–887.
3. *Kiryukhantsev-Korneev F.V., Novikov A.V., Sagalova T.B., Petrzhik M.I., Levashov E.A., Shtansky D.V.* A comparative study of microstructure, oxidation resistance, mechanical, and tribological properties of coatings in Mo–B–(N), Cr–B–(N) and Ti–B–(N) systems // *Phys. Met. Metallogr.* 2017. V. 118. P. 1136–1146.
4. *Farahmand P., Liu S., Zhang Z., Kovacevic R.* Laser cladding assisted by induction heating of Ni–WC composite enhanced by nano–WC and La₂O₃ // *Ceram. Int.* 2014. V. 40. P. 15421–15438.
5. *Ma Q.S., Li Y.J., Wang J., Liu K.* Investigation on cored–eutectic structure in Ni60/WC composite coatings fabricated by wide-band laser cladding // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 645. P. 151–157.
6. *Luo X., Li J., Li G.J.* Effect of NiCrBSi content on microstructural evolution, cracking susceptibility and wear behaviors of laser cladding WC/Ni–NiCrBSi composite coatings // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 626. P. 102–111.
7. *Lyu Y.Z., Sun Y.F., Yang Y.* Non–Vacuum Sintering Process of WC/W₂C Reinforced Ni–Based Coating on Steel // *Met. Mater. Int.* 2016. V. 22. P. 311–318.
8. *Fernández M.R., García A., Cuetos J.M., González R., Noriega A., Cadenas M.* Effect of actual WC content on the reciprocating wear of a laser cladding NiCrBSi alloy reinforced with WC // *Wear.* 2015. V. 324–325. P. 80–89.
9. *Katsich C., Badisch E.* Effect of carbide degradation in a Ni–based hardfacing under abrasive and combined impact/abrasive conditions // *Surf. Coat. Technol.* 2011. V. 206. P. 1062–1068.
10. *Tobar M.J., Álvarez C., Amado J.M., Rodríguez G., Yáñez A.* Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi–WC coatings on stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* 2006. V. 200. P. 6313–6317.
11. *Moustafa S.F., Abdel-Hamid Z., Baheig O.G., Hussien A.* Synthesis of WC hard materials using coated powders // *Adv. Powder Technol.* 2011. V. 22. P. 596–601.
12. *Sun Y.F., Hu S.M., Xiao Z.Y., You S.S., Zhao J.Y., Lv Y.Z.* Effects of nickel on low-temperature impact toughness and corrosion resistance of high-ductility ductile iron // *Mater. Des.* 2012. V. 41. P. 37–42.
13. *Lyu Y.Z., Sun Y.F., Jing F.Y.* On the microstructure and wear resistance of Fe–based composite coatings processed by plasma cladding with B₄C injection // *Ceram. Int.* 2015. V. 41. P. 10934–10939.
14. *Bocharov G.S., Eletsii A.V., Zilova O.S., Terentyev E.V., Fedorovich S.D., Chudina O.V., Churilov G.N.* Mechanism of Surface Reinforcement of Steels by Nanocarbon Materials Using Laser Heating // *Phys. Met. Metallogr.* 2018. V. 115. P. 197–201.
15. *Jones M., Waag U.* The influence of carbide dissolution on the erosion–corrosion properties of cast tungsten carbide/Ni–based PTAW overlays // *Wear.* 2011. V. 271. P. 1314–1324.
16. *Chen C.H., Bai Y., Ye X.C.* Effects of sintering temperature on the microstructural evolution and wear behavior of WC reinforced Ni–based coatings // *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 2014. V. 21. P. 1254–1262.
17. *Kim J.M., Lee S.G., Park J.S., Kim H.G.* Laser surface modification of Ti and TiC coatings on magnesium alloy // *Phys. Met. Metallogr.* 2014. V. 115. P. 1389–1394.
18. *Zeng W.M., Gan X.P., Li Z.Y., Zhou K.C.* Effect of WC addition on the microstructure and mechanical properties of TiN–based cermets // *Ceram. Int.* 2017. V. 43. P. 167–173.
19. *Kang J.H., Noh H.S., Kim K.M., Lee S.C., Kim S.J.* Microstructures and properties of in-situ TiC particles reinforced Ni–based composite coatings prepared by plasma spray welding // *J. Alloys Compd.* 2014. V. 696. P. 869–874.
20. *Zhang Z., Liu H.X., Zhang X.W., Ji S.W., Jiang Y.H.* Dissolution Behavior of WC Reinforced Particles on Carbon Steel Surface during Laser Cladding Process // *Adv. Mater. Res.* 2012. V. 430–432. P. 137–141.
21. *Zhou S.F., Zeng X.Y.* Growth characteristics and mechanism of carbides precipitated in WC–Fe composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding // *J. Alloys Compd.* 2010. V. 505. P. 685–691.
22. *Liu A., Guo M., Hu H.L.* Distribution and dissolution of WC particles in surface metal matrix composites produced by plasma melt injection // *Surf. Eng.* 2010. V. 26. P. 623–628.
23. *Sun Y., Lv Y., Wang L., Shen J., Jia X., Zhao J.* Effect of aluminum on microstructure and properties of martensitic wear-resistant and heat-resistant steel // *Oxid. Metals.* 2012. V. 80. P. 113–124.