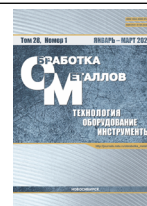




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование абразивной износостойкости низкоуглеродистой стали, поверхностно легированной системой железо-хром-углерод с использованием метода дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW)

Юлия Карлина^{1, а, *}, Владимир Конюхов^{2, 3, б}, Татьяна Опарина^{2, в}

¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия

² Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

³ Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, г. Череповец, 162600, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  jul.karlina@gmail.com; ^б  <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>,  konyukhov_vyu@mail.ru;

^в  <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>,  martusina2@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762; 621.793.71

История статьи:

Поступила: 13 декабря 2025

Рецензирование: 06 января 2026

Принята к печати: 22 января 2026

Доступно онлайн: 15 марта 2026

Ключевые слова:

Карбиды хрома

Легирование

Сварочная дуга

Напряжение

Износ

Покрытие

АННОТАЦИЯ

Введение. Поверхностные свойства деталей машин и инструментов играют важную роль в их эксплуатационных характеристиках, когда интерактивное механическое воздействие на поверхность металла приводит к износу. Необходима модификация поверхностных свойств детали, особенно в критически важных промышленных приложениях. Свойства поверхности, такие как твердость и износостойкость металлического материала, могут быть в первую очередь изменены либо путем введения какой-либо новой фазы или элемента в поверхность, либо путем обработки (лазером, плазмой, электронным лучом) поверхности основного материала для разработки желаемых фаз в матрице. Метод дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW) имеет ряд преимуществ по сравнению с другими методами, в первую очередь в отношении точности управления, быстродействия и универсальности в применении при относительно низкой стоимости. Технически этим методом можно проводить легирование поверхности металла быстрее и с большей равномерной глубиной по сравнению с цементацией и азотированием. В процессе дугового нагрева поверхность модифицируется путем расплавления пасты или обмазки, предварительно нанесенной на подложку, посредством быстрого приложения интенсивного тепла дуги. Это приводит к большому тепловому градиенту с высокой скоростью нагрева и охлаждения аналогично принципу лазерной и электронно-лучевой наплавки. **Цель работы:** провести оценку возможности поверхностного легирования низкоуглеродистой стали системой Fe-Cr-C методом дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW). **Методы.** В работе рассмотрены низкоуглеродистые стали на примере стали Ст3, которая использовалась в качестве подложки и на поверхность которой наносилось покрытие (толщиной не более 1 мм) в экспериментах по методу поверхностного легирования системой Fe-Cr-C посредством дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW). В качестве сплава покрытия применялась порошковая смесь Fe, Cr₂O₃. Размер частиц в смеси составлял 45 мкм. Образцы исследовались методами оптической и электронной микроскопии, а также рентгенофазовым методом. Проведены испытания на стойкость к абразивному износу. **Результаты и обсуждения.** Проведенные нами исследования показали, что в процессе дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW) при оплавлении пасты системы Fe-Cr-C форма и размер зоны сплавления (ЗС) на поверхности стали определяются параметрами дуги, такими как ток, напряжение и скорость движения дуги, в то время как ванна расплавленного металла защищена от атмосферного загрязнения защитным газом – инертным аргоном. Добавление в защитный газ углекислого газа увеличивает тепловложение дуги. Для формирования серии гиперэвтектических твердых легированных поверхностных слоев системой из Fe-Cr-C были разработаны варианты паст с различным содержанием углерода и хрома с целью исследования их микроструктуры, износостойкости и механизма износа. Получены положительные результаты увеличения абразивной износостойкости в 2–3 раза.

Для цитирования: Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование абразивной износостойкости низкоуглеродистой стали, поверхностно легированной системой железо-хром-углерод с использованием метода дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW) // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 1. – С. 275–294. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.1-275-294.

Введение

Потеря материала из-за износа является основной проблемой, с которой сталкиваются сельскохозяйственное, горнодобывающее, землеройное оборудование, а также детали других машин и механизмов [1, 2]. Снижение износа и продление срока службы деталей машин и механизмов лежит в основе многих основанных на ресурсах

*Адрес для переписки

Карлина Юлия Игоревна, к.т.н., научный сотрудник
Национальный исследовательский Московский
государственный строительный университет,
Ярославское шоссе, 26,
129337, г. Москва, Россия
Тел.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

отраслей промышленности, которые в значительной степени полагаются на износостойкие материалы для добычи и переработки, поскольку оборудование должно выдерживать особенно агрессивные условия, требующие стойкости к истиранию, коррозии и эрозии. В работе [1] автор приводит сумму предполагаемой стоимости износа для канадской промышленности, составляющую 2,5 млрд долларов в год. На предприятиях по добыче нефтеносных песков Северной Альберты стоимость простоя любой из производственных линий оценивается в 3...6 млн долларов в день [1]. Для типичного оператора по добыче нефтеносных песков замена изнашиваемых деталей и оплата труда обходятся более чем в 40 млн долларов в год. Аналогичные ситуации можно найти в горнодобывающей, целлюлозно-бумажной промышленности и других отраслях не только за рубежом, но и в РФ. Известно, что ключом к максимизации надежности и времени безотказной работы деталей машин и механизмов является нанесение износостойких и доступных покрытий. Использование усовершенствованного износостойкого покрытия поверх обычного стального компонента или подложки обеспечивает значительную экономию с точки зрения стоимости материала и технологичности производства.

В связи с этим для повышения износостойкости и коррозионной стойкости деталей машин и механизмов обычно применяются различные методы восстановления геометрических размеров изношенной детали и последующего упрочнения, такие как сварка, термическое напыление, наплавка, электроосаждение и осаждение из паровой фазы путем нанесения высокоизносостойких материалов на поверхность деталей [3, 4]. Технологии дуговой и плазменной наплавки используют широкий спектр процессов для нанесения износостойких твердых материалов [1, 2].

Дуговая сварка самозащитной порошковой проволокой (FCAW), не требующая дополнительного защитного газа, является широко распространенной технологией наплавки благодаря ряду преимуществ, таких как непрерывный процесс, пригодность для всех размеров и положений сварки.

Износостойкость в основном обусловлена первичным карбидом хрома, образующимся

в процессе затвердевания при сварке [1–3]. Было показано, что быстрые циклы нагрева и охлаждения, характерные для сварочных работ, влияют на морфологию микроструктур. Первичные карбиды образуют гексагональные стержни (M_7C_3) и эвтектическую фазу, состоящую из аустенита и мелких стержней карбидов M_7C_3 [5–8]. В качестве легирующих элементов для наплавочных материалов на основе железа используются С, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni, Co, V, Ti, W, Nb и В [1, 2]. В зависимости от составляющих легирующих элементов они образуют одну или несколько микроструктур, включая аустенит, феррит, мартенсит и карбиды [1, 2]. Наплавочные сплавы на основе железа с высоким содержанием Cr и Mo способствуют образованию твердых карбидных и боридных фаз, что повышает абразивные свойства. Эти сплавы могут иметь различные матричные структуры, включая аустенитную, мартенситную, перлитную, ферритную или их комбинации. Некоторые сплавы на основе железа, такие как карбиды с высоким содержанием хрома, могут иметь поперечные поверхностные трещины на наплавленных слоях [1]. Несмотря на эти трещины, или «разгрузочные стенки», наплавленные слои пригодны для многих применений в горнодобывающей и землеройной промышленности.

Технологии поверхностного упрочнения, в которых источником нагрева выступает лазер [2, 3], электронный луч [9–13] или плазменная дуга [14–19], используются для повышения твердости и износостойкости деталей машин и инструментов. В настоящее время создано много технологических методов поверхностной обработки металлов, таких как закалка в твердой и жидкой фазе, легирование в твердой, жидкой и газообразной фазе [2, 6–8, 14–19]. С целью получения высокой твердости при легировании поверхностного слоя применяют материалы с высокой твердостью, например карбиды. Концепция поверхностного легирования металлов концентрированными источниками энергии (лазером, электронным лучом, плазмой) первоначально была реализована посредством использования различных покрытий, в основе которых находился тот или иной легирующий элемент (С, Cr, W, Ti и др.) в системе с базовым компонентом. Было установлено, что таким образом на стальные поверхности и поверхностные слои

металла можно наносить (внедрять) различные комбинации легирующих элементов с необходимым количеством углерода [6–8, 14, 15].

На первом этапе поверхностной обработки концентрированными источниками энергии (лазером, электронным лучом, плазменной дугой) насыщение поверхности легирующим элементом может быть достигнуто двумя различными механизмами: (а) поверхностным легированием, которое включает в себя плавление поверхностного слоя, в то время как базовый легирующий элемент и углерод переходит в жидкую фазу; (б) твердотельной диффузией углерода, активируемой нагревом. Поверхностное легирование методом плавления было экспериментально проведено для различных подложек и легирующих элементов. Большая часть результатов опубликованных работ, касающихся поверхностной цементации [20–22], борирования [23–25], алитирования [26–28] и азотирования сталей [25, 29–31], была достигнута с помощью этого механизма.

Хотя каждый из приведенных выше процессов поверхностного легирования имеет свои преимущества и недостатки, необходимо выбрать наиболее подходящий процесс нанесения покрытия исходя из требований к упрочняющему покрытию и области применения. Выбор технологического процесса с использованием концентрированных источников нагрева для нанесения упрочняющего покрытия зависит от различных факторов, таких как скорость нанесения покрытия, стоимость наплавки, остаточные напряжения и деформации, а также требования к термической обработке самой подложки. К другим важным факторам относятся размер наплавляемого валика и требования к разбавлению с основой, тип расходных материалов, размер и форма наплавляемого компонента, требования к автоматизации, портативность сварочного оборудования и требования к финишной обработке поверхности. Последнее требование очень актуально, так как получаемая в процессе наплавки или легирования поверхность деталей машин и инструментов обладает высокой твердостью, что существенно затрудняет финишную механическую обработку.

Известно, что сплавы системы легирования железо-хром-углерод, как правило, имеют высокое начальное содержание углерода, что приво-

дит к высокому содержанию первичных карбидов $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ и высокой износостойкости [11, 12]. Экспериментальные исследования показали, что с увеличением содержания Ti первичные карбиды M_7C_3 измельчаются, а диспергирование твердой фазы TiC улучшает износостойкость [6–12]. В процессе поверхностной цементации количество углерода, введенное с помощью механизма плавления, иногда настолько велико, что были получены даже гиперэвтектические составы (более 4,3 масс. % C) науглероженных слоев [32–34]. Однако повторное затвердевание подложки приводит к образованию трещин. Этот существенный недостаток процесса объясняется изначально хрупкой природой полученных микроструктур, чему способствуют чрезвычайно высокие скорости охлаждения и затвердевания. Другим недостатком процесса является образование газовой пористости в затвердевших поверхностных слоях.

В большинстве работ, посвященных наплавке проволоками сплошного сечения и порошковыми, отмечается, что для ускорения полноты протекания металлургических реакций в расплавленной сварочной ванне, состоящей из системы «Fe-C + легирующий элемент», необходимо увеличить теплосодержание сварочной дуги, что достигается использованием смеси молекулярных газов [35–38]. Аналогичные рекомендации дают авторы работ по плазменной и аргонодуговой цементации сталей с применением паст и обмазок, наносимых на поверхность изделия [14, 18, 19].

В дополнение к этому факту необходимо понимать, что диффузия растворенных элементов, особенно карбидообразующих элементов, во время затвердевания является одним из важнейших факторов, влияющих на сегрегацию и выделение карбидов. В работах по моделированию [39–41] на основе диаграмм состояния железо-углерод и железо-хром-углерод отмечена роль скорости затвердевания растворенного вещества в процессе легирования. Плотность энергии и тепловложение играет важную роль и в процессах лазерного легирования стали и сплавов [38–42].

Из работ [39–44] известно, что высокая твердость матрицы также необходима для обеспечения высокой износостойкости наплавки. Для достижения высокой износостойкости твер-

дость наплавленного слоя или легированного должна быть выше, чем твердость абразивных частиц [6, 45].

Твердость первичных карбидов $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ в сплавах Fe-Cr-C обычно близка к HV 1500, что выше, чем у Fe_3C (HV 1000...1100) [5, 46]. Первичные карбиды известны своей прочной ковалентной связью и высокотемпературной стабильностью, но, к сожалению, они довольно хрупкие из-за своей высокой твердости [8, 47]. Наплавки [1, 48], содержащие высокую долю карбидов с твердостью выше, чем у абразивных частиц, могут эффективно противостоять истиранию. Материалы ледебуритного типа [17, 49] могут обладать более высокой износостойкостью благодаря микроструктуре и более высокой твердости, в то время как аустенитное превращение, происходящее во время термообработки, также может влиять на твердость и, как следствие, на абразивную износостойкость [13, 50]. Некоторые авторы испытывали поверхностно легированные стали, полученные методом дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW), с аустенитной структурой для достижения улучшенных характеристик износостойкости [17, 18, 43–47]. Были рассмотрены сложные многокомпонентные составы паст, обмазок присадочных прутков для поверхностной цементации сталей.

Развивая это направление, можно использовать простые смеси системы легирования Fe-Cr-C – например, на основе оксида хрома и графита, которые не требуют существенных затрат по изготовлению, как сварочные электроды или порошковые проволоки. Оксид хрома образует широкий спектр оксидных фаз, таких как CrO , CrO_2 , Cr_2O_3 , Cr_3O_4 и др. Среди этих фаз альфа- Cr_2O_3 ($\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$) является наиболее стабильной формой, имеющей корундовую структуру ($a = 4,96 \text{ \AA}$, $c = 13,59 \text{ \AA}$, $c/a = 2,74$), и в сочетании с порошковой композицией графита и железа ранее не использовался.

Поэтому в данной работе вместо диффузионного процесса насыщения поверхностного слоя углеродом исследовалось поверхностное легирование хромом с использованием оксида хрома и графита методом плавления предварительно нанесенной на поверхность металла обмазки.

Цель работы: провести оценку возможности поверхностного легирования низкоуглеродистой

стали системой Fe-Cr-C методом дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW).

Для выполнения поставленной цели были решены следующие *задачи*:

- проведена оценка влияния технологических параметров процесса на глубину легированного слоя системой железо-хром-углерод;
- исследована структура поверхностного слоя, полученная в ходе поверхностного легирования, и твердость;
- проведена оценка абразивной износостойкости легированного слоя системой Fe-Cr-C.

Материалы и методы исследований

В качестве основного материала в эксперименте была выбрана низкоуглеродистая сталь Ст3 с размерами образцов $100 \times 50 \times 10$ мм, использовавшихся в качестве подложек. На их поверхность наносилось покрытие (толщиной не более 1 мм) в экспериментах по методу поверхностного легирования системой Fe-Cr-C посредством дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW). Сталь Ст3 была выбрана в качестве модельной системы, которая позволит легко различить легированный слой на основе железа-хрома-углерода и основной металл подложки с точки зрения микроструктуры и механических свойств. В качестве сплава покрытия использовалась порошковая смесь из порошков Fe и Cr_2O_3 (см. таблицу). Размер частиц составлял 45...60 мкм.

Хромирование проводилось в два этапа. На первом этапе внешняя поверхность материала подложки покрывалась пастой, содержащей Fe-Cr-C, смешанной с разбавленным раствором поливинилового спирта. Толщина слоя пасты составляла от 200 до 230 мкм. Она измерялась толщиномером покрытий, основанным на явлении магнитной индукции и вихревых токов. На втором этапе поверхность образцов с покрытием переплавлялась сварочной дугой. Для проведения экспериментов использовалась обработка вольфрамовой дугой в среде газа (аргона) на постоянном токе. Электрод представлял собой 2%-но торированный вольфрам, диаметр сопла составлял 11 мм. Мощность дуги варьировалась от 2 до 5 кВт, скорость процесса – от 1,5 до 5 мм/с. В процессе переплава обмазки и по-

Состав легирующей пасты Composition of alloying paste

№ / No.	Графит (масс. %) / Graphite (wt. %)	Хром, Cr_2O_3 (масс. %) / Chromium, Cr_2O_3 (wt. %)
1	10	90
2	15	85
3	20	80

верхностного слоя металла был реализован постоянный режим по силе тока и напряжению. Формирование защитной атмосферы обеспечивалось непрерывной подачей аргона в зону формирования дуги. Геометрия сварочной ванны способствовала полному переплаву подложки с нанесенной пастой. Диаметр электрода во всех экспериментах составлял 2,4 мм, расход аргона – 12 л/мин, расстояние между соплом горелки и поверхностью с нанесенной обмазкой – 3...5 мм. Смесь газов состояла из 90 % аргона и 10 % CO_2 . Смешивание газов осуществляли стандартным смесителем. Параметры тока и напряжения снимали регистратором параметров аргонодуговой сварки РАДС01.

Микроструктуры полированных и травленных поперечных сечений образцов наблюдались с использованием оптического микроскопа (ОМ) и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega. После вышеописанных процессов образцы были вырезаны перпендикулярно обработанной поверхности, поперек полученных треков. Образцы поперечных сечений легированных слоев для наблюдения в ОМ и СЭМ были подготовлены в плоскости, перпендикулярной направлению сканирования. Затем были выполнены металлографические исследования. Образцы полировались с использованием абразивной бумаги различной зернистости и, наконец, с нанесением Al_2O_3 . Профили микротвердости по исследуемым слоям определялись в полированных сечениях образцов. Микротвердость измерялась методом Виккерса. Испытания проводились при нагрузке $P = 0,1$ кгс (около 0,981 Н).

Характерные дифракционные кристаллические плоскости образцов были изучены с помощью рентгеновского дифрактометра X'Pert PRO (XRD, Нидерланды), при различных параметрах процесса обработки. При измерении FWHM использовалось излучение $Cu-K\alpha$, рабочее напря-

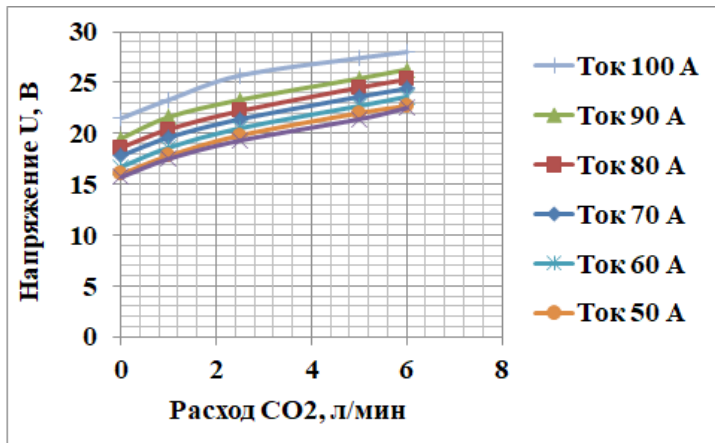
жение составляло 40 кВ, рабочий ток – 40 мА, диапазон углов сканирования – 5...80°.

Испытания на абразивный износ проводили по закрепленному абразиву согласно регламенту ГОСТ 17367–71.

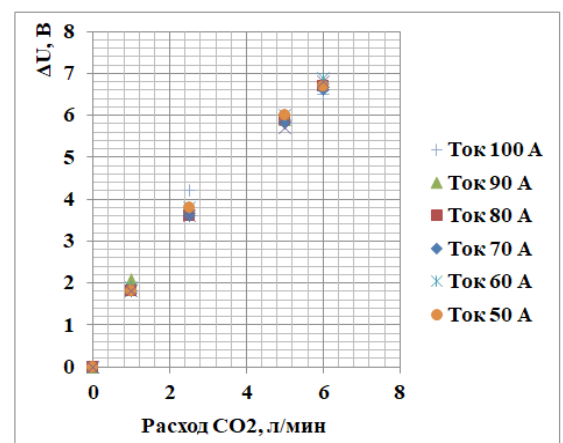
Результаты исследований

На первом этапе исследований были изменены напряжения в сварочной дуге с чистым аргоном и с добавлением углекислого газа. Сварочная дуга, горящая в аргоне, характеризуется мягкой, эластичной формой при относительно низком напряжении (примерно 16...21 В) в диапазоне силы сварочного тока 50...100 А (рис. 1). Увеличение доли активного газа CO_2 в размере 5...10 % повышает напряжение дуги, делает ее более жесткой и увеличивает глубину проплавления. Видно, что при постоянном токе напряжение дуги растет с повышением содержания гелия, а кривая «напряжение-ток» дуги смещается вверх. С увеличением расхода активного газа CO_2 в смеси напряжение на дуге растет (рис. 1, б). Этот факт связан с высокой теплопроводностью CO_2 и необходимостью более высоких напряжений при той же интенсивности тока для инициирования и стабилизации дуги. При использовании газовой смеси максимальная температура повышается [1, 2], увеличивается тепловая мощность дуги (рис. 1, в, г). Это связано с тем, что удельная теплоемкость смеси $Ar-CO_2$ выше, чем у чистого аргона [13–18].

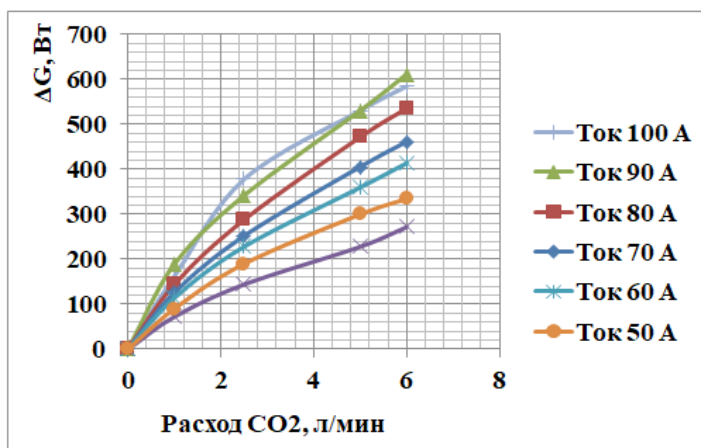
На рис. 2 представлены результаты изменения глубины воздействия при использовании чистого аргона и смеси с углекислым газом. Видно, что общая глубина воздействия на поверхностный слой возрастает с добавлением углекислого газа в смесь (погрешность измерения глубины составила 0,2 мм). Толщина легированного слоя варьируется от 150 до 1000 мкм. Разница в толщине легированного слоя, несмотря на использо-



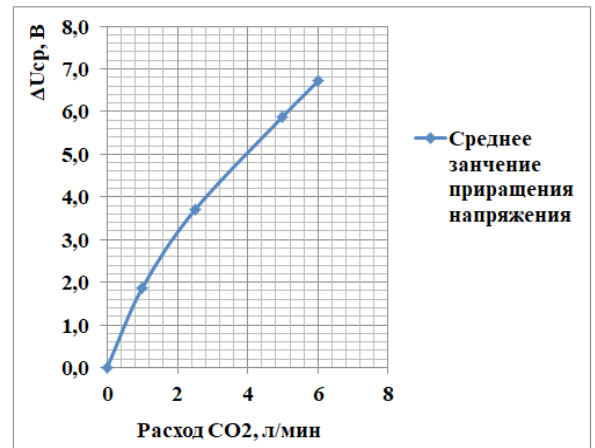
а



б



в



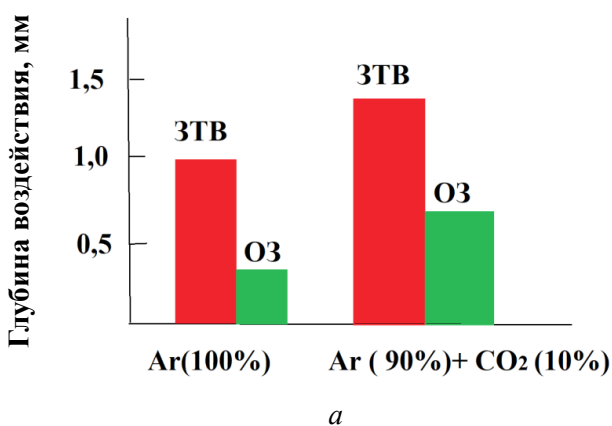
г

Рис. 1. Экспериментальные результаты измерений параметров сварочной дуги:

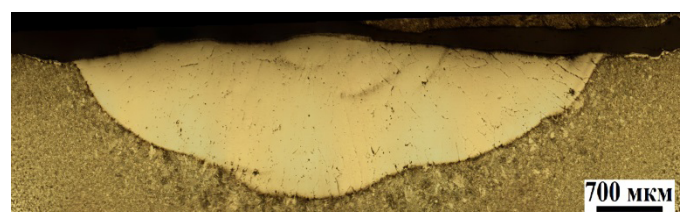
а – зависимость напряжения от расхода CO₂; б – зависимость величины приращения напряжения от расхода CO₂; в – зависимость приращения мощности дуги от расхода CO₂; г – зависимости средних значений приращения напряжений от расхода CO₂

Fig. 1. Experimental results of welding arc parameter measurements:

а – dependence of voltage on CO₂ consumption; б – dependence of voltage increment on CO₂ consumption; в – dependence of arc power increment on CO₂ consumption; г – dependence of average voltage increment values on CO₂ consumption



а



б

Рис. 2. Изменения глубины проплавления от состава защитного газа:

а – гистограмма изменения глубины проплавления; б – макроснимок легированного слоя (поперечный разрез)

Fig. 2. Changes in penetration depth depending on the composition of the shielding gas:

а – histogram of changes in penetration depth; б – macrograph of the alloyed layer cross-section

вание идентичного предварительно нанесенного порошкового слоя, возникает из-за применения различных (и оптимальных) уровней мощности сварочной дуги (ток от 50 до 100 А) и комбинаций скорости. Однако в наших дальнейших работах, посвященных поверхностному легированию, при отработке оптимальных режимов мы уточним диапазоны параметров обработки.

Поверхностный слой состоит из зоны оплавления (ЗО) и зоны термического влияния (ЗТВ). На рис. 2, б зона оплавления (переплавления) хорошо видна на поперечном шлифе в виде белого слоя.

На рис. 3 показаны микроструктуры легированного слоя, сформированного на стали Ст3. На поверхности были получены сплошные легированные слои, как на рис. 2, б. В микроструктуре наблюдалось две зоны: поверхность и поверхностный слой – зона оплавления (переплавления) в результате воздействия сварочной дуги и подложка, нагреваемая ниже температуры плавления металла, а следовательно, претерпевающая фазовые и структурные превращения согласно классической схеме термообработки. На поперечном срезе микрошлифа хорошо виден (рис. 2, б) легированный хромом поверхностный слой металла (белый цвет), за которым сразу следует линия сплавления и темная протравленная зона термического воздействия. Следует отметить, что граница раздела «легированный поверхностный слой – ЗТВ» отмечает предел плавления (граница раздела твердое «тело – жидкость») и, следовательно, является резкой. Область в нижней части микроснимка показывает основной металл материала, не за-

тронутый процессом. Эта последовательность зон наблюдалась во всех образцах, обработанных сварочной дугой в процессе нашей работы.

Зона переплавления имела композитную микроструктуру, состоящую из твердых карбидных фаз (рис. 4, а). Поскольку в качестве подложки использовалась углеродистая сталь, то помимо хрома и углерода в наплавочный слой также добавлялось железо для образования сплавов Fe-Cr-C. На рис. 4 показаны рентгенодифракционные спектры полученных сплавов. Фазовый состав низкоуглеродистого сплава (состав 1, см. таблицу) включал твердый раствор Cr-Fe (α -фаза) и карбид $(Cr,Fe)_{23}C_6$ со сложной гранцентрированной кубической кристаллической структурой. В средне- и высокоуглеродистых сплавах (составы 2 и 3 соответственно) основными идентифицированными фазами являлись твердый раствор Cr-Fe (α -фаза), а также карбиды $(Cr,Fe)_{23}C_6$ и $(Cr,Fe)_7C_3$ с гексагональной кристаллической структурой.

Влияние различных добавок графита в присадочный материал на микроструктуру упрочняющего покрытия можно увидеть на рис. 5 (снимки получены с помощью электронной микроскопии). В процессе затвердевания образуются первичные карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$, за которыми следует эвтектическая реакция $[L \rightarrow Cr-Fe + (Cr,Fe)_7C_3]$. В результате во всех упрочняющих сплавах образуются первичные карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$ и эвтектические колонии Cr-Fe + $(Cr,Fe)_7C_3$. Более того, доля первичных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$ растет по мере увеличения добавки графита от 10 до 20 масс. %, а доля эвтектических колоний Cr-Fe + $(Cr,Fe)_7C_3$ уменьшается. Добавление

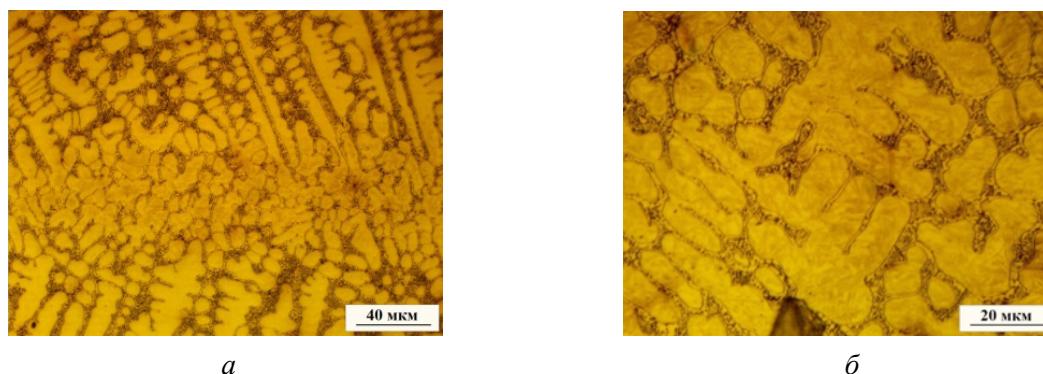


Рис. 3. Первичные карбидные дендриты в легированном слое образца состава 1 при разном увеличении

Fig. 3. Primary carbide dendrites in the alloyed layer of composition 1, at different magnifications

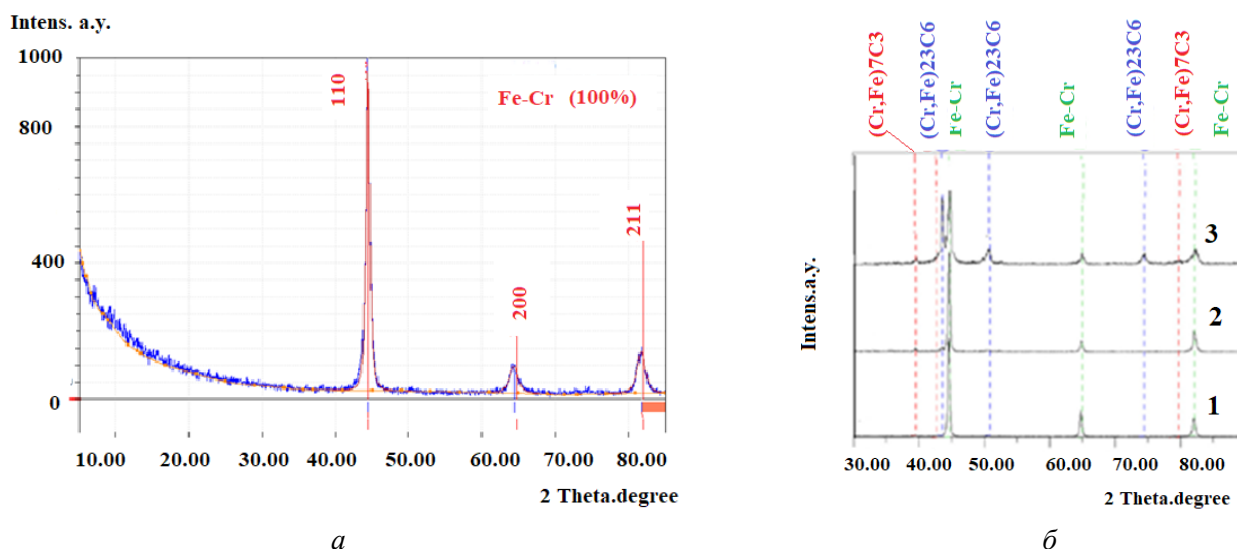


Рис. 4. Рентген-дифракционные спектры полученных легированных слоев:
а – составом 1; б – три совмещённых спектра (составы № 1, 2, 3)

Fig. 4. X-ray diffraction spectra of the obtained alloyed layers:
а – composition 1; б – combined spectra (compositions 1, 2, and 3)

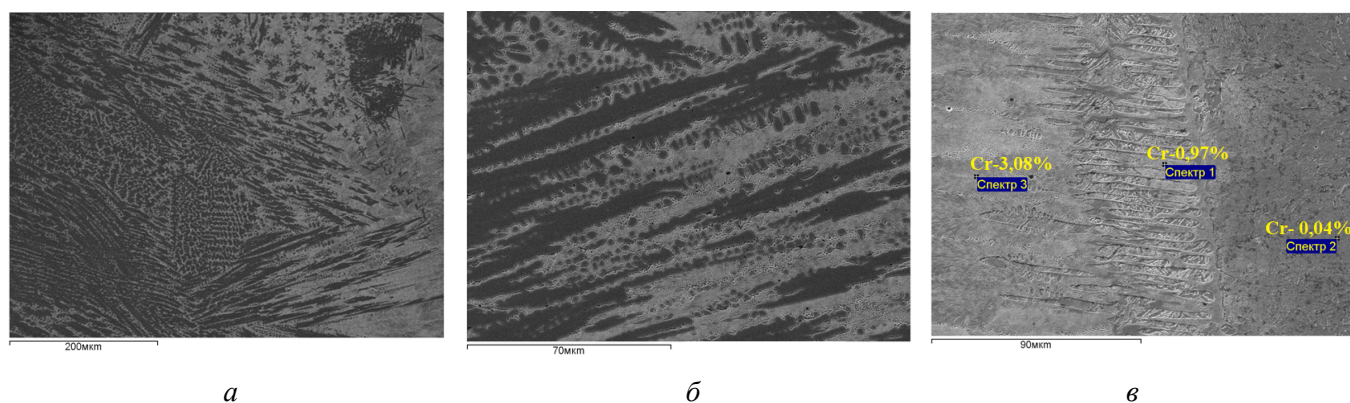


Рис. 5. Микроструктура упрочняющих покрытий с различным содержанием графита в присадочном материале:

а, б – электронно-микроскопические изображения первичных карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ и эвтектических колоний;
в – массовая доля хрома в карбидных фазах по данным энергодисперсионного спектрального анализа

Fig. 5. Microstructures of hardening coatings with different graphite additions to the filler material:

а, б – electron microscopy images of primary $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ carbides and eutectic colonies; в – mass fraction of chromium in carbide phases as determined by energy-dispersive spectral analysis

графита может увеличить движущую силу образования карбидов (рис. 5).

В работах многих авторов [6–12] сообщалось, что содержание С может изменять микроструктуру и фазовый состав сплавов Fe-Cr-C. В связи с этим, учитывая наши легирующие составы (графит + оксид хрома согласно таблице), можно прогнозировать, что более высокое содержание графита и, следовательно, углерода способствует более высокой скорости зарождения первичных карбидов хрома, а ориентация

их роста имеет тенденцию к диверсификации [24–28]. В добавление к этому переохлаждение границы раздела «твёрдое тело – жидкость» уменьшалось, поскольку выделялась скрытая теплота затвердевания. Рост первичных карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ подавлялся по мере уменьшения переохлаждения границы раздела «твёрдое тело – жидкость». Следовательно, размер первичных карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ уменьшался при увеличении содержания углерода в наплавочных сплавах.

На рис. 6 показана твердость образцов с разным составом системы легирования с различным содержанием углерода. При увеличении добавления графита с 10 до 20 масс. % (согласно таблице) твердость возрастала с HRC 57 до HRC 64. Погрешность измерения значений макротвердости не превышала 1-2 ед.

На рис. 6, б показано, что состав порошковой смеси 3 (см. таблицу, при силе тока 100 А) позволяет получать карбиды хрома, равномерно распределенные в прочной и пластичной эвтектической матрице $(Cr,Fe)_7C_3 / \gamma-Fe$. Наблюдается равномерное распределение твердости по всему легированному слою, за исключением участка вблизи линии сплавления, где плотность первич-

ных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$ относительно низка и, как следствие этого факта, твердость резко снижается.

Известно, что стойкость к абразивному износу связана с твердостью материалов [6–17]. До проведения испытания все образцы после легирования составами (см. таблицу) были тщательно пробоподготовлены до шероховатости $Ra < 1,25$ мкм. Для оценки потери массы использовали аналитические весы с точностью до 0,001 мг. Испытывали не менее трех образцов для каждого покрытия материалов. После этого вычисляли относительную износостойкость по формуле из [14–19]. На рис. 7 показана потеря стойкости при абразивном износе легированных

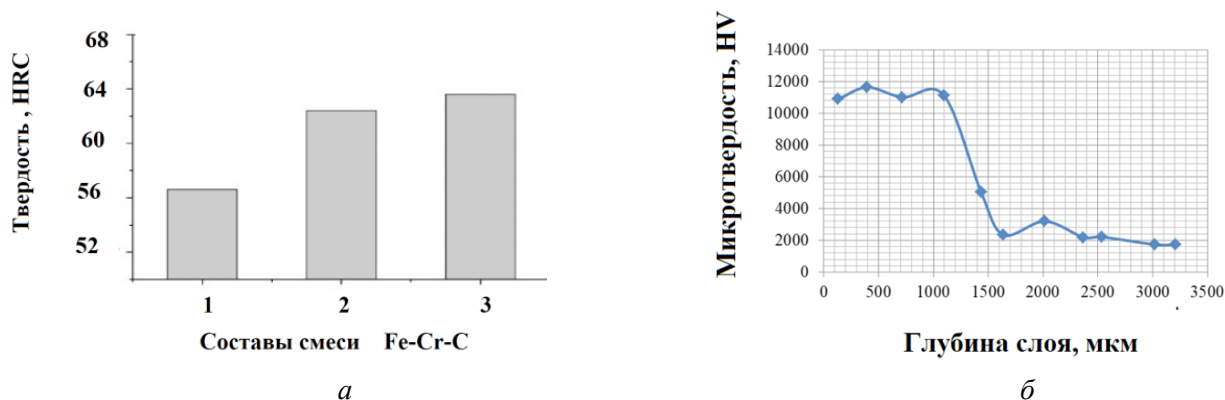


Рис. 6. Измерение макротвердости на поверхности (а) и микротвердости по глубине легированного слоя (б)

Fig. 6. Macrohardness measured on the surface (a) and microhardness measured along the depth of the alloyed layer

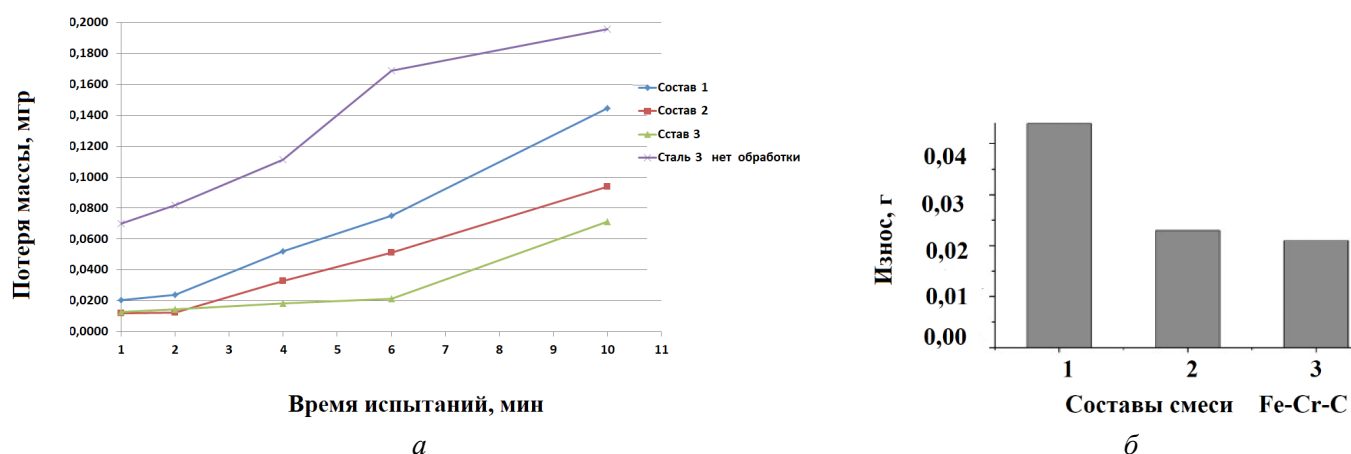


Рис. 7. Стойкость к абразивному износу образцов различных составов смесей Fe-Cr-C:

а – результаты испытаний при нагрузке 10 Н образцов с разным составом углерода в смеси; б – общая стойкость по результатам всех испытаний

Fig. 7. Abrasive wear resistance of samples with different Fe-Cr-C mixture compositions:

а – test results under a load of 10 N for samples with different carbon contents; б – overall wear resistance based on all test results

хромом образцов с различным содержанием углерода. Это указывает на то, что потеря стойкости уменьшается с увеличением содержания углерода. Большое количество первичных карбидов может предотвратить повреждение эвтектических колоний абразивными частицами. Следовательно, увеличение содержания углерода в легирующей порошковой смеси (табл. 1) может улучшить износостойкость сплава поверхностного слоя, состоящего из композиции железо-хром-углерод.

Наблюдение за изношенной поверхностью в процессе испытания на абразивный износ свидетельствует о том, что царапины, вызванные абразивными частицами, постепенно становились менее глубокими с увеличением содержания углерода в сплаве Fe-Cr-C. Твердость первичного $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ (около 1600 HV) выше, чем у кварца (1000...1100 HV), поэтому первичный $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ эффективно противостоит повреждениям от абразивных частиц. Таким образом, большее количество карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ приводило к прерывистым царапинам. Кроме того, на изношенной поверхности были обнаружены кратеры. Образование кратеров объясняется разрушением карбидов. Следовательно, количество кратеров увеличивалось с ростом доли первичных карбидов. В добавление к вышесказанному отметим, что микробороздчатый износ, вызванный абразивными частицами, приводит к значительной деформации матрицы, образуя наросты вдоль краев бороздок. Борозды становятся уже и мельче по мере перемещения абразивных частиц по карбидам. Более высокая доля карбидов на поверхности приводит к исчезновению пластических выступов. Кратеры также присутствуют на изношенной поверхности каждого покрытия. Образование кратеров происходит из-за непрерывного воздействия абразивных частиц на карбиды, вызывая их разрушение и вырывание.

Обсуждение результатов

В ходе проведенной оценки теплосодержания сварочной дуги, горящей в смеси газов, показано увеличение напряжения на дуге. Это связано с тем, что химическая реактивность защитного газа, потенциал ионизации и теплопроводность являются ключевыми факторами. Аргон имеет более высокую энергию ионизации (15,8 эВ), чем CO_2 (13,8 эВ), а газовая смесь с более низ-

ким потенциалом ионизации повышает стабильность дуги, снижает напряжение и влияет на глубину проплавления. Теплопроводность также влияет на форму дуги, распределение температуры и глубину проплавления [16, 17]. Теплопроводность CO_2 ($3,32 \cdot 10^{-5}$ кал/(см·с·°C)) значительно выше, чем у аргона ($0,406 \cdot 10^{-5}$ кал/(см·с·°C)), и добавление CO_2 к аргону создает более горячую, более сфокусированную дугу, передавая больше тепловой энергии заготовке [11–17]. Несмотря на более низкий потенциал ионизации CO_2 , его молекулярная структура (двойная связь $\text{O}=\text{C}=\text{O}$) делает его более реактивным в высокотемпературных дугах. Хотя CO_2 имеет более низкий потенциал ионизации, чем Ar, он диссоциирует на CO и O_2 в дуге. Кислород, будучи электроотрицательным, захватывает свободные электроны, уменьшая общую плотность электронов и увеличивая электрическое сопротивление (поскольку проводимость пропорциональна плотности электронов). Это приводит к более высокому напряжению дуги при заданном токе, влияя на тепловыделение, проплавление и микроструктуру. Добавление до 20 % CO_2 увеличивает напряжение дуги, несмотря на более низкий средний потенциал ионизации, из-за нескольких факторов.

Во-первых, CO_2 требует энергии для диссоциации на углерод и кислород, которые отводятся из дуги, повышая эффективное напряжение, необходимое для поддержания ионизации.

Во-вторых, CO_2 имеет более высокую теплопроводность, чем аргон, это приводит к большим потерям тепла на периферии дуги, вызывая сужение дуги и увеличение плотности тока, что требует более высокого напряжения для того же тока. Наконец, CO_2 изменяет состав плазмы, вводя ионы кислорода (O^+), которые увеличивают сопротивление дуги, еще больше повышая напряжение. Эти комбинированные эффекты приводят к тому, что CO_2 в защитных газах обеспечивает больший подвод тепла (за счет высокой температуры и, как следствие, плотности энергии) по сравнению с чистым аргонem [15–17].

В соответствии с металлографическими наблюдениями был измерен широкий диапазон значений микротвердости в образцах, покрытых смесевым составом Fe-Cr-C согласно таблице. Значения микротвердости составили от 550 до 1270 HV_{0,2}, что связано с различным

соотношением углерода и хрома в порошковой смеси. Максимальное значение микротвердости $1570 \text{ HV}_{0,2}$ было получено с использованием состава 3. Здесь следует отметить, что микротвердость основного металла составляет $200 \text{ HV}_{0,2}$, т. е. было достигнуто примерно как минимум четырехкратное увеличение твердости поверхности.

Известно, что эксперименты по поверхностной цементации в той же стали дали максимальную твердость $900 \dots 1000 \text{ HV}_{0,2}$ [16–19]. Таким образом, еще более высокая твердость, полученная в нашей работе, указывает на формирование карбидов хрома на поверхности стали. Представленные результаты показывают, что при формировании многокомпонентных поверхностных слоев металла может происходить одновременное образование нескольких основных фаз, различающихся морфологией, элементным и фазовым составами, типом и параметрами кристаллической решетки.

Известно также, что охлаждение и кристаллизация расплава в сварочной ванне происходят с высокой скоростью. Вследствие кратковременности существования расплава и обусловленной этим высокой локальной неоднородности концентрации компонентов процессы фазообразования чаще всего не доходят до завершения, и большинство реакций в зоне переплава легирующей пасты и металла не достигают полностью равновесного состояния, в том числе характеризующегося равномерным распределением элементного состава внутри образующихся фаз. Все основные фазы, обнаруженные в работе, характеризуются неоднородностью элементного состава и параметров кристаллической решетки. Однако с учетом этих особенностей структурно-фазовое состояние наплавки можно считать «квазиравновесным», поскольку для изменения его параметров требуется дополнительное внешнее воздействие (температура, давление и др.). Эти особенности требуют разработки подходов к описанию сложного структурно-фазового состояния и соответствующих физико-механических свойств.

Фактически полученное состояние может быть представлено в виде сложного структурно-фазового композита. Тот факт, что значения микротвердости наплавки существенно изменяются на разных расстояниях от поверхности

наплавки, свидетельствует о градиентном характере структурно-фазового состояния такого композита. В данном случае HV фактически позволяет выявить интегральные значения микротвердости, формируемой легирующей системой Fe-Cr-C с учетом получаемых размеров отпечатков (от 10 до 15 мкм). В области взаимодействия с индентором попадают различные элементы композита в разных вариациях.

Авторы исследований [6–18] сообщают, что первичные карбиды M_7C_3 классифицируются по двум морфологиям, включая стержнеобразные и лезвиеобразные формы в системах Fe-Cr-C . На рис. 5 морфология первичного карбида $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ переходит от лезвиеобразной к стержнеобразной в зависимости от содержания углерода в составе обмазки (табл. 1). Морфология затвердевания и характер роста легированного металла контролируются термическими условиями сварочной ванны [17]. Формирование и рост первичных карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ в процессе затвердевания происходят с их длинными осями, параллельными направлению теплового потока. При более низком содержании углерода количество центров зарождения первичных карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ уменьшается, а направление их роста становится случайным. Первичные стержни карбида $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ выглядят как лезвия, когда их оси перпендикулярны поверхности наблюдения. С повышением содержания углерода в составе насыщающих обмазок (табл. 1) увеличивается количество центров зарождения первичных карбидов и изменение морфологии со стержневой на лезвийную. С понижением температуры вокруг первичной границы зерен $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ появляются эвтектические колонии, как показано на рис. 5. Следовательно, эти фазы имеют гиперэвтектическую структуру, содержащую первичный $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ и эвтектические колонии аустенита плюс $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$.

Кроме того, поверхностная доля карбидов, по данным работ [6–17], увеличилась с 33,8 до 86,1 % при повышении содержания углерода с 3,73 до 4,85 масс. %. Для неэвтектического состава температура ликвидуса сплава значительно выше эвтектической температуры. Таким образом, соответствующая первичная фаза, имеющая большее переохлаждение, имеет тенденцию расти быстрее, чем эвтектика [6–10]. Сравнение рис. 4, а, б показывает, что увеличение

содержания углерода способствует образованию первичного карбида $(Cr,Fe)_7C_3$. Добавление углерода снизило эвтектическую температуру сплава Fe-Cr-C [21]. Более низкая эвтектическая температура приводит к уменьшению количества эвтектических колоний. Следовательно, добавление углерода способствует образованию первичных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$, но подавляет рост эвтектических колоний.

Анализируя полученные нами результаты испытаний на абразивный износ, отметим следующее. Износ обычно зависит от соотношения твердости абразивных частиц и материала. Абразивная частица называется твердой, если ее твердость примерно на 20 % больше твердости материала, подвергающегося нагрузке в изношенном состоянии [6–12]. Твердые абразивные частицы легко высекают мелкие фазы и разрезают или раскалывают более крупные. Мягкие абразивные частицы способны высекать мелкие фазы или образовывать большие ямки [15]. По мнению авторов работ [1, 2], если твердость армирующих частиц ниже твердости абразивных частиц, то частицы вырываются из матрицы или разрушаются под действием абразивных частиц. Мягкие абразивы не могут вдавливать поверхность материала, и в качестве преобладающих механизмов износа возникают адгезия и контактная усталость, сопровождающиеся большей или меньшей пластической деформацией [8–10].

В данном случае твердость кварцевых песков (1000...1100 HV) ниже, чем у стержнеобразных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$ (1300...1350 HV), но выше, чем у эвтектических колоний (750...800 HV). Твердость лезвиеобразных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$ также аналогична твердости кварцевых частиц. В настоящем исследовании относительная твердость кварцевых частиц абразивных шкур по отношению к эвтектическим колониям составляет около 1,25. Кварцевые частицы тверже эвтектических колоний, поэтому они легко разрушают эвтектические колонии. Относительная твердость кварцевых частиц по отношению к стержнеобразным карбидам $(Cr,Fe)_7C_3$ составляет около 0,75. Кварцевые частицы представляют собой мягкие абразивные частицы для первичных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$, которые трудно вдавливать или вспахивать. Относительная твердость кварцевой частицы по отношению к лезвиеобразным карбидам $(Cr,Fe)_7C_3$ со-

ставляет около 0,91. Лезвиеобразные карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$ обладают меньшим сопротивлением вдавливанию или вспахиванию кварцевой частицы, чем стержнеобразные.

По результатам исследований мы предлагаем следующее объяснение влияния содержания карбидов на механизм износа. Поверхностная доля карбидов растет с увеличением содержания углерода. Это подтверждается данными рентгеноструктурного анализа (рис. 4, 5). Кроме того, карбиды в форме лезвий встречаются в структуре слоя с более низким содержанием углерода, а карбиды в форме стержней – в области с более высоким содержанием углерода [8, 10, 15–18]. Во-первых, при содержании карбидов в составе № 1 абразивные частицы образуют микробороздки в эвтектических колониях, вызывая их разрушение. На изношенной поверхности появляются пластичные бороздки и кратеры. Непрерывное повреждение абразивных частиц постепенно приводит к появлению более твердых лезвиеобразных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$ по причине их более высокой твердости. В конечном итоге морфология кратеров приобретает многоугольную форму. Образование кратеров объясняется разрушением и вырыванием карбидов. По мере увеличения поверхностной доли карбидов в составе № 2 пластичные бороздки постепенно исчезают. Стержнеобразных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$ достаточно для защиты эвтектических колоний. Наконец, механизм износа образцов состава № 3 заключается в разрушении или вырывании карбидов, когда поверхностная доля карбидов составляет 86,1 %. Плотные карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$ предотвращают образование эвтектических колоний под воздействием кварцевых частиц. Однако кварцевые частицы, накапливаясь, атакуют плотные карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$, вызывая их разрушение и вырывание. Многократное воздействие кварцевых частиц приводит к тому, что карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$ сопротивляются абразивному воздействию до тех пор, пока не разрушатся и не вырвутся из матрицы металла.

Многие авторы отмечают, что существует зависимость между долей карбидов на поверхности и износостойкостью [8–16]. Результаты работ этих авторов показывают, что увеличение доли карбидов на поверхности улучшает износостойкость наплавки. Это связано с тем, что повышенное содержание твердых первичных

карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$ обеспечивает барьер против вдавливания, образования канавок и резания абразивных частиц.

Наши результаты показывают, что зависимость между износостойкостью и долей карбидов на поверхности нелинейная. Износостойкость быстро возрастает с увеличением доли карбидов на поверхности. Следовательно, износостойкость зависит не только от доли карбидов на поверхности и твердости. Необходимо понимать, что по физической картине абразивные частицы должны быть достаточно малыми для того, чтобы поместиться между карбидными стержнями, чтобы они глубже проникали в матрицу и выталкивали карбид сзади. Если абразивный материал «велик» по сравнению с расстоянием между карбидами, то абразивные частицы будут скользить по карбидам, не проникая существенно в матрицу [6–8, 16–19]. Таким образом, средняя длина свободного пробега карбидов также влияет на износостойкость. Мы предполагаем, что сочетание твердости и средней длины свободного пробега является основным фактором износостойкости. В дальнейших наших исследованиях мы продолжим работы с другими системами легирования поверхностных слоев стали.

Заклучение

Проведенные нами исследования показали, что в процессе поверхностного легирования с использованием метода дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW) форма и размер зоны сплавления (ЗС) на поверхности стали определяются параметрами дуги, такими как ток, напряжение и скорость движения дуги, в то время как ванна расплавленного металла защищена от атмосферного загрязнения использованием инертного аргона. Добавление в защитный газ углекислого газа увеличивает тепловложение сварочной дуги и обеспечивает полноту протекания металлургических реакций в расплавленной ванне. Для формирования серии гиперэвтектических твердых легированных поверхностных слоев системой из Fe-Cr-C были разработаны варианты с различным содержанием углерода для исследования их микроструктуры, износостойкости и механизма износа. Ниже приведено краткое изложение результатов.

Установлено, что добавление в защитный газ аргон углекислого газа в количестве 5...10 % увеличивает теплосодержание сварочной дуги за счет роста напряжения на 4...5 В, это увеличивает проплавляющую способность сварочной дуги на 30...50 %.

Легированный поверхностный слой на стали Ст3 состоит из первичной фазы $(Cr,Fe)_7C_3$ и небольшого количества междендритной эвтектики $(Cr,Fe)_7C_3/\gamma-Fe$. Показано что особенностью легированного слоя является наличие крупных первичных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$, равномерно распределенных в мелкозернистой, прочной и пластичной эвтектической матрице $(Cr,Fe)_7C_3/\gamma-Fe$, что обеспечивает высокое и равномерное распределение твердости. Получена максимальная твердость 1570 HV 0,2 поверхностного слоя металла, легированного системой Fe-Cr-C с составом 20 % графита и 80 % хрома, что обусловлено наличием массивных твердых карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$.

С увеличением в составе насыщающей обмазки содержания углерода возрастает доля карбидов хрома. Карбиды хрома в форме лезвий встречаются в оболочке с более низким содержанием углерода, а карбиды хрома в форме стержней – в оболочке с более высоким содержанием углерода. Абразивная износостойкость зависит не только от поверхностной доли карбидов, но и от твердости наплавленного слоя и средней длины свободного пробега карбидов. Увеличение количества поверхностных фракций карбидов повышает износостойкость и приводит к исчезновению пластического тиснения. Образование кратеров также связано с разрушением и вырыванием карбидов.

Список литературы

1. Welding processes for wear resistant overlays / P.F. Mendez, N. Barnes, K. Bell, S.D. Borle, S.S. Gajapathi, S.D. Guest, H. Izadi, A.K. Gol, G. Wood // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2014. – Vol. 16 (1). – P. 4–25. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2013.06.011.
2. Kanishka K., Acherjee B. A systematic review of additive manufacturing-based remanufacturing techniques for component repair and restoration // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. – Vol. 89. – P. 220–283. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.01.034.
3. Майоров В.С. Лазерное упрочнение металлов // Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований

и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – С. 439–469.

4. Полетика И.М., Голковский М.Г., Перовская М.Б. Электронно-лучевая закалка поверхностного слоя стали вне вакуума // Физическая мезомеханика. – 2006. – № 9. – С. 181–184. – DOI: 10.24411/1683-805X-2006-00026.

5. Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Ч. 1) // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 12. – С. 18–30.

6. Балановский А.Е. Упрочнение поверхности катода при взаимодействии с катодными пятнами дугового разряда // Теплофизика высоких температур. – 1993. – Т. 31, № 2. – С. 328–330.

7. Структура и свойства поверхностных слоев низкоуглеродистой стали, полученных методом наплавки углеродсодержащих порошковых смесей и последующей закалки / А.А. Лосинская, Е.А. Дробяз, В.А. Батаев, Н.В. Плотникова, М.Г. Голковский // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 4 (61). – С. 5–11.

8. Лосинская А.А., Головин Д.Д. Формирование высокоуглеродистых слоев на стали и их закалка с использованием мощного электронного пучка, выведенного в атмосферу // Перспективы науки. – 2013. – № 10 (49). – С. 7–10.

9. Свойства защитных покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна, полученных электронно-лучевой наплавкой в вакууме / Н.С. Белоусова, Б.В. Дампилон, В.Г. Дураков, Л.В. Еремина, А.А. Лосинская, Н.С. Мочалина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 3 (52). – С. 80–84.

10. Морфология боридов железа в поверхностном слое, наплавленном электронным лучом / И.А. Батаев, Н.В. Курлаев, О.Г. Ленивцева, О.А. Бутыленкова, А.А. Лосинская // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 1 (54). – С. 85–89.

11. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovski, D.S. Krivizhenko, A.A. Losinskaya, O.G. Lenivtseva // Applied Surface Science. – 2013. – Vol. 284. – P. 472–481. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.07.121.

12. Структура и свойства стали после вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков титана, тантала, молибдена и графита / Д.О. Муль, Е.А. Дробяз, И.К. Чакин, В.В. Самойленко, В.С. Ложкин, Р.А. Доставалов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 3 (60). – С. 115–120.

13. Электронно-лучевая наплавка титан- и танталсодержащих порошковых смесей на образцы из

стали 40X / Д.О. Муль, Н.С. Белоусова, Д.С. Кривеженко, Л.И. Шевцова, А.А. Лосинская // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 2 (63). – С. 117–126.

14. Структурные особенности и износостойкость слоев, сформированных наплавкой самофлюсующегося никелевого сплава и бора электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу / Т.А. Зимоглядова, Е.Г. Бушуева, А.А. Штерцер, Б.Е. Гринберг, Н.Н. Соболева, Е. Коллманнсбергер, И.К. Чакин, Д.С. Бибко, А.В. Леонов, Д.Э. Сафарова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 89–103. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-89-103.

15. Балановский А.Е., Ву Ван Гюи. Технологическое повышение качества поверхности деталей с плазменной цементацией // Научные технологии в машиностроении. – 2017. – № 3 (69). – С. 16–24. – DOI: 10.12737/24960.

16. Балановский А.Е., Гречнева М.В., Ву Ван Гюи. Исследование структуры рельсовой стали после плазменного поверхностного упрочнения // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 11 (131). – С. 23–32.

17. Балановский А.Е., Ву В.Г. Насыщение поверхности металла углеродом при плазменной поверхностной обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2017. – Т. 13, № 9 (153). – С. 403–415.

18. Ву Ван Гюи, Балановский А.Е. Исследование износостойкости поверхности стали после плазменной цементации с использованием углеродсодержащей пасты // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2017. – Т. 21, № 4. – С. 10–21. – DOI: 10.21285/1814-3520-2017-4-10-21.

19. Ву Ван Гюи, Балановский А.Е. Физические основы технологии плазменной поверхностной цементации деталей на примере втулки шпинтона пассажирского вагона // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2017. – Т. 21, № 3. – С. 10–22.

20. Балановский А.Е., Ву В. Плазменная поверхностная цементация с использованием графитового покрытия // Письма о материалах. – 2017. – Т. 7, № 2 (26). – С. 175–179. – DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.

21. Tsai N.S., Eagar T.W. Distribution of the heat and current fluxes in gas tungsten arcs // Metallurgical transactions B. – 1985. – Vol. 16 (4). – P. 841–846. – DOI: 10.1007/BF02667521.

22. Yüksel N., Şahin S. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys // Materials & Design. – 2014. – Vol. 58. – P. 491–498. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.02.032.



23. Evolution of surface morphology and mechanical characterization of GTAW welded SDSS thin sheets / S. Kumar, A. Ramakrishna, N.S. Madugula, N. Kumar, M. Kapoor, H.S. Bhatia // *Results in Surfaces and Interfaces*. – 2025. – Vol. 18. – P. 100412. – DOI: 10.1016/j.rsuri.2024.100412.

24. Modeling segregation of Fe–C alloy in solidification by phase-field method coupled with thermodynamics / T.Z. Gong, Y. Chen, W.Y. Hao, X.Q. Chen, D.Z. Li // *Metals*. – 2023. – Vol. 13 (6). – P. 1148. – DOI: 10.3390/met13061148.

25. Ab initio study of local structures during cooling of liquid Fe–C and Fe–Cr–C alloys / C. Xu, Y. Chen, T. Gong, Y. Shi, J. Wang, X. Chen, P. Liu, Y. Guo, D. Li // *Computational Materials Science*. – 2022. – Vol. 212. – P. 111572. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2022.111572.

26. *Atamert S., Bhadeshia H.K.D.H.* Microstructure and stability of Fe–Cr–C hardfacing alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 1990. – Vol. 130 (1). – P. 101–111. – DOI: 10.1016/0921-5093(90)90085-H.

27. Laser surface hardening of carburized steels: A review of process parameters and application in gear manufacturing / J. Kluczyński, K. Jasik, J. Łuszczek, J. Pokropek // *Materials*. – 2025. – Vol. 18 (15). – P. 3623. – DOI: 10.3390/ma18153623.

28. *Łach Ł.* Recent advances in laser surface hardening: techniques, modeling approaches, and industrial applications // *Crystals*. – 2024. – Vol. 14 (8). – P. 726. – DOI: 10.3390/cryst14080726.

29. Decarburization during laser surface processing of steel / N. Maharjan, W. Zhou, Y. Zhou, N. Wu // *Applied Physics A*. – 2018. – Vol. 124 (10). – P. 682. – DOI: 10.1007/s00339-018-2104-5.

30. Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear / M.V. Konstantinova, A.E. Balanovskiy, V.E. Gozbenko, S.K. Kargapol'tsev, A.I. Karlina, M.G. Shtayger, E.A. Guseva, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012146. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012146.

31. Processing and application of ultra disperse wastes of silicon production in construction / V.V. Kondratiev, A.I. Karlina, E.A. Guseva, M.V. Konstantinova, A.A. Kleshnin // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 463 (3). – P. 032068. – DOI: 10.1088/1757-899X/463/3/032068.

32. Complex metallographic researches of 110G13L steel after heat treatment / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, S.A. Nebogin, A.I. Karlina // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012014. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012014.

33. Comparative metallographic analysis of the structure of St3 steel after being exposed to different ways

of work-hardening / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, M.V. Grechneva, V.V. Kondrat'ev, A.I. Karlina // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012012. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012012.

34. Capability enhancement of production of activativng fluxes for arc welding using ultradispersed products of silicon waste processing / N.N. Ivanchik, A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, I.A. Sysoev, A.I. Karlina // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012035. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012035.

35. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill / R.R. Adigamov, K.A. Baraboshkin, P.A. Mishnev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review*. – 2022. – Vol. 24. – P. 60–66. – DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.

36. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Y. Skeebe, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // *Metals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.

37. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review*. – 2022. – Vol. 23. – P. 86–91. – DOI: 10.17580/cisr.2022.01.16.

38. Description of the complex of technical means of an automated control system for the technological process of thermal vortex enrichment / V.V. Kondrat'ev, V.O. Gorovoy, A.D. Kolosov, R.V. Kononenko, V.Y. Konnyukhov // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2020. – Vol. 1661 (1). – P. 012101. – DOI: 10.1088/1742-6596/1661/1/012101.

39. An investigation into the behavior of cathode and anode spots in a welding discharge / A.I. Karlina, A.E. Balanovskiy, V.V. Kondratiev, V.V. Romanova, A.G. Batukhtin, Y.I. Karlina // *Applied Sciences Switzerland*. – 2024. – Vol. 14 (21). – P. 9774. – DOI: 10.3390/app14219774.

40. Checking of convergence of the finite element model for the software complex Simufact Welding with the real experiment using the method of additive manufacturing WAAM / A.I. Karlina, V.V. Kondratyev, A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva // *CIS Iron and Steel Review*. – 2025. – Vol. 29. – P. 82–88. – DOI: 10.17580/cisr.2025.01.15.

41. Study of hardness distribution in a rail welded joint after welding with accelerated cooling / A.I. Karlina, V.V. Kondratyev, V.E. Gozbenko, R.V. Kononenko // *CIS Iron and Steel Review*. – 2024. – Vol. 28. – P. 56–62. – DOI: 10.17580/cisr.2024.02.10.

42. Porosity reduction in metal with hybrid wire and arc additive manufacturing technology (WAAM) /

A.I. Karlina, V.V. Kondratyev, A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, E.A. Yamshchikova // CIS Iron and Steel Review. – 2024. – Vol. 27. – P. 91–95. – DOI: 10.17580/cisr.2024.01.14.

43. Hybrid processing: The impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality / V.Yu. Skeebe, V.V. Ivancivsky, A.V. Kutyshkin, K.A. Parts // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 126 (1). – P. 012016. – DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.

44. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage / E.A. Efremenko, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebe, M.V. Grechneva, A.V. Olisov, A.D. Ens // Applied Sciences. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 5. – DOI: 10.3390/app12010005.

45. *Martyushev N.V., Skeebe V.Yu.* The method of quantitative automatic metallographic analysis // Journal of Physics: Conference Series. – 2017. – Vol. 803 (1). – P. 012094. – DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.

46. *Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V.* Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. –

2018. – Vol. 194 (2). – P. 022037. – DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

47. Methods and technologies for ensuring the reliability of excitation of synchronous generators of small hydroelectric power stations in Uzbekistan / B. Kenjaev, D. Paluanov, D. Mamatkulov, V. Romanova // E3S Web of Conferences. – 2020. – Vol. 216. – P. 01065. – DOI: 10.1051/e3sconf/202021601065.

48. Advanced approach to compensation of reactive power in isolated arctic electrical supply systems / N. Solonina, K. Suslov, Z. Solonina, V. Romanova // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 2032 (1). – P. 012113. – DOI: 10.1088/1742-6596/2032/1/012113.

49. *Romanova V., Khromov S., Suslov K.* Multi-factor analysis of external effects influencing the operational reliability of asynchronous electric motors // E3S Web of Conferences. – 2020. – Vol. 216. – P. 01084. – DOI: 10.1051/e3sconf/202021601084.

50. Description of the complex of technical means of an automated control system for the technological process of thermal vortex enrichment / V.V. Kondrat'ev, V.O. Gorovoy, A.D. Kolosov, R.V. Kononenko, V.Y. Konyukhov // Journal of Physics: Conference Series. – 2020. – Vol. 1661 (1). – P. 012101. – DOI: 10.1088/1742-6596/1661/1/012101.

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



Study of abrasive wear resistance of low-carbon steel surface-alloyed with the Fe-C-Cr system using gas tungsten arc welding (GTAW)

Yulia Karlina^{1, a, *}, Vladimir Konyukhov^{2, 3, b}, Tatiana Oparina^{2, c}

¹ National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

² Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

³ Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  jul.karlina@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>,  konyukhov_vyu@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>,  martusina2@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 December 2025

Revised: 06 January 2026

Accepted: 22 January 2026

Available online: 15 March 2026

Keywords:

Chromium carbides

Alloying

Welding arc

Voltage

Wear

Coating

ABSTRACT

Introduction. The surface properties of machine parts and tools play a significant role in their performance when the interactive mechanical action on the metal surface leads to wear. Modifying the surface properties of components is essential, particularly in critical industrial applications. Surface properties such as hardness and wear resistance of a metallic material can be primarily enhanced either by introducing a new phase or element into the surface layer, or by surface treatment (e.g., laser, plasma, or electron beam) of the base material to develop the desired phases within the matrix. Gas tungsten arc welding (GTAW) offers several advantages over other methods, primarily in terms of precision, speed, and versatility at a relatively low cost. Technically, it is capable of alloying the metal surface more quickly and uniformly compared to conventional carburizing and nitriding processes. During arc heating, the surface is modified by melting a paste or coating pre-applied to the substrate through the rapid application of intense arc heat. This results in a steep thermal gradient accompanied by high heating and cooling rates, similar to the principles of laser and electron beam cladding. **The objective** of the present study is to evaluate the feasibility of surface alloying of low-carbon steel with the Fe–C–Cr system using gas tungsten arc welding (GTAW). **Methods.** The paper examines low-carbon steels using St3 steel as an example. The steel served as the substrate and was coated with a layer (≤ 1 mm thick) in experiments employing the Fe–C–Cr surface alloying method via GTAW. A powder mixture of Fe and Cr_2O_3 was used as the coating alloy, with a particle size of 45 μm . The samples were examined using optical and electron microscopy, as well as X-ray diffraction. Abrasion resistance tests were also conducted. **Results and discussion.** Our research has shown that during gas tungsten arc welding (GTAW), when melting a Fe–C–Cr paste, the shape and size of the fusion zone (FZ) on the steel surface are determined by arc parameters such as current, voltage, and travel speed, while the molten metal pool is protected from atmospheric contamination by an inert argon shielding gas. Adding carbon dioxide to the shielding gas increases the arc's heat input. To produce a series of hypereutectic hardfaced surface layers using the Fe–C–Cr system, paste variants with varying carbon and chromium contents were developed to study their microstructure, wear resistance, and wear mechanism. Positive results were obtained, demonstrating a two- to three-fold increase in abrasive wear resistance.

For citation: Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Study of abrasive wear resistance of low-carbon steel surface-alloyed with the Fe–C–Cr system using gas tungsten arc welding (GTAW). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no 1, pp. 275–294. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.1-275-294. (In Russian).

References

1. Mendez P.F., Barnes N., Bell K., Borle S.D., Gajapathi S.S., Guest S.D., Izadi H., Gol A.K., Wood G. Welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*, 2014, vol. 16 (1), pp. 4–25. DOI: 10.1016/j.jmapro.2013.06.011.
2. Kanishka K., Acherjee B. A systematic review of additive manufacturing-based remanufacturing techniques for component repair and restoration. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 89, pp. 220–283. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.01.034.

* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate
 National Research Moscow State Construction University,
 26 Yaroslavskoe shosse,
 129337, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

3. Maiorov V.S. Lazernoe uprochnenie metallov [Laser hardening of metals]. *Lazernye tekhnologii obrabotki materialov: sovremennye problemy fundamental'nykh issledovaniy i prikladnykh razrabotok* [Laser technologies of materials processing: modern problems of fundamental research and applied developments]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2009, pp. 439–469.

4. Poletika I.M., Golkovskii M.G., Perovskaya M.B. Elektronno-luchevaya zakalka poverkhnostnogo sloya stali vne vakuumu [Electron-beam hardening of steel surface layer outside vacuum]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2006, no. 9, pp. 181–184. DOI: 10.24411/1683-805X-2006-00026.

5. Balanovsky A.E. Osnovnye voprosy teorii plazmennogo poverkhnostnogo uprochneniya metallov (Obzor. Ch. 1) [The main problems in the theory of plasma surface hardening of metals (Review. Part 1)]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2015, no. 12, pp. 18–30.

6. Balanovsky A.E. Uprochnenie poverkhnosti katoda pri vzaimodeistvii s katodnymi pyatnami dugovogo razryada [The hardening of a cathode surface under conditions of interaction with cathode spots of arc discharge]. *Teplofizika vysokikh temperatur = High Temperature*, 1993, vol. 31, no. 2, pp. 328–330. (In Russian).

7. Losinskaya A.A., Drobyaz E.A., Bataev V.A., Plotnikova N.V., Golkovsky M.G. Struktura i svoystva poverkhnostnykh sloev nizkouglerodistoi stali, poluchennykh metodom naplavki uglerodsoderzhashchikh poroshkovykh smesei i posleduyushchei zakalki [Structure and properties of the low carbon steel surface layers, obtained by cladding of carbon-containing powder mixtures, followed by quenching]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2013, no. 4 (61), pp. 5–11.

8. Losinskaya A.A., Golovin D.D. Formirovanie vysokouglerodistykh sloev na stali i ikh zakalka s ispol'zovaniem moshchnogo elektronnoy puchki, vyvedennogo v atmosferu [Formation of high-carbon layers on steel and its hardening using a powerful electron beam led out to the atmosphere]. *Perspektivy nauki = Science Prospects*, 2013, no. 10 (49), pp. 7–10.

9. Dampilon B.V., Durakov V.G., Eremina L.V., Losinskaya A.A., Mochalina N.S. Svoystva zashchitnykh pokrytii iz evtekticheskogo khromovanadiyevogo chuguna, poluchennykh elektronno-luchevoi naplavkoi v vakuumu [Properties of protective coatings on the base of eutectic chrome-vanadium iron obtained by electron-beam hardfacing in vacuum]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2011, no. 3 (52), pp. 80–84.

10. Bataev I.A., Kurlaev N.V., Butylenkova O.A., Lenitseva O.G., Losinskaya A.A. Morfologiya boridov zheleza v poverkhnostnom sloe, naplavennom elektronnykh luchom [Morphology of iron borides in coatings, produced by non-vacuum electron beam cladding]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2012, no. 1 (54), pp. 85–89.

11. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovski M.G., Krivizhenko D.S., Losinskaya A.A., Lenitseva O.G. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding. *Applied Surface Science*, 2013, vol. 284, pp. 472–481. DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.07.121.

12. Mul D.O., Drobyaz E.A., Chakin I.K., Samoylenko V.V., Lozhkin V.S., Dostovalov R.A. Struktura i svoystva stali posle vnevakuumnoi elektronno-luchevoi naplavki poroshkov titana, tantala, molibdena i grafita [Structure and properties of steel under non-vacuum electron-beam welding deposition of titanium, tantalum, molybdenum and graphite powders]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2013, no. 3 (60), pp. 115–120.

13. Mul D.O., Belousova N.S., Krivezhenko D.S., Shevtsova L.I., Losinskaya A.A. Elektronno-luchevaya naplavka titan- i tantalsoderzhashchikh poroshkovykh smesei na obratzy iz stali X [Electron beam cladding of powder mixtures containing titanium and tantalum on specimens of steel 40X]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2014, no. 2 (63), pp. 117–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-89-103.

14. Zimogliadova T.A., Bushueva E.G., Shtertser A.A., Grinberg B.E., Soboleva N.N., Kollmannsberger E., Chakin I.K., Bibko D.S., Leonov A.V., Safarova D.E. Strukturnye osobennosti i iznosostoikost' sloev, sformirovannykh naplavkoi samoflyusuyushchegosya nikel'evogo splava i bora elektronnykh luchom, vyvedennym v vozdukhnyy atmosferu [Structure features and wear resistance of layers, formed by Ni-based self-fluxing alloy combined with boron by electron beam, revealed in the air atmosphere]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 89–103. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-89-103.

15. Balanovsky A.E., Vu Van Guy. Tekhnologicheskoe povyshenie kachestva poverkhnosti detalei s plazmennoi tsementatsiei [Technological quality increase in surfaces of parts with plasma carbonization]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroyenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2017, no. 3 (69), pp. 16–24. DOI: 10.12737/24960.



16. Balanovsky A.E., Grechneva M.V., Vu Van Guy. Issledovanie struktury rel'sovoi stali posle plazmennogo poverkhnostnogo uprochneniya [Study of the structure of rail steel after plasma surface hardening]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2015, no. 11 (131), pp. 23–32.

17. Balanovsky A.E., Wu W.G. Nasyshchenie poverkhnosti metalla uglerodom pri plazmennoi poverkhnostnoi obrabotke [Carburization of the metal surface by plasma surface treatment]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2017, vol. 13, no. 9 (153), pp. 403–415.

18. Vu Van Huy, Balanovsky A.E. Issledovanie iznosostoikosti poverkhnosti stali posle plazmennoi tsementatsii s ispol'zovaniem uglerodosoderzhashchei pasty [Studying steel surface wear resistance after carbonaceous paste-employing plasma carburizing]. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Proceedings of Irkutsk State Technical University*, 2017, vol. 21, no. 4, pp. 10–21. DOI: 10.21285/1814-3520-2017-4-10-21.

19. Vu Van Huy, Balanovsky A.E. Fizicheskie osnovy tekhnologii plazmennoi poverkhnostnoi tsementatsii detalei na primere vtulki shpintona passazhirskogo vagona [Physical principles of plasma surface carburizing of parts as exemplified by an antirattle bushing of a passenger coach]. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Proceedings of Irkutsk State Technical University*, 2017, vol. 21, no. 3, pp. 10–22. DOI: 10.21285/1814-3520-2017-3-10-22.

20. Balanovskii A., Vu V. Plazmennaya poverkhnostnaya tsementatsiya s ispol'zovaniem grafitovogo pokrytiya [Plasma surface carburizing with graphite paste]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2017, vol. 7, no. 2 (26), pp. 175–179. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.

21. Tsai N.S., Eagar T.W. Distribution of the heat and current fluxes in gas tungsten arcs. *Metallurgical transactions B*, 1985, vol. 16 (4), pp. 841–846. DOI: 10.1007/BF02667521.

22. Yüksel N., Şahin S. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys. *Materials & Design*, 2014, vol. 58, pp. 491–498. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.02.032.

23. Kumar S., Ramakrishna A., Madugula N.S., Kumar N., Kapoor M., Bhatia H.S. Evolution of surface morphology and mechanical characterization of GTAW welded SDSS thin sheets. *Results in Surfaces and Interfaces*, 2025, vol. 18, p. 100412. DOI: 10.1016/j.rsufi.2024.100412.

24. Gong T.Z., Chen Y., Hao W.Y., Chen X.Q., Li D.Z. Modeling segregation of Fe–C alloy in solidification by phase-field method coupled with thermodynamics. *Metals*, 2023, vol. 13 (6), p. 1148. DOI: 10.3390/met13061148.

25. Xu C., Chen Y., Gong T., Shi Y., Wang J., Chen X., Liu P., Guo Y., Li D. Ab initio study of local structures during cooling of liquid Fe–C and Fe–Cr–C alloys. *Computational Materials Science*, 2022, vol. 212, p. 111572. DOI: 10.1016/j.commatsci.2022.111572.

26. Atamert S., Bhadeshia H.K.D.H. Microstructure and stability of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1990, vol. 130 (1), pp. 101–111. DOI: 10.1016/0921-5093(90)90085-H.

27. Kluczyński J., Jasik K., Łuszczek J., Pokropek J. Laser surface hardening of carburized steels: A review of process parameters and application in gear manufacturing. *Materials*, 2025, vol. 18 (15), p. 3623. DOI: 10.3390/ma18153623.

28. Łach Ł. Recent advances in laser surface hardening: techniques, modeling approaches, and industrial applications. *Crystals*, 2024, vol. 14 (8), p. 726. DOI: 10.3390/cryst14080726.

29. Maharjan N., Zhou W., Zhou Y., Wu N. Decarburization during laser surface processing of steel. *Applied Physics A*, 2018, vol. 124 (10), p. 682. DOI: 10.1007/s00339-018-2104-5.

30. Konstantinova M.V., Balanovskiy A.E., Gozbenko V.E., Kargapol'tsev S.K., Karlina A.I., Shtayger M.G., Guseva E.A., Kuznetsov B.O. Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012146. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012146.

31. Kondratiev V.V., Karlina A.I., Guseva E.A., Konstantinova M.V., Kleshnin A.A. Processing and application of ultra disperse wastes of silicon production in construction. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 463 (3), p. 032068. DOI: 10.1088/1757-899X/463/3/032068.

32. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Nebogin S.A., Karlina A.I. Complex metallographic researches of 110G13L steel after heat treatment. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012014. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012014.

33. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Grechneva M.V., Kondrat'ev V.V., Karlina A.I. Comparative metallographic analysis of the structure of St3 steel after being exposed to different ways of work-hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012012. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012012.

34. Ivanchik N.N., Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Sysoev I.A., Karlina A.I. Capability enhancement of production of activating fluxes for arc welding using ultradispersed products of silicon waste processing. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012035. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012035.

35. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Mishnev P.A., Karlina A.I. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 60–66. DOI: 10.17580/cisir.2022.02.09.
36. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.
37. Balanovskiy A.E., Shtaiger M.G., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 23, pp. 86–91. DOI: 10.17580/cisir.2022.01.16.
38. Kondrat'ev V.V., Gorovoy V.O., Kolosov A.D., Kononenko R.V., Konyukhov V.Y. Description of the complex of technical means of an automated control system for the technological process of thermal vortex enrichment. *Journal of Physics: Conference Series*, 2020, 1661(1), 012101, DOI: 10.1088/1742-6596/1661/1/012101.
39. Karlina A.I., Balanovskiy A.E., Kondratyev V.V., Romanova V.V., Batukhtin A.G., Karlina Y.I. An investigation into the behavior of cathode and anode spots in a welding discharge. *Applied Sciences Switzerland*, 2024, vol. 14 (21), p. 9774. DOI: 10.3390/app14219774.
40. Karlina A.I., Kondratyev V.V., Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A. Checking of convergence of the finite element model for the software complex Simufact Welding with the real experiment using the method of additive manufacturing WAAM. *CIS Iron and Steel Review*, 2025, vol. 29, pp. 82–88. DOI: 10.17580/cisir.2025.01.15.
41. Karlina A.I., Kondratyev V.V., Gozbenko V.E., Kononenko R.V. Study of hardness distribution in a rail welded joint after welding with accelerated cooling. *CIS Iron and Steel Review*, 2024, vol. 28, pp. 56–62. DOI: 10.17580/cisir.2024.02.10.
42. Karlina A.I., Kondratyev V.V., Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Yamshchikova E.A. Porosity reduction in metal with hybrid wire and arc additive manufacturing technology (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2024, vol. 27, pp. 91–95. DOI: 10.17580/cisir.2024.01.14.
43. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Kutyskin A.V., Parts K.A. Hybrid processing: The impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 126 (1), p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.
44. Efremkov E.A., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Grechneva M.V., Olisov A.V., Ens A.D. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage. *Applied Sciences*, 2022, vol. 12 (1), p. 5. DOI: 10.3390/app12010005.
45. Martyushev N.V., Skeebe V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, vol. 803 (1), p. 012094. DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.
46. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194 (2), p. 022037. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.
47. Kenjaev B., Paluanov D., Mamatkulov D., Romanova V. Methods and technologies for ensuring the reliability of excitation of synchronous generators of small hydroelectric power stations in Uzbekistan. *E3S Web of Conferences*, 2020, vol. 216, p. 01065. DOI: 10.1051/e3sconf/202021601065.
48. Solonina N., Suslov K., Solonina Z., Romanova V. Advanced approach to compensation of reactive power in isolated arctic electrical supply systems. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 2032 (1), p. 012113. DOI: 10.1088/1742-6596/2032/1/012113.
49. Romanova V., Khromov S., Suslov K. Multi-factor analysis of external effects influencing the operational reliability of asynchronous electric motors. *E3S Web of Conferences*, 2020, vol. 216, p. 01084. DOI: 10.1051/e3sconf/202021601084.
50. Kondrat'ev V.V., Gorovoy V.O., Kolosov A.D., Kononenko R.V., Konyukhov V.Y. Description of the complex of technical means of an automated control system for the technological process of thermal vortex enrichment. *Journal of Physics: Conference Series*, 2020, vol. 1661 (1), p. 012101. DOI: 10.1088/1742-6596/1661/1/012101.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.