



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Электродуговые покрытия, наплавленные порошковой проволокой с карбидным наполнением

Геннадий Прибытков^{1, а, *}, Ирина Фирсина^{1, б}, Алексей Михно^{2, с}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

² Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, г. Новокузнецк, 654007, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-8267-971X>,  gapribyt@mail.ru; ^б  <https://orcid.org/0000-0003-2253-0582>,  iris1983@yandex.ru;

^с  <https://orcid.org/0000-0002-7305-6692>,  mikno-mm131@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.042.3

История статьи:

Поступила: 04 февраля 2026

Рецензирование: 16 марта 2026

Принята к печати: 21 марта 2026

Доступно онлайн: 15 июня 2026

Ключевые слова:

Синтез в порошковых смесях

Карбид титана

Железоматричный композит

Порошковая проволока

Электродуговая наплавка

Структура

Фазовый состав

Износостойкость

Твердость

Финансирование

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0009.

Благодарности

Авторы благодарят В.П. Кривопаолова за помощь при синтезе композиционных порошков, А.В. Барановского за помощь при проведении рентгеноструктурных исследований и К.О. Акимову за помощь при выполнении электронномикроскопических исследований.

АННОТАЦИЯ

Введение. В целях продления срока службы деталей, которые в процессе эксплуатации подвергаются воздействию абразивных частиц, на их рабочие поверхности наносят износостойкие покрытия методами порошкового напыления или различными методами наплавки. Одним из самых простых и доступных методов наплавки является дуговая наплавка на воздухе. Для повышения производительности этого процесса вместо штучных электродов используется порошковая проволока. **Предмет.** В настоящей работе рассмотрена технология получения присадочного композиционного порошка для изготовления порошковой проволоки, описано оборудование для изготовления проволоки и для дуговой наплавки покрытий. **Цель работы:** исследовать композиционный порошок, синтезированный из механоактивированной смеси ферротитана ФТ35С5 и саж (технический углерод), и износостойкие покрытия, полученные дуговой наплавкой на подложку из стали 09Г2С проволокой с оболочкой из малоуглеродистой стали 08Ю, заполненной композиционным порошком. **Методы.** Присадочный порошок и покрытия, полученные дуговой наплавкой, были исследованы методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии с определением элементного состава методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии и рентгеноструктурного анализа. Проведены испытания наплавленных покрытий на абразивный износ по ГОСТ 23.208–79, измерена микротвердость присадочного порошка и наплавленных покрытий. Композиционный порошок, который был использован в качестве засыпки при изготовлении порошковой проволоки, получен дроблением спеков – продуктов реакционного синтеза в порошковых смесях ферротитана ФТ35С5 с углеродом (сажей), механоактивированных в шаровой мельнице Activator-2S. Для изготовления порошковой проволоки и для наплавки электродуговых покрытий использовано специализированное оборудование. **Результаты и обсуждение.** Согласно результатам рентгеноструктурного анализа порошка, синтезированного из механоактивированной смеси ферротитана и саж, продукты синтеза содержат две фазы: карбид титана и альфа-железо. Металлографическое исследование показало, что синтезированный порошок имеет структуру железоматричного композита с наноразмерным карбидным упрочнением. Покрытие, наплавленное порошковой проволокой, имеет такой же фазовый состав, но с уменьшенным содержанием карбида титана. Покрытие имеет мартенситоподобную микроструктуру, в 4,5 раза большую твердость и в 2,5 раза большую абразивную износостойкость по сравнению с покрытием, наплавленным проволокой из стали 08Ю, не заполненной порошком. **Выводы.** Электродуговые покрытия порошковой проволокой, заполненной железоматричным композиционным порошком, имеют высокую твердость (6629 ± 498 МПа) и абразивную износостойкость (158 ± 11 мг/час) благодаря мартенситной структуре наплавки, дополнительно упрочненной частицами карбида титана микронного размера. При наплавке происходит полное растворение субмикронных частиц карбида титана, присутствующих в структуре композиционного порошка, что приводит к обогащению наплавочной ванны углеродом и мартенситному превращению при охлаждении.

Для цитирования: Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Михно А.Р. Электродуговые покрытия, наплавленные порошковой проволокой с карбидным наполнением // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 2. – С. 264–279. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.2-264-279.

*Адрес для переписки

Прибытков Геннадий Андреевич, д.т.н., г.н.с., доцент
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: +7 913 860-04-49, e-mail: gapribyt@mail.ru

Введение

Повышение прочности с сохранением приемлемой пластичности представляет собой основную цель при разработке новых составов и технологий производства сталей и сплавов конструкционного назначения. Однако большим недостатком конструкционных сталей и сплавов является их низкая абразивная износостойкость. Для повышения ресурса работы деталей, подвергающихся сухому трению или воздействию абразива по условиям эксплуатации, на рабочие поверхности наносят износостойкие покрытия, в основном методами порошкового напыления или различными методами наплавки. Среди методов напыления наиболее часто применяется детонационное [1–3] и плазменное [4–6]. Во всех газотермических методах напыления покрытий присадочный порошок разгоняется высокоскоростной струей газов или плазмы. При этом в большинстве случаев происходит реакционное взаимодействие компонентов порошковой смеси между собой или с компонентами газовой смеси [7, 8]. Иногда это взаимодействие используют для *in situ* синтеза тугоплавких соединений, частицы которых повышают твердость и износостойкость напыленного покрытия. Однако в случае порошков с высоким сродством к кислороду может происходить их окисление, в том числе за счет подмешивания наружного воздуха. В результате повышается пористость и уменьшается адгезия покрытия к подложке. В методе холодного газодинамического напыления (ХГДН) [9, 10] нагрев порошка происходит в основном при соударении с подложкой, поэтому проблема окисления порошка менее актуальна. Из-за меньшей температуры нагрева ХГДН применяется в основном для более легкоплавких порошков (например, алюминия и его сплавов).

Недостатками методов порошкового напыления являются повышенная пористость покрытий и недостаточно прочное и надежное сцепление с основой. Для устранения этих недостатков напыленные покрытия либо дополнительно оплавляют [11, 12], либо уплотняют непосредственно в процессе напыления покрытия – например, ультразвуковым ударником [13] или методом фрикционного выглаживания [5]. Дополнительные операции уплотнения напыленных покрытий усложняют и удорожают технологию. Поэтому

для получения достаточно толстых беспористых покрытий, имеющих надежное сцепление с основой, чаще применяют методы наплавки. В качестве источника нагрева используют электрическую дугу [14], низкотемпературную плазму [15], низкоэнергетические [16] или высокоэнергетические (релятивистские) электроны [17].

В подавляющем большинстве работ последнего десятилетия, посвященных наплавленным покрытиям, для формирования наплавочной ванны используют лазеры. Наибольшее повышение износостойкости обеспечивают покрытия, имеющие структуру металломатричного композита, в которой твердые частицы тугоплавких соединений (в основном карбидов и боридов) однородно распределены в металлической матрице. При порошковой наплавке в качестве присадок добавляют механические смеси порошков тугоплавких соединений и металлической связки. В качестве дисперсной упрочняющей фазы в металломатричных композитах часто используют карбид вольфрама, имеющий меньшую твердость по сравнению с другими металлическими карбидами, но зато обладающий некоторой пластичностью, благодаря чему он не разрушается хрупко при механическом нагружении. Для формирования металлической связки (матрицы) используют порошки металлов и сплавов на основе никеля, железа, титана и алюминия, а также сложнелегированные, так называемые высокоэнтропийные сплавы.

Среди вышеперечисленных методов наплавки наиболее технологически простым и доступным является дуговая наплавка на воздухе, поскольку для ее реализации не требуется применения уникального оборудования или вакуума. С целью предотвращения окисления дуговую наплавку ведут под слоем флюса, корка которого легко удаляется с поверхности наплавленного покрытия.

Для повышения производительности процесса дуговой наплавки вместо штучных электродов применяется порошковая проволока, представляющая собой тонкостенную трубку из мягкой малоуглеродистой стали, заполненную порошком [18]. Состав порошка подбирается таким образом, чтобы при кристаллизации наплавочной ванны элементный и фазовый состав наплавленного покрытия обеспечивал требуемые служебные характеристики наплавленного

покрытия по твердости, износостойкости, коррозионной стойкости и др. В настоящее время промышленным способом выпускается широкая номенклатура порошковой проволоки, а также оборудование для ее изготовления и последующего применения для дуговой наплавки покрытий.

С целью исключения сегрегации порошков металлов и тугоплавких соединений, различающихся плотностью и дисперсностью, вместо порошковых смесей при напылении и наплавке применяют композиционные порошки в виде гранул, каждая из которых содержит упрочняющую фазу и металлическую связку в необходимом соотношении. Это позволяет избежать проблем, связанных с использованием порошковых смесей в качестве присадок.

Наиболее технологичный и рентабельный способ получения композиционных порошков для наплавки и напыления – самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) в реакционных порошковых смесях. Самоподдерживающаяся экзотермическая реакция легко реализуется в порошковых смесях, содержащих титан и углерод. Это связано с тем, что образующийся в результате реакции карбид титана имеет большую отрицательную энтальпию. Таким образом, наличие в реакционной смеси порошков металлической связки, выступающей в качестве инертной добавки, не оказывает негативного влияния на процесс реакции синтеза [19–22]. Полученный продукт синтеза содержит частицы карбида титана, которые играют роль упрочняющей фазы. Образование частиц тугоплавких соединений в металлической матрице возможно также *in situ*, непосредственно в процессе напыления и наплавки [23, 24].

Дальнейшего снижения стоимости СВС композиционных порошков с карбидной упрочняющей фазой можно достигнуть заменой в реакционных смесях дорогого титанового порошка значительно более доступным по цене ферротитаном. Было установлено, что в механоактивированных реакционных смесях ферротитана марки ФТн35С5 и углерода (сажи П-803) можно инициировать синтез в режиме послойного горения или теплового взрыва [25]. В результате измельчения спеков (продуктов синтеза) получены гранулы композиционного порошка, представляющие собой дисперсную смесь карбида

титана и легированного феррита. На основе этих результатов нами запатентован [26] высокопроизводительный способ получения дешевых железоматричных композиционных порошков для напыления и наплавки износостойких покрытий.

Целью настоящей работы было исследовать структуру и свойства покрытий, полученных дуговой наплавкой под флюсом порошковой проволокой, которая заполнена композиционным порошком, синтезированным из механоактивированных смесей ферротитана и сажи. Практической целью исследований было выяснить экономическую и технологическую целесообразность использования синтезированных композиционных порошков для получения порошковой проволоки для дуговой наплавки износостойких покрытий.

Использованные материалы и методика исследований

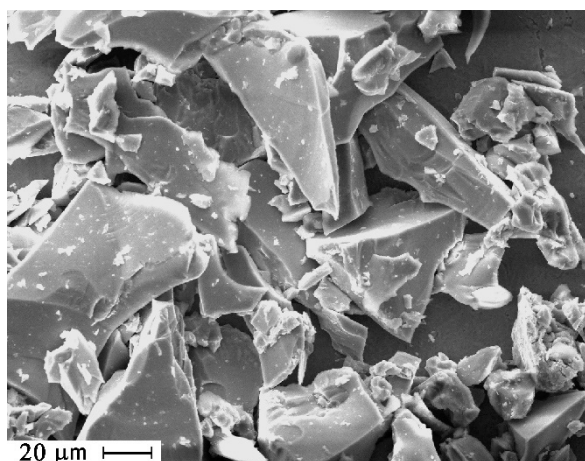
Использованные материалы

Для синтеза композиционного порошка, из которого далее изготавливали порошковую проволоку, брали порошок ферротитана ФТн35С5 (ГОСТ 4761–91) с размером частиц меньше 50 мкм и технический углерод – сажу марки П-803 (углерод технический, ГОСТ 7885–86). Морфология использованных порошков приведена на рис. 1. Ферротитан в виде порошка изготавливали путем измельчения и просеивания на фракции кусков ферротитана. В результате были получены частицы ферротитана, имеющие осколочную форму (рис. 1, а). Сажа П-803 представляет собой агломераты из субмикронных частиц (рис. 1, б).

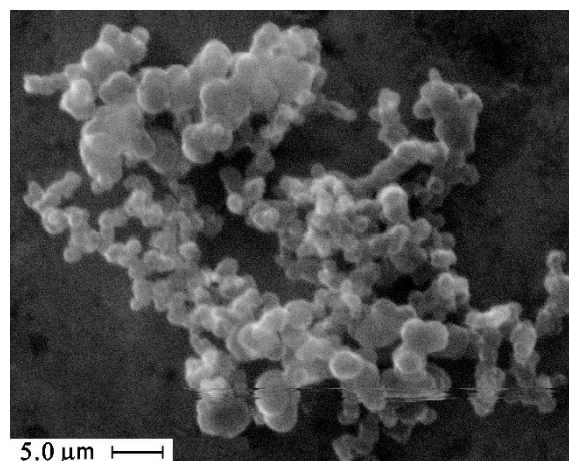
В качестве оболочки порошковой проволоки использовали ленту из малоуглеродистой стали 08Ю (ГОСТ 1577–2022), легированной алюминием, который служит раскислителем. Подложкой при наплавке служила пластина толщиной 10 мм из низколегированной кремнемарганцовистой стали 09Г2С с содержанием углерода менее 1 вес. % (ГОСТ 19281–2014). В табл. 1 приведен химический состав использованных материалов.

Получение композиционного порошка

Композиционный порошок $\text{TiC} + \alpha\text{-Fe}$ был получен синтезом из порошковой смеси, содержащий 92,5 вес. % ферротитана и техниче-



a



б

Рис. 1. РЭМ-изображения морфологии исходных порошков:

a – ФТi35C5; б – сажа П-803

Fig. 1. SEM images of the morphology of the initial powders:

a – FeTi35Si5; б – P-803 carbon black

Таблица 1

Table 1

Химический состав использованных материалов, вес. %

Chemical composition of the studied materials, wt. %

Марка / Grade	Fe	Ti	Al	Si	C	Cu	V	Mo	Zr	Ni	Mn	Cr
Ферротитан ФТi35C5 / FeTi35Si5 ferrotitanium	Остальное / Bal.	32,45 / 32.45	9,75 / 9.75	4,65 / 4.65	0,18 / 0.18	0,85 / 0.85	0,88 / 0.88	0,35 / 0.35	0,15 / 0.15	–	–	–
Сталь 08Ю / Steel 0.08C-Al	Остальное / Bal.	–	< 0,07 / < 0.07	0,01 / 0.01	< 0,07 / < 0.07	< 0,06 / < 0.06	–	–	–	< 0,06 / < 0.06	< 0,35 / < 0.35	–
Сталь 09Г2С / Steel 0.09C- Mn-2Si	Остальное / Bal.	–	–	< 0,8 / < 0.8	< 0,12 / < 0.12	< 0,30 / < 0.30	–	–	–	< 0,30 / < 0.30	< 1,7 / < 1.7	0,30 / 0.30

ского углерода (сажа, остальное). Концентрацию углерода (7,5 вес. % сажи) в реакционной смеси рассчитали из условия, чтобы его было достаточно для связывания в карбид всего титана, присутствующего в ферротитане. Смесь обрабатывали в высокоэнергетической лабораторной планетарной шаровой мельнице Activator-2S (ООО «Завод химического машиностроения», Россия) при следующих режимах: время обработки 10 мин, скорость вращения 960 об/мин, что соответствует угловому ускорению 64g. Отношение массы шаров к общей массе смеси равнялось 20.

Механоактивированную (МА) порошковую смесь прессовали в цилиндрической пресс-

форме диаметром 28 мм под давлением 550 МПа. В прессовке просверливали глухое отверстие, в которое помещали спай вольфрам-рениевой термопары ВР20-ВР5. При нагреве прессовки в вакуумной печи со скоростью 6 °С в минуту при температуре около 450 °С фиксировался резкий подъем температуры, который является признаком теплового взрыва в порошковой смеси. Температуру доводили до 700 °С, выдерживали 60 минут и выключали нагрев печи. Полученный спек из продуктов реакции дробили и рассеивали на фракции. Фракцию 315...2000 мкм использовали в качестве засыпки при изготовлении порошковой проволоки.

Изготовление проволоки и наплавка покрытий

Ленту из стали 08Ю шириной 14 мм и толщиной 0,5 мм сгибали в форме желоба, который заполняли порошком и протягивали через калибровочную доску с твердосплавной фильерой (рис. 2, а). При этом края ленты плотно соединялись, препятствуя высыпанию порошка через стык. Готовую проволоку (рис. 2, б) диаметром 4,3 мм использовали для дуговой наплавки покрытий с применением специализированного оборудования – сварочного трактора ASAW-1250 (рис. 2, в). Технические характеристики ASAW-1250 приведены в табл. 2.

Для наплавки на воздухе использовался сварочный флюс марки АН-26С по ГОСТ 9087–81. Наплавку проводили в три слоя, режим наплавки: сила тока 420 А, напряжение 38 В, скорость наплавки 18 см/мин. После наплавки корку флюса удаляли, а поверхность валиков зачищали металлической щеткой.

Для выяснения влияния присадочного порошка на структуру, твердость и износостойкость покрытий дополнительно наплавляли покрытие проволокой без порошка, т. е. пустой оболочкой из стали 08Ю.

Методы структурных исследований и испытаний

Структурные исследования синтезированных композиционных порошков и наплавленных покрытий проводили на оборудовании Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН. Применялись методы оптической металло-

графии (AXIOVERT-200MAT, Zeiss, Германия) и рентгеноструктурного анализа (ДРОН-7, «Буревестник», Россия). Исследование проводилось с использованием излучения $\text{CuK}\alpha$ со средней длиной волны $\lambda = 1,54186 \text{ \AA}$. Для регистрации данных применялся детектор с точечным разрешением и шагом $0,04^\circ$. Время экспозиции составляло 15 с, диапазон сканирования изменялся от 30° до 85° . При этом образец вращался со скоростью 0,5 об/мин. Для определения фазового состава и расчета массового соотношения фаз методом Ритвельда использовалось программное обеспечение MAUD и «Качественный и количественный фазовый анализ по базе COD».

Дополнительно применили сканирующую электронную микроскопию (LEO EVO 50, Zeiss, Германия) для идентификации фаз методом обратного рассеяния электронов (BSE).

Для металлографических исследований порошков и наплавленных покрытий образцы заливали в эпоксидную смолу. Шлифы готовили на шлифовально-полировальном станке Saphir-520/530 (Mager Scientific, Inc., Германия). Использовали шлифовальные шкурки зернистостью 5...200 мкм и алмазные пасты дисперсностью 3...0,5 мкм. После получения зеркальной поверхности образцы были очищены в ультразвуковой ванне CODYSON CD-4830 (Shenzhen Codyson Electrical Co., Ltd., Китай). Обработку вели в этиловом спирте при температуре 40°C в течение 15 минут с функцией дегазации. Для выявления структуры наплавов шлифы травили раствором 4 % HNO_3 в этаноле при комнатной температуре с выдержкой в реактиве 30...40 с.



а



б



в

Рис. 2. Внешний вид устройства для изготовления порошковой проволоки (а), готовой проволоки (б), сварочного трактора ASAW-1250 (в)

Fig. 2. General view: equipment for flux-cored wire manufacturing (a); fabricated wire (b); SAW-1250 automatic arc welding tractor (c)

Технические характеристики сварочного трактора ASAW-1250
Technical specifications of ASAW-1250 automatic arc welding tractor

Название характеристики / Parameter	Значение характеристики / Value
Напряжение питания, В / Supply voltage (V)	380
Потребляемая мощность, кВт·А / Input power (kV·A)	54
Потребляемый ток, А / Input current (A)	120
Напряжение холостого хода, В / No-load voltage (V)	SAW: 90 ± 10; MMA: 75 ± 5
Напряжение дуги, В / Arc voltage (V)	20...50
Диапазон тока сварки, А / Welding current range (A)	60...1250
Ток сварки ПВ 100 %, А / Welding current at 100% duty cycle (A)	1250
Класс защиты / Protection class	IP 23
КПД, % / Efficiency (%)	92
Размеры, см / Dimensions ($L \times W \times H$) (cm)	767×352×802
Номинальное напряжение питания, В / Rated supply voltage (V)	120
Номинальная потребляемая мощность, кВт·А / Rated output power (kV·A)	0,4
Диаметр проволоки, мм / Wire diameter (mm)	1,6...6,0
Диапазон скорости сварки, см/мин / Welding speed (cm/min)	10...150
Диапазон скорости подачи проволоки, м/мин / Wire feeder speed (m/min)	0,3...3,0
Вертикальная регулировка мундштука, мм / Vertical adjustment of the welding nozzle (mm)	100

Для определения твердости использовали микротвердомер ИТВ-1-И-МС (ООО «Метротест», Россия). Измерения проводились по методу Виккерса с нагрузкой 200 г и временем нагрузки и разгрузки по 10 с. Было выполнено более 250 измерений с шагом 150 мкм, направленных от подложки к поверхности покрытия вдоль пяти параллельных линий.

Испытания наплавленных покрытий на абразивный износ проводили по ГОСТ 23.208–79 «Метод испытания на абразивный износ при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы» [27]. Испытываемый образец изнашивался абразивными частицами электрокорунда зернистостью № 16-П (160...200 мкм), которые подавались в зону трения вращающимся резиновым роликом.

Результаты и их обсуждение

Фазовый состав

Рентгенограммы продуктов синтеза в механоактивированных порошковых смесях ферро-

титана и сажи, а также наплавленного покрытия приведены на рис. 3, а результаты обработки дифракционных данных – в табл. 3.

В ходе рентгеноструктурного исследования порошка, полученного из механоактивированной смеси ферротитана и сажи, было установлено, что в его составе присутствуют две фазы: карбид титана и альфа-железо (рис. 3, а). Параметр решетки карбида титана $a = 0,43153$ оказался меньше, чем справочное значение для эквиатомного карбида титана $a = 0,43270$ [23]. Причиной отличия может быть отклонение от эквиатомного состава или загрязнение кислородом. Анализ известных данных о зависимости параметра решетки карбида титана от его состава показал, что в первом случае состав должен быть $\text{TiC}_{0,65}$, а во втором – оксикарбид с составом $\text{TiC}_{0,6}\text{O}_{0,4}$ [24].

Параметр решетки $\alpha\text{-Fe}$ ($a = 0,28727$) мало отличается от справочного ($a = 0,28730$). Вероятно, присутствующие в феррите примеси, такие как Ti, Al и Si, оказывают взаимокompенсирующее действие на параметр решетки.

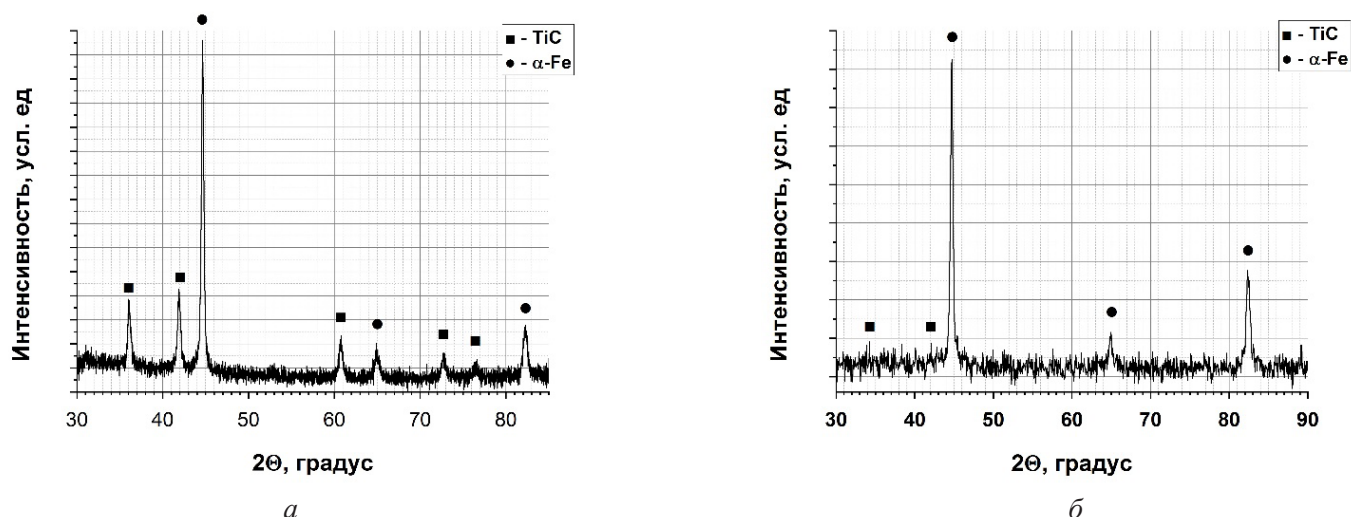


Рис. 3. Рентгенограммы композиционного порошка, синтезированного из механоактивированной смеси ферротитана ФТi35C5 и сажи (а); покрытия, наплавленного проволокой с композиционным порошком (б)

Fig. 3. X-ray patterns composite powder synthesized from a mechanically activated mixture of *FeTi35Si5* ferrotitanium and carbon black (a) and coating surfaced with the flux-cored wire containing the composite powder (b)

Таблица 3

Table 3

Результаты обработки данных рентгеноструктурного анализа
Processing of X-ray diffraction data analysis

Объект съемки / Pattern	TiC (ГЦК, Fm-3m) / TiC (FCC, Fm-3m)		α -Fe (ОЦК, Im-3m) / α -Fe (BCC, Im-3m)	
	Содержание, об. % / Content (vol. %)	Параметр решетки, нм / Lattice parameters (nm)	Содержание, об. % / Content (vol. %)	Параметр решетки, нм / Lattice parameters (nm)
Синтезированный порошок / Synthesized powder	52,49 ± 0,92	0,43153	47,51 ± 1,38	0,286650
Наплавленное покрытие / Surfaced coating	5,69 ± 2,13	0,4326378	94,31 ± 0,5	0,28727
Справочные значения параметров решетки, нм / Reference data of the lattice parameters (nm)	—	0,43270	—	0,28730

Микроструктура порошка и наплавленного покрытия

Микроструктура гранул композиционного порошка TiC + 47,5 об. % α -Fe, полученных дроблением продуктов реакционного спекания МА-смесей ферротитана и углерода (сажи), представлена на рис. 4, б. Благодаря фазовому тональному контрасту удается идентифицировать карбид титана и железную связку. Светлые области связки в гранулах композиционного порошка имеют бимодальное распределение по размерам: немногочисленные округлые вклю-

чения размером 0,5...1,5 мкм и более мелкие в виде светлых игл размером 0,15...1,0 мкм. В объеме крупных областей связки просматриваются равноосные карбидные включения размером 50...100 нм, т. е. эти области имеют структуру железоматричного композита с наноразмерным карбидным упрочнением. Структура гранул представляет собой карбидную матрицу с игольчатыми включениями железа.

Формирование субмикронной структуры композита оказалось возможным благодаря твердофазному режиму синтеза в механоактивиро-

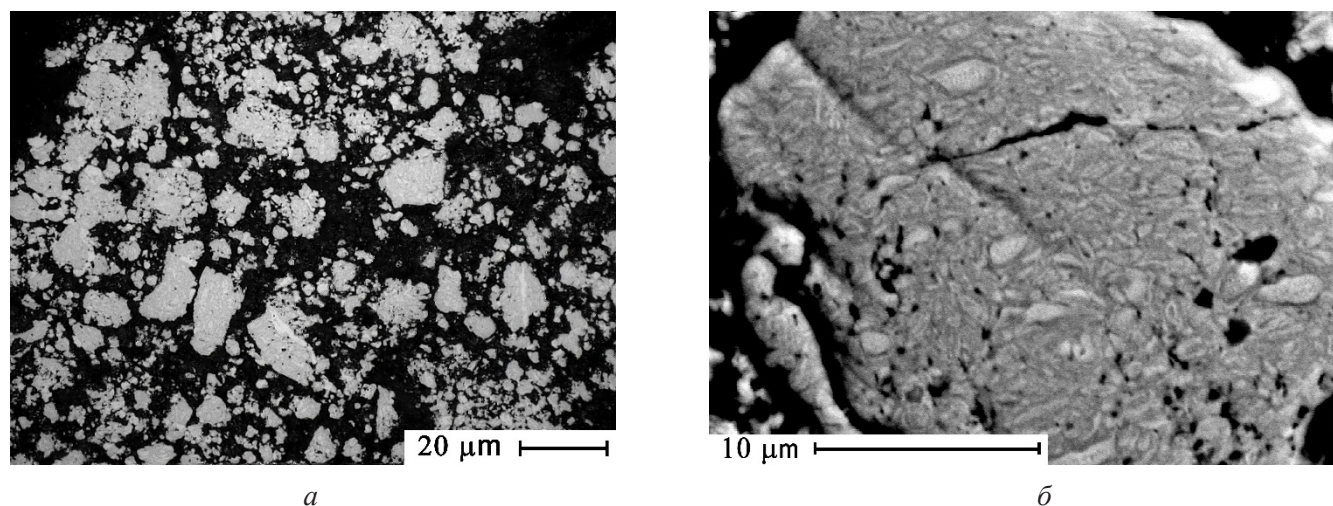


Рис. 4. Микроструктура гранул композиционного порошка, синтезированного из механоактивированной смеси ферротитана ФТi35C5 и сажи:

a – оптическое изображение гранул; *б* – изображение структуры в обратно рассеянных электронах (BSE)

Fig. 4. Microstructure of composite powder particles synthesized from a mechanically activated mixture of *FeTi35Si5* ferrotitanium and carbon black:

a – optical image of particles; *б* – backscattered electron (BSE) image

ванных порошковых смесях ферротитана и углерода (сажи). Максимальный подъем температуры при тепловом взрыве не превышал 1000 °C [25], а температура последующей часовой выдержки 700 °C была недостаточной для диффузионного роста и коагуляции наноразмерных частиц, образовавшихся при тепловом взрыве.

Порошковая проволока, изготовленная вышеописанным способом из синтезированного композиционного порошка и оболочки из стали 08Ю, была использована для дуговой наплавки покрытий. Внешний вид валиков, наплавленных порошковой проволокой и проволокой с пустой оболочкой, не заполненной порошком, представлен на рис. 5.

Наплавленные валики отличаются шероховатостью поверхности и соотношением ширины и высоты. Валик, наплавленный порошковой проволокой (рис. 5, *a*), имеет более шероховатую поверхность и большее отношение высоты

к ширине, чем у валика, наплавленного стальной оболочкой без порошка (рис. 5, *б*). Из-за более низкой растекаемости покрытие, наплавленное проволокой с композиционным порошком, имеет большую толщину: до 9 мм по сравнению с 6 мм у покрытия, полученного наплавкой пустой оболочкой.

Согласно результатам рентгенофазового анализа (рис. 3, табл. 3) покрытие, наплавленное порошковой проволокой, имеет такой же фазовый состав, как и композиционный порошок. Однако объемное содержание карбида титана в наплавке значительно уменьшилось из-за его растворения в наплавочной ванне, разбавленной железом, так как оболочка из стали 08Ю почти полностью состоит из железа.

Микроструктура наплавки после травления шлифов реактивом 4 % HNO_3 в этаноле представлена на оптических микрофотографиях (рис. 6). Наплавка оболочкой из малоуглероди-



Рис. 5. Внешний вид валиков, наплавленных порошковой проволокой (*a*) и оболочкой без порошка (*б*)

Fig. 5. Images of beads deposited with flux-cored wire (*a*); tubular wire without powder filling (*б*)

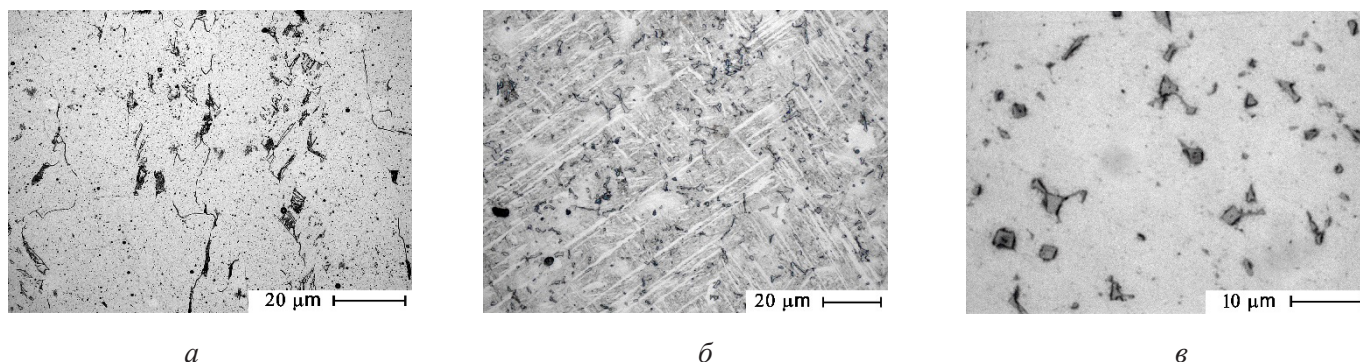


Рис. 6. Оптические изображения микроструктуры:

a – наплавка проволокой 08Ю (без порошка); *б* – наплавка порошковой проволокой TiC + α-Fe с оболочкой из стали 08Ю; *в* – наплавка порошковой проволокой TiC + α-Fe с оболочкой из стали 08Ю (нетравленая структура)

Fig. 6. Optical microscopy images of the microstructure:

a – solid 0.08C-Al steel wire surfacing; *б* – TiC + α-Fe flux-cored 0.08C-Al steel wire surfacing; *в* – TiC + α-Fe flux-cored 0.08C-Al steel wire surfacing (non-etched structure)

стой стали 08Ю состоит из феррита с включениями перлита (рис. 6, *a*).

Количественная оценка относительного объемного содержания перлита была проведена по площади перлитных включений на травленном шлифе с использованием программы для обработки, анализа и редактирования изображений Image J. Дополнительно объемная доля перлита была оценена с учетом того, что содержание углерода в стали равно 0,08 вес. %, а в перлите – 0,8 вес. %. Результаты количественной металлографии показали, что объемное содержание перлита в наплавке пустой оболочкой равна $9,37 \pm 1,27$ %, что согласуется с расчетной оценкой (10 %). При травлении наплавки порошковой проволокой с композиционным порошком выявлена мартенситоподобная игольчатая структура (рис. 6, *б*). На нетравленном шлифе (рис. 6, *в*) выявляются ограненные включения карбида титана, однородно распределенные по объему стальной матрицы. Характер микроструктуры обеих наплавки, а также микротвердость слабо зависят от расстояния до подложки, за исключением тонкого (300 мкм) приграничного слоя при общей толщине наплавки до 9 мм. Основной объем покрытия имеет среднее значение микротвердости, указанное ниже в табл. 4.

Судя по высокой твердости этой наплавки (6629 ± 498 МПа), можно предполагать, что это действительно мартенсит. Образование мартенсита в условиях достаточно быстрого охлаждения наплавленного покрытия оказалось возможным благодаря обогащению наплавочной ванны

углеродом. Углерод поступает в наплавочную ванну при растворении в расплаве карбида титана, составляющего около 50 об. % композиционного порошка. Учитывая субмикронный размер карбидных включений в композиционном порошке и достаточно большой размер наплавочной ванны при дуговой наплавке, можно уверенно утверждать, что карбидная фаза композиционного порошка полностью растворяется в расплаве. Эффект растворения карбида титана, который содержится в присадочном порошке, в расплаве наплавочной ванны при порошковой наплавке подтверждается многочисленными опубликованными данными. В результате растворения карбидной фазы формируется жидкий раствор углерода и титана в железе. При охлаждении наплавочной ванны из жидкого раствора выпадают ограненные частицы карбида титана (рис. 6, *в*), а остальная часть углерода и титана переходит в твердый раствор на основе альфа-железа.

Для дальнейшего обсуждения микроструктуры и фазового состава наплавки рассчитано содержание титана и углерода в стальной матрице, а также объемное содержание карбидных включений в наплавленном покрытии. По результатам взвешивания проволоки, заполненной порошком, и пустой (без порошка) оболочки мы установили, что содержание композиционного порошка в проволоке составляет 18,65 вес. %. При весовой доле карбида титана в порошке 0,41 содержание карбида титана равно 7,62 вес. % (или 11,7 об. %). Такое содержание карбида ти-

Твердость и скорость абразивного износа покрытий
Hardness and abrasive wear rate of the coatings

Наплавка / Surfacing	Микротвердость, МПа / Microhardness (MPa)	Скорость износа, мг/час / Wear rate (mg/h)
Оболочка 08Ю / Tubular 0.08C-Al steel wire without powder filling	1447 ± 53	387 ± 10
Проволока 08Ю + (TiC + α-Fe) / TiC + α-Fe flux-cored 0.08C-Al steel wire	6629 ± 498	158 ± 11

тана в наплавке получится, если весь углерод и весь титан при кристаллизации наплавочной ванны уходят в карбидную фазу. Однако, согласно нашим результатам рентгеноструктурного анализа, в наплавленном покрытии присутствует 5,69 об. % карбида титана. Тогда можно считать, что углерод и титан, высвободившиеся при растворении остального карбида (6,0 об. %), уходят в твердый раствор стальной матрицы. При пересчете объемных процентов (6,0 %) в весовые мы получили 3,84 вес. % TiC. Поскольку весовое содержание углерода и титана в карбиде равно 20 и 80 % соответственно, то содержание углерода в матрице равно 0,77 вес. %, а титана – 3,07 вес. %.

Твердость и износостойкость наплавленных покрытий

В табл. 4 приведены результаты измерения твердости и испытаний на абразивный износ наплавленных покрытий. При переводе приведенного в табл. 4 значения твердости наплавки порошковой проволокой в твердость по Роквеллу получено значение 58,3 единиц. Эта твердость соответствует твердости закаленной углеродистой стали У8 после низкотемпературного отпуска. Таким образом, термические циклы при многопроходной дуговой наплавке порошковой проволокой обеспечивают закалку стальной матрицы, содержащей 0,77 вес. % углерода. На свойства наплавки также должен влиять титан, содержащийся в стальной матрице в количестве 3,07 вес. %. Характер этого влияния неизвестен, так как содержание титана в промышленных высоколегированных сталях обычно не превышает 1 % [28].

Покрывание, наплавленное пустой оболочкой из стали 08Ю, имеет низкую твердость и из-

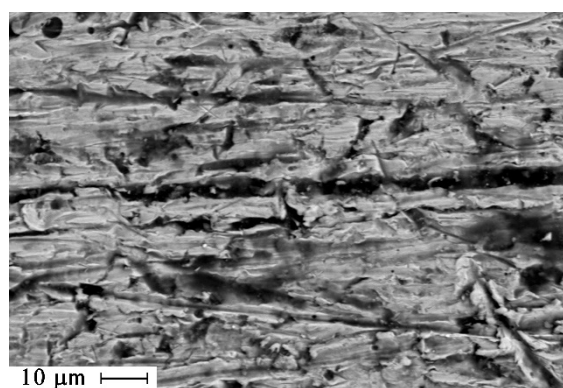
носостойкость (табл. 4). Введение композиционного порошка кратно увеличивает твердость и износостойкость наплавленного покрытия. Основной причиной повышения износостойкости является, по-видимому, именно более высокая твердость стальной матрицы, а не карбидные включения, объемное содержание которых (5,69 об. %) слишком мало, чтобы заметно повлиять как на твердость, так и на износостойкость наплавленного покрытия.

Известные результаты исследований абразивной износостойкости наплавленных покрытий со структурой металлматричного композита с карбидным упрочнением показывают, что наибольший положительный эффект достигается, когда частицы карбида титана имеют размер 20...30 мкм, а их объемная доля около 50 %. В этом случае однородно распределенные в матрице карбидные частицы защищают межкарбидные прослойки металлической матрицы от изнашивания абразивными частицами, обеспечивая высокую износостойкость. Абразивная стойкость на покрытиях, полученных методом электронно-лучевой наплавки и состоящих из карбида титана и связки из быстрорежущей стали Р6М5, увеличилась в 4,7 раза по сравнению с износостойкостью покрытия, наплавленного порошком Р6М5 [29]. Соответствующее повышение твердости при этом не превышает 20 %, что подтверждает определяющую роль крупных карбидных включений в повышении абразивной износостойкости. Подобные результаты получены на электронно-лучевых покрытиях, наплавленных композиционными порошками «карбид титана – титановая связка» [30]. После введения частиц карбида титана в титановую матрицу абразивная износостойкость увеличилась

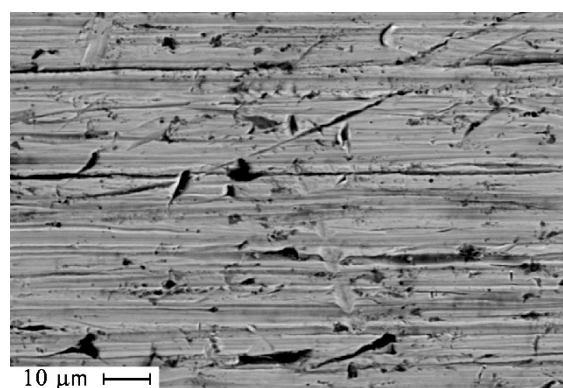
в 16 раз. При этом также увеличилась твердость в 3 раза, но можно считать, что и для титаноматричного композита основной эффект повышения износостойкости обеспечивают карбидные включения в металлической матрице.

На рис. 7 представлен внешний вид изношенных поверхностей наплавов, судя по которому механизм изнашивания для обеих наплавов одинаковый – микрорезание остроугольными частицами корунда, использовавшегося для испытаний на абразивный износ. На поверхности наплавки пустой оболочкой 08Ю, имеющей

низкую твердость, частицы абразива оставляют глубокие борозды, которые свидетельствуют о большой скорости изнашивания. На поверхности наплавки порошковой проволокой следы от частиц абразива намного более тонкие, так как давление частиц абразива, прижимаемых резиновым роликом, недостаточно для их глубокого внедрения в твердую поверхность наплавки. В результате скорость износа наплавки порошковой проволокой кратно меньше, чем скорость износа наплавки оболочкой из стали 08Ю.



a



б

Рис. 7. Вид изношенных поверхностей наплавов:

a – проволокой 08Ю (без порошка); *б* – порошковой проволокой TiC + α-Fe с оболочкой из стали 08Ю

Fig. 7. SEM images of worn surfaced surfaces:

a – solid 0.08C-Al steel wire surfacing; *б* – TiC + α-Fe flux-cored 0.08C-Al steel wire surfacing

Закключение

В настоящей работе представлены результаты исследования структуры, твердости и износостойкости покрытий, полученных дуговой наплавкой порошковой проволокой под флюсом. Порошковая проволока представляла собой тонкостенную оболочку из малоуглеродистой стали, заполненную композиционным порошком в виде гранул, которые содержат субмикронные частицы карбида титана и феррита, легированного кремнием и алюминием. Композиционный порошок был получен реакционным синтезом в механоактивированных порошковых смесях ферротитана марки ФТи35С5 и углерода (сажи). Порошок отличается на порядок меньшей стоимостью по сравнению с механической смесью порошков карбида титана и сталей, используемых для получения порошковых проволок подобного состава. Технологически и эко-

номически эффективный способ изготовления композиционного порошка защищен патентом РФ на изобретение № 2750784.

При дуговой наплавке порошковой проволокой происходит полное растворение карбидной фазы композиционного порошка с переходом углерода и титана в жидкометаллический раствор. При охлаждении наплавочной ванны часть углерода и титана кристаллизуется в виде ограниченных включений карбида титана с объемной долей 5,69 %, а остальное переходит в твердый раствор на основе железа и формирует стальную матрицу с иглоподобной структурой.

Абразивная износостойкость покрытий, полученных дуговой наплавкой порошковой проволокой, которая содержит композиционный порошок с карбидными частицами субмикронных размеров, обеспечивается в большей степени твердостью стальной матрицы. Содержание карбидных частиц в структуре наплавленного

покрытия слишком мало для существенного влияния на износостойкость и твердость. Поэтому абразивная износостойкость покрытия, по-видимому, мало отличается от износостойкости закаленных на мартенсит сталей.

Характерная особенность наплавленного покрытия – большое содержание титана, растворенного в матрице из альфа-железа. Требуется дальнейшие исследования для выяснения возможного полезного влияния этого аномально высокого содержания титана на служебные характеристики с целью определения областей практического применения наплавленных покрытий.

Список литературы

1. Sova A., Pervushin D., Smurov I. Development of multimaterial coatings by cold spray and gas detonation spraying // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 205 (4). – P. 1108–1114. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.07.092.
2. Computer-controlled detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications / V. Ulianitsky, A. Shtertser, S. Zlobin, I. Smurov // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2011. – Vol. 20 (4). – P. 791–801. – DOI: 10.1007/s11666-011-9649-6.
3. Detonation spraying behavior of TiC_x -Ti powders and the role of reactive processes in the coating formation / D.V. Dudina, G.A. Pribytkov, M.G. Krinitcyn, M.A. Korchagin, N.V. Bulina, B.B. Bokhonov, I.S. Batraev, D.K. Rybin, V.Yu. Ulianitsky // *Ceramics International*. – 2016. – Vol. 42. – P. 690–696. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2015.08.166.
4. Study on reactive atmospheric plasma-sprayed in situ titanium compound composite coating / Y. Yao, Z. Wang, Z. Zhou, S. Jiang, J. Shao // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2013. – Vol. 22 (4). – P. 509–517. – DOI: 10.1007/s11666-013-9907-x.
5. Калита В.И., Комлев Д.И. Плазменные покрытия с нанокристаллической и аморфной структурой: монография. – М.: Лидер-М, 2008. – 387 с. – ISBN 978-5-91593-005-5.
6. Effect of Ti/Nb content on microstructure evolution and wear properties of in-situ (Ti,Nb)C reinforced composite coatings by plasma spray welding / X. Mao, P. Zhu, S. Huang, H. He, X. Sun, C. Xu, C. He, Y. Chen, Z. Cheng // *Surface and Coatings Technology*. – 2024. – Vol. 484. – P. 130826. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.130826.
7. Study on the microstructure and mechanical properties of reactive plasma sprayed $\text{TiC}_x\text{N}_{1-x}$ composite coatings with different Ti/graphite powders / Y. Qin, Z. He, H. Zhao, J. Song, J. Lu, Z. Ma, J. He // *Diamond and Related Materials*. – 2022. – Vol. 126. – P. 109028. – DOI: 10.1016/j.diamond.2022.109028.
8. Effect of N on microstructure, nucleation mechanism and mechanical performance of (Ti,Nb)C particles in Fe-based composite coating via plasma spray welding / X. Mao, P. Zhu, X. Sun, C. Xu, S. Huang, H. He, Z. Cheng // *Surface and Coatings Technology*. – 2024. – Vol. 490. – P. 131177. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.131177.
9. Corrosion behavior of cold sprayed 7075Al composite coating reinforced with TiB_2 nanoparticles / X. Xie, B. Hosni, C. Chen, H. Wu, Y. Li, Z. Chen, C. Verdy, O.E.I. Kedim, Q. Zhong, A. Addad, C. Coddet, G. Ji, H. Liao // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 404. – P. 126460. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126460.
10. Tuning the microstructure and mechanical properties of additive manufactured aluminum matrix composites by cold spray / Q. Wang, W. Niu, X. Li, P. Han, X. Mao, Y. Ju, M.-X. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2021. – Vol. 428. – P. 127847. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127847.
11. Wear behavior of electron beam remelting modified Ni/WC thermal spray coatings / G. Zhao, Q. Guo, Y. Li, J. Li, L. Ma, H. Li // *Surface and Coatings Technology*. – 2024. – Vol. 494 (1). – P. 131336. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.131336.
12. Microstructure and corrosion properties of plasma-sprayed $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ coatings comparison with different post treatment / G. Xie, Y. Lu, Z. He, B. Hu, K. Wang, X. Mo, Y. Wu, P. Lin // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 2885–2890. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.10.024.
13. Влияние различных высокоэнергетических обработок на структуру и свойства плазменнонапыленных покрытий на основе эвтектического железа / В.А. Клименов, Е.А. Ковалевский, Ю.Ф. Иванов, Б.С. Семухин, Ж.Г. Сенчило (Ковалевская) // *Перспективные материалы*. – 1997. – № 2. – С. 66–74.
14. Неровный В.М. Особенности нанесения композиционных покрытий дуговой наплавкой в вакууме // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2018. – Т. 14, № 11 (167). – С. 514–518.
15. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка (обзор) // *Сварочное производство*. – 2007. – № 2. – С. 32–40.
16. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий / В.Е. Панин, С.И. Белюк, В.Г. Дураков, Г.А. Прибытков, Н.Г. Ремпе // *Сварочное производство*. – 2000. – № 2. – С. 34–38.
17. Фоминский Л.П., Казанский В.В. Наплавка порошковых покрытий пучком релятивистских электронов // *Сварочное производство*. – 1985. – № 5. – С. 13–15.

18. Особенности конструкции и принцип работы установки для изготовления порошковой проволоки для сварки и наплавки / Е.А. Зернин, С.Б. Сапожков, Е.Д. Петрова, А.С. Андреев, Ш.С. Нозирзода // Сварочное производство. – 2023. – № 3. – С. 56–59.
19. Carbide stoichiometry in TiC_x and $Cu-TiC_x$ produced by self-propagating high-temperature synthesis / N. Zarrinfar, P.H. Shipway, A.R. Kinnedy, A. Saidi // Scripta Materialia. – 2002. – Vol. 46 (2). – P. 121–126. – DOI: 10.1016/S1359-6462(01)01205-2.
20. Preparation of Fe-TiC composites by the thermal-explosion mode of combustion synthesis / A. Saidi, A. Crysanthou, J.V. Wood, J.L.F. Kellie // Ceramics International. – 1997. – Vol. 23 (2). – P. 185–189. – DOI: 10.1016/S0272-8842(96)00022-3.
21. Fan Q., Chai H., Jin Z. Role of iron addition in the combustion synthesis of TiC-Fe cermet // Journal of Materials Science. – 1997. – Vol. 32 (16). – P. 4319–4323. – DOI: 10.1023/A:1018667722150.
22. Han J.C., Zhang X.H., Wood J.V. In-situ combustion synthesis and densification of TiC-xNi cermets // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 280 (2). – P. 328–333. – DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00606-1.
23. Borisova A.L., Borisov Yu.S. Self-propagating high-temperature synthesis for the deposition of thermal-sprayed coatings // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2008. – Vol. 47 (1–2). – P. 80–94. – DOI: 10.1007/s11106-008-0012-5.
24. Microstructural evolution, mechanical properties and wear behavior of in-situ TiC-reinforced Ti matrix composite coating by induction cladding / M. Wei, H. Yu, Z. Song, Y. Yin, X. Zhou, H. Wang, X. Ji, X. Li, P. Shi, W. Zhang // Surface and Coatings Technology. – 2021. – Vol. 412. – P. 127048. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127048.
25. Mechanoactivated SHS in ferrotitanium-carbon black powder mixtures / G.A. Pribytkov, A.V. Baranovskiy, V.V. Korzhova, M.G. Krinitcyn // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. – 2020. – Vol. 29 (1). – P. 61–63. – DOI: 10.3103/S1061386220010082.
26. Патент № 2750784 C1 Российская Федерация, МПК B22F 3/23, C22C 1/05, C22C 29/10. Способ получения порошкового композиционного материала: № 2020139984: заявл. 05.12.2020: опубл. 02.07.2021 / Г.А. Прибытков, Е.Н. Коростелева, А.В. Барановский, В.В. Коржова, М.Г. Криницын, В.П. Кривопапов; заявитель Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН).
27. ГОСТ 23.208–79. Метод испытания на абразивный износ при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы. Механические испытания. Обеспечение износостойкости изделий. – М.: Стандартинформ, 2005. – 4 с.
28. Марочник сталей и сплавов / под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 638 с. – ISBN 5-217-00509-2.
29. Твердость и абразивная износостойкость электронно-лучевых покрытий, наплавленных СВЧ композиционными порошками «TiC + сталь Р6М5» / Г.А. Прибытков, А.В. Барановский, И.А. Фирсина, В.Г. Дураков, М.Г. Криницын // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2017. – № 10. – С. 446–452.
30. Structure and properties of composite coatings prepared by electron beam melting with “titanium carbide – titanium binder” / M. Krinitcyn, G. Pribytkov, V. Korzhova, I. Firsina // Surface and Coatings Technology. – 2019. – Vol. 358. – P. 706–714. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.001.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Electric arc surfacing using flux-cored wire with titanium carbide filling

Gennady Pribytkov^{1, a, *}, Irina Firsina^{1, b}, Alexey Mikhno^{2, c}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 2/4, Prospekt Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² Siberian State Industrial University, 42, Kirova St., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-8267-971X>,  gapribytk@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-2253-0582>,  iris1983@yandex.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-7305-6692>,  mikno-mm131@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 04 February 2026

Revised: 16 March 2026

Accepted: 21 March 2026

Available online: 15 June 2026

Keywords:

Synthesis in powder mixtures

TiC

Fe-based matrix composite

Flux-cored wire

Electric arc surfacing

Structure

Phase composition

Wear resistance

Hardness

Funding

The work was performed according to the Government Research Assignment for the ISPMS SB RAS (Project FWRW-2026-0009).

Acknowledgements

The authors would like to thank V.P. Krivopalov for his help in the powder synthesis, A.V. Baranovsky for his help in X-ray diffraction studies, and K.O. Akimov for his help in SEM studies.

ABSTRACT

Introduction. To extend the service life of components exposed to abrasive particles during operation, wear-resistant coatings are applied to their working surfaces using powder spraying or various surfacing methods. One of the simplest and most accessible surfacing techniques is arc surfacing in air. To improve the productivity of this process, flux-cored wire is used instead of stick electrodes. **Subject.** This paper describes the technology for producing a composite powder for flux-cored wire manufacturing, and presents the equipment used for wire fabrication and arc coating surfacing. **The purpose of the work** is to investigate a composite powder synthesized from a mechanically activated mixture of ferrotitanium ($FeTi35Si5$) and carbon black (soot), as well as the wear-resistant coatings deposited by arc surfacing onto a steel $0.09\ C-Mn-2\ Si$ substrate using a low-carbon steel $0.08\ C-Al$ wire with a composite powder core. **Methods.** The powder and the arc-surfaced coatings were characterized by optical metallography, scanning electron microscopy (SEM) with energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) for elemental composition analysis, and X-ray diffraction (XRD). The surfaced coatings were tested for abrasive wear according to GOST 23.208–79, and the microhardness of both the powder and the coatings was measured. The composite powder used as the core filling in the flux-cored wire was obtained by crushing sintered cakes — the products of reaction synthesis in a mechanically activated powder mixture of ferrotitanium ($FeTi35Si5$) and carbon black, processed in an Activator-2S ball mill. Specialized equipment was used for flux-cored wire fabrication and for electric arc surfacing. **Results and Discussion.** According to XRD analysis, the powder synthesized from the mechanically activated ferrotitanium–carbon black mixture contains two phases: titanium carbide (TiC) and α -iron (ferrite). Metallographic examination revealed that the synthesized powder exhibits a structure characteristic of an iron-matrix composite reinforced with nanosized carbide particles. The coating surfaced using the flux-cored wire has the same phase composition, but with a reduced titanium carbide content. The coating features a martensite-like microstructure, exhibits 4.5 times higher hardness and 2.5 times higher abrasive wear resistance compared to a coating surfaced with a solid $0.08\ C-Al$ steel wire (without powder filling). **Conclusions.** Electric arc coatings surfaced with flux-cored wire filled with an iron-matrix composite powder exhibit high hardness ($6,629 \pm 498\ MPa$) and abrasive wear resistance ($158 \pm 11\ mg/h$) due to the martensitic structure of the surfaced layer, which is additionally reinforced by micron-sized titanium carbide particles. During surfacing, the submicron titanium carbide particles present in the composite powder structure undergo complete dissolution, enriching the weld pool with carbon and promoting martensitic transformation upon cooling.

For citation: Pribytkov G.A., Firsina I.A., Mikhno A.R. Electric arc surfacing using flux-cored wire with titanium carbide filling. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 2, pp. 264–279. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.2-264-279. (In Russian).

* Corresponding author

Pribytkov Gennady A., D.Sc. (Engineering), Chief Researcher, Associate Professor
 Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,
 2/4 Prospekt Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel: +7 913 860-04-49, e-mail: gapribytk@mail.ru

References

1. Sova A., Pervushin D., Smurov I. Development of multimaterial coatings by cold spray and gas detonation spraying. *Surface and Coatings Technology*, 2010, vol. 205 (4), pp. 1108–1114. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.07.092.
2. Ulianitsky V., Shtertser A., Zlobin S., Smurov I. Computer-controlled detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, vol. 20 (4), pp. 791–801. DOI: 10.1007/s11666-011-9649-6.
3. Dudina D.V., Pribytkov G.A., Krinitcyn M.G., Korchagin M.A., Bulina N.V., Bokhonov B.B., Batraev I.S., Rybin D.K., Ulianitsky V.Yu. Detonation spraying behavior of TiC_x -Ti powders and the role of reactive processes in the coating formation. *Ceramics International*, 2016, vol. 42, pp. 690–696. DOI: 10.1016/j.ceramint.2015.08.166.
4. Yao Y., Wang Z., Zhou Z., Jiang S., Shao J. Study on reactive atmospheric plasma-sprayed in situ titanium compound composite coating. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2013, vol. 22 (4), pp. 509–517. DOI: 10.1007/s11666-013-9907-x.
5. Kalita V.I., Komlev D.I. *Plazmennye pokrytiya s nanokristallicheskoj i amorfnoi strukturoj* [Plasma coatings with nanocrystalline and amorphous structures]. Moscow, Lider-M Publ., 2008. 387 p. ISBN 978-5-915930-05-5.
6. Mao X., Zhu P., Huang S., He H., Sun X., Xu C., He C., Chen Y., Cheng Z. Effect of Ti/Nb content on microstructure evolution and wear properties of in-situ (Ti,Nb)C reinforced composite coatings by plasma spray welding. *Surface and Coatings Technology*, 2024, vol. 484, p. 130826. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.130826.
7. Qin Y., He Z., Zhao H., Song J., Lu J., Ma Z., He J. Study on the microstructure and mechanical properties of reactive plasma sprayed $\text{TiC}_x\text{N}_{1-x}$ composite coatings with different Ti/graphite powders. *Diamond and Related Materials*, 2022, vol. 126, p. 109028. DOI: 10.1016/j.diamond.2022.109028.
8. Mao X., Zhu P., Sun X., Xu C., Huang S., He H., Cheng Z. Effect of N on microstructure, nucleation mechanism and mechanical performance of (Ti,Nb)C particles in Fe-based composite coating via plasma spray welding. *Surface and Coatings Technology*, 2024, vol. 490, p. 131177. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.131177.
9. Xie X., Hosni B., Chen C., Wu H., Li Y., Chen Z., Verdy C., Kedim O.E.I., Zhong Q., Addad A., Coddet C., Ji G., Liao H. Corrosion behavior of cold sprayed 7075Al composite coating reinforced with TiB_2 nanoparticles. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 404, p. 126460. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126460.
10. Wang Q., Niu W., Li X., Han P., Mao X., Ju Y., Zhang M.-X. Tuning the microstructure and mechanical properties of additive manufactured aluminum matrix composites by cold spray. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 428, p. 127847. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127847.
11. Zhao G., Guo Q., Li Y., Li J., Ma L., Li H. Wear behavior of electron beam remelting modified Ni/WC thermal spray coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2024, vol. 494 (1), p. 131336. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.131336.
12. Xie G., Lu Y., He Z., Hu B., Wang K., Mo X., Wu Y., Lin P. Microstructure and corrosion properties of plasma-sprayed $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ coatings comparison with different post treatment. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 202, pp. 2885–2890. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.10.024.
13. Klimenov V.A., Kovalevskiy E.A., Ivanov Yu.F., Semukhin B.S., Senchilo (Kovalevskaya) Zh.G. Vliyanie razlichnykh vysokoenergeticheskikh obrabotok na strukturu i svoystva plazmennonapylennykh pokrytii na osnove evtekticheskogo zheleza [The effect of various high-energy treatments on the structure and properties of plasma-coated coatings based on eutectic iron]. *Perspektivnye materialy = Journal of Advanced Materials*, 1997, no. 2, pp. 66–74. (In Russian).
14. Nerovny V.M. Osobennosti naneseniya kompozitsionnykh pokrytii dugovoi naplavkoi v vakuume [Features of application of composite coatings by arc surfacing in vacuum]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2018, vol. 14, no. 11 (167), pp. 514–518. (In Russian).
15. Gladky P.V., Perepletchikov E.F., Ryabtsev I.A. Plazmennaya naplavka (obzor) [Plasma surfacing (overview)]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 2007, no. 2, pp. 32–40. (In Russian).
16. Panin V.E., Belyuk S.I., Durakov V.G., Pribytkov G.A., Rempe N.G. Elektronno-luchevaya naplavka v vakuume: oborudovanie, tekhnologiya, svoystva pokrytii [Vacuum electron beam surfacing: equipment, technology, coating properties]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 2000, no. 2, pp. 34–38. (In Russian).
17. Fominskiy L.P., Kazanskiy V.V. Naplavka poroshkovykh pokrytii puchkom relyativistskikh elektronov [Surfacing of powder coatings with a beam of relativistic electrons]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 1985, no. 5, pp. 13–15. (In Russian).
18. Zernin E.A., Sapozhkov S.B., Petrova E.D., Andreev A.S., Nozirezoda Sh.S. Osobennosti konstruksii i printsip raboty ustanovki dlya izgotovleniya poroshkovoi provoloki dlya svarki i naplavki [Features of the design and principle of operation of the installation for the manufacture of flux-cored wire for welding and surfacing]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 2023, no. 3, pp. 56–59. (In Russian).



19. Zarrinfar N., Shipway P.H., Kennedy A.R., Saidi A. Carbide stoichiometry in TiC_x and Cu-TiC_x produced by self-propagating high-temperature synthesis. *Scripta Materialia*, 2002, vol. 46 (2), pp. 121–126. DOI: 10.1016/S1359-6462(01)01205-2.
20. Saidi A., Crysanthou A., Wood J.V., Kellie J.L.F. Preparation of Fe-TiC composites by the thermal-explosion mode of combustion synthesis. *Ceramics International*, 1997, vol. 23 (2), pp. 185–189. DOI: 10.1016/S0272-8842(96)00022-3.
21. Fan Q., Chai H., Jin Z. Role of iron addition in the combustion synthesis of TiC-Fe cermet. *Journal of Materials Science*, 1997, vol. 32 (16), pp. 4319–4323. DOI: 10.1023/A:1018667722150.
22. Han J.C., Zhang X.H., Wood J.V. In-situ combustion synthesis and densification of TiC-xNi cermets. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 280 (2), pp. 328–333. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00606-1.
23. Borisova A.L., Borisov Yu.S. Self-propagating high-temperature synthesis for the deposition of thermal-sprayed coatings. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2008, vol. 47 (1–2), pp. 80–94. DOI: 10.1007/s11106-008-0012-5.
24. Wei M., Yu H., Song Z., Yin Y., Zhou X., Wang H., Ji X., Li X., Shi P., Zhang W. Microstructural evolution, mechanical properties and wear behavior of in-situ TiC-reinforced Ti matrix composite coating by induction cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 412, p. 127048. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127048.
25. Pribytkov G.A., Baranovskiy A.V., Korzhova V.V., Krinitcyn M.G. Mechanoactivated SHS in ferrotitanium–carbon black powder mixtures. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2020, vol. 29 (1), pp. 61–63. DOI: 10.3103/S1061386220010082.
26. Pribytkov G.A., Korosteleva E.N., Baranovskii A.V., Korzhova V.V., Krinitcyn M.G., Krivopalov V.P. *Sposob polucheniya poroshkovogo kompozitsionnogo materiala* [Method for obtaining powder composite material]. Patent RF, no. 2750784, 2021.
27. GOST 23.208–79. *Metod ispytaniya na abrazivnyi iznos pri trenii o nezhestko zakreplennye abrazivnye chastitsy. Mekhanicheskie ispytaniya. Obespechenie iznosostoikosti izdelii* [State standard 23.208–79. Ensuring of wear resistance of products. Wear resistance testing of materials by friction against loosely fixed abrasive particles]. Moscow, Standartinform Publ., 2005. 4 p.
28. Sorokin V.G., ed. *Marochnik stalei i splavov* [Vintage of steels and alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 638 p. ISBN 5-217-00509-2.
29. Pribytkov G.A., Baranovsky A.V., Firsina I.A., Durakov V.G., Krinitcyn M.G. Tverdost' i abrazivnaya iznosostoikost' elektronno-luchevykh pokrytii, naplavlennykh SVS kompozitsionnymi poroshkami «TiC + stal' R6M5» [Hardness and abrasive wear resistance of the coatings built up by electron beam facing of TiC + high speed steel binder composite powders]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2017, no. 10, pp. 446–452.
30. Krinitcyn M., Pribytkov G., Korzhova V., Firsina I. Structure and properties of composite coatings prepared by electron beam melting with “titanium carbide – titanium binder”. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 358, pp. 706–714. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.001.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).