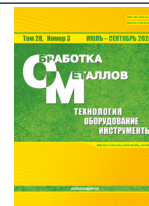




НЭТИ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Структура и износостойкость горячекатаных покрытий системы Fe-Cr-B

Алина Дударева^{1, a, *}, Екатерина Есикова^{1, b}, Сергей Станкевич^{1, c}, Владислав Шикалов^{1, d},
 Юлия Малютина^{1, 2, e}, Максим Хомяков^{3, f}, Евгений Домаров^{4, g}, Кемал Эмурлаев^{1, 5, h}

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. Лаврентьева, 15, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Институт лазерной физики СО РАН, пр. Лаврентьева, 13, г. Новосибирск, 630090, Россия

⁴ Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, проспект Академика М.А. Лаврентьева, 11, г. Новосибирск, 630090, Россия

⁵ ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Никольский пр., 1, Кольцово, 630559, Россия

^a  <https://orcid.org/0009-0001-5649-7090>,  dudareva-alina@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0004-2000-3695>,  kate.esikova@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0009-0004-0964-319X>,  stankevich.2016@corp.nstu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-0491-2803>,  v.shikalov@gmail.com;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-0305-7518>,  romashova@corp.nstu.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0001-8095-2092>,  mnkhomy@ya.ru;

^g  <https://orcid.org/0000-0003-2422-1513>,  domarov88@mail.ru; ^h  <https://orcid.org/0000-0002-1114-6799>,  emurlaev@corp.nstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92: 539.374.2

История статьи:

Поступила: 05 июня 2026

Рецензирование: 23 июня 2026

Принята к печати: 14 августа 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Хромоникелевая аустенитная сталь

Электроно-лучевая наплавка

Горячая пластическая деформация

Хром

Бор

Финансирование

Металлографические исследования и механические испытания сформированных покрытий выполнены при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.

Дифракционные исследования с использованием синхротронного излучения выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания для ЦКП «СКИФ» Института катализа им. Г.К. Борескова СО РАН (проект FWUR-2026-0002).

Благодарности

Металлографические исследования и механические испытания выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

Синхротронные рентгеновские исследования проведены на оборудовании ЦКП СЦСТИ на базе УНУ «Комплекс ВЭПП-4 – ВЭПП-2000» в ИЯФ СО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Аустенитные стали широко применяются в горнодобывающей, железнодорожной и химической промышленности благодаря высокой вязкости и коррозионной стойкости. Однако их ресурс в условиях интенсивного изнашивания ограничен, что требует разработки эффективных методов поверхностного упрочнения, сохраняющих пластичность основы. **Цель работы.** Исследование структуры, механических и трибологических свойств покрытий на основе системы Fe-Cr-B, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки на поверхности заготовки из стали 12X18H9T с последующей комбинированной обработкой (закалка и горячая прокатка). **Методология.** Наплавку проводили с использованием двух составов порошковых смесей с различным содержанием бора: C1QHR и C2QHR, причем содержание бора во втором составе было в два раза выше, чем в первом. После наплавки образцы подвергали закалке от 1100 °С и последующей горячей прокатке при 950 °С. Структуру исследовали на растровом электронном микроскопе, фазовый состав определяли с использованием синхротронного излучения. Механические свойства оценивали путем измерения микротвердости, трибологические характеристики – методом сухого трения скольжения по схеме «шар – плоскость». **Результаты и обсуждение.** Установлено, что горячая прокатка способствует выделению в аустенитной матрице субмикронных карбидов типа $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ и формированию карбоборидов состава $(\text{Fe,Cr})_2(\text{C,B})$. Покрытие с повышенным содержанием бора (C2QHR) обладает твердостью $(484 \pm 20 \text{ HV})$, в 2,4 раза превышающей твердость стали 12X18H9T. Износостойкость покрытия C2QHR в 5,3 раза выше по сравнению с износостойкостью стали 12X18H9T. Основным механизмом, ответственным за повышение износостойкости покрытий, является упрочнение вторичными фазами: дисперсионное твердение за счет выделения карбидов, а также формирование боридов и карбоборидов. **Выводы.** Сочетание закалки и горячей прокатки слоев, полученных вневакуумной электронно-лучевой наплавкой, формирует износостойкий защитный слой на поверхности стали 12X18H9T.

Для цитирования: Структура и износостойкость горячекатаных покрытий системы Fe-Cr-B / А.А. Дударева, Е.Д. Есикова, С.В. Станкевич, В.С. Шикалов, Ю.Н. Малютина, М.Н. Хомяков, Е.В. Домаров, К.И. Эмурлаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 345–359. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-345-359.

*Адрес для переписки

Дударева Алина Алексеевна, аспирант

Новосибирский государственный технический университет,

пр. К. Маркса, 20,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: +7 913 707-63-44, e-mail: dudareva-alina@mail.ru

Введение

Аустенитные стали широко применяются в ответственных отраслях промышленности, таких как горнодобывающая, железнодорожная, автомобильная и аэрокосмическая. Их преимуществами являются высокая вязкость разрушения, коррозионная стойкость и технологичность. Однако низкая твердость и, как следствие, недостаточная износостойкость в условиях абразивного изнашивания существенно ограничивают ресурс работы деталей [1–3]. В настоящее время существует широкий спектр износостойких материалов [2, 4–7], но многие из них либо недостаточно эффективны в тяжелых условиях нагружения, либо имеют высокую стоимость.

Одним из вариантов решения проблемы повышения износостойкости стальных поверхностей является нанесение покрытий на основе системы Fe-Cr-C-B. Такие сплавы отличаются высокими показателями твердости и сопротивления абразивному износу [8–10]. В сплавах с высоким содержанием хрома первоначально кристаллизуются твердые фазы типа Me_7C_3 , Me_3B , Me_3B_2 [11], твердость которых составляет 1300...2000 HV [9, 12]. Несмотря на высокую твердость и прочность боридов, их основным недостатком является растрескивание при термической обработке. Легирование сплавов системы Fe-Cr-C-B хромом позволяет избежать охрупчивания боридов [13]. Исследования сплава Fe-0,8B-1,3C-1,6Cr (вес. %) показали, что термомеханическая обработка позволяет измельчить грубую литую микроструктуру до мелкозернистой ферритной матрицы с мелкими борокарбидными частицами $\text{Me}_{23}(\text{C,B})_6$ [14]. Повышение температуры закалки литого сплава Fe-Cr-B от 900 до 950 °C обеспечивает переход от перлитно-мартенситной структуры к полностью мартенситной. Для литого сплава Fe-Cr-B установлено, что при закалке 1000 °C борокарбид $(\text{Cr,Fe})_7(\text{C,B})_3$ сфероидизируется, фаза Fe_2B частично разрушается, а эвтектическая фаза равномерно распределяется в структуре [15]. При нагреве до температуры закалки 1100 °C и последующем резком охлаждении металлическая матрица покрытия претерпевает превращение с формированием структуры мелкоиглочатого мартенсита. При этом избыточные фазы

$(\text{Cr,Fe})_7(\text{C,B})_3$ и Fe_2B сохраняются в структуре, обеспечивая дополнительное упрочнение [16].

Формируемая структура напрямую определяет трибологические свойства сплавов системы Fe-Cr-B. В работе [17] установлено, что легирование бором существенно повышает износостойкость (скорость изнашивания снижается в 10 раз по сравнению с образцом без добавления бора), однако зависимость износа от концентрации бора носит немонотонный характер. В работе [18] также подтверждено, что добавление бора повышает износостойкость при сухом скольжении за счет высокой твердости и формирования фаз боридов. При этом удельные скорости изнашивания сплавов уменьшаются с увеличением содержания бора, а затем возрастают из-за охрупчивания сплавов при избыточном легировании.

Таким образом, система Fe-Cr-B представляет значительный интерес для создания износостойких покрытий. Закалка необходима для растворения крупных фаз, сформировавшихся при кристаллизации. Последующая горячая прокатка измельчает структуру и устраняет литейную неоднородность. Комбинированная обработка позволяет сформировать структуру с оптимальным сочетанием твердости и пластичности. Несмотря на значительное количество работ по сплавам системы Fe-Cr-B, влияние концентрации бора на структурообразование и трибологические свойства покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки с последующей горячей прокаткой, систематически не исследовалось. В частности, отсутствуют данные о том, как изменение содержания бора влияет на фазовый состав, морфологию упрочняющих фаз и износостойкость горячекатаных покрытий.

Цель работы – установить влияние содержания бора на структуру, механические и трибологические свойства покрытий Fe-Cr-B, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки с последующей комбинированной обработкой (закалка и горячая прокатка).

Задачи работы.

1. Сформировать покрытия на основе системы Fe-Cr-B на стали 12X18H9T методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки с последующей комбинированной обработкой (закалка и горячая прокатка).

2. Исследовать фазовый состав и микроструктуру полученных покрытий после комбинированной обработки.

3. Оценить износостойкость сформированных покрытий.

Методика исследований

Поверхностное легирование плоских заготовок выполняли методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ВЭЛН, рис. 1). Технология ВЭЛН позволяет формировать композиционные материалы системы «основной материал – наплавленный слой» толщиной до нескольких миллиметров за один проход [19–21].

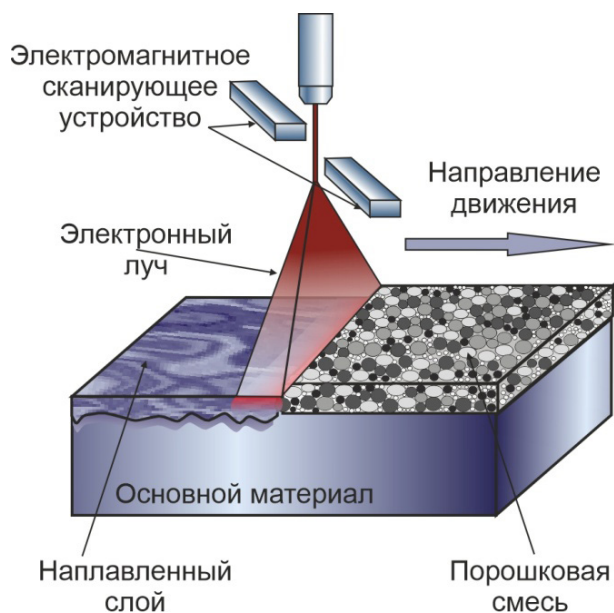


Рис. 1. Схема вневакуумной электронно-лучевой наплавки

Fig. 1. Schematic diagram of the non-vacuum electron beam cladding process

В настоящей работе в качестве материала основы использовали пластины из аустенитной хромоникелевой стали 12X18H9T размера 50×100×12 мм. Покрытие формировали из порошковой смеси, состав которой приведен в табл. 1. Методом ВЭЛН на поверхность стальных заготовок были наплавлены порошковые смеси Cr-B. Масса хрома в порошковых смесях не изменялась. При этом содержание бора в покрытии C2QHR было вдвое выше, чем в C1QHR. Предполагается, что такой подход обеспечит снижение температуры кристаллизации

системы Fe-Cr-B вследствие увеличения доли эвтектического расплава. Другая цель повышения концентрации бора в покрытии заключалась в особенностях взаимодействия бора с карбидами хрома, в частности подавление их роста на границах зерен [22–25]. Для предотвращения окисления ванны расплава в порошковую смесь вводился флюс MgF_2 . Наплавку осуществляли в воздушной атмосфере пучком релятивистских электронов на промышленном ускорителе ЭЛВ-6 (Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск) при следующих параметрах: частота сканирования – 50 Гц, расстояние от эмиттера до заготовки – 90 мм. Режимы наплавки приведены в табл. 1.

Для повышения твердости и износостойкости полученные покрытия подвергали закалке и последующей горячей прокатке. Нагрев под закалку выполняли в печи Nabertherm LH120/14 в воздушной атмосфере. Образцы нагревали до 1100 °С, выдерживали в течение 30 минут и охлаждали в воде. Наплавленные покрытия вместе с основным металлом подвергали горячей пластической деформации при 950 °С на прокатном стане «Кварто». Деформирование образцов повторяли до появления признаков разрушения. Критерием разрушения считалось появление трещин в покрытиях. Истинная степень пластической деформации составила $\bar{\epsilon}_\Sigma = 0,96$ для C1QHR и $\bar{\epsilon}_\Sigma = 0,67$ для C2QHR. Итоговая толщина наплавленного слоя C1QHR после деформации составила 1,4 мм, а слоя C2QHR – 2,5 мм.

Микроструктуру сформированных покрытий изучали на оптическом микроскопе Carl Zeiss AxioObserver Z1m. Зеренную структуру выявляли путем травления в растворе $HNO_3:HCl$ (1 : 3 по объему). Детальное изучение структуры проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP, оснащенном приставкой Oxford Instruments X-Act для микрорентгено-спектрального (МРСА) анализа. Доля структурных составляющих оценивалась методом точечного счета (ASTM E562) с помощью программы JMicroVision 1.3.4.

Для определения фазового состава получали дифракционные картины с использованием синхротронного рентгеновского излучения на станции «Дифрактометрия при высоких давлениях» ускорительно-накопительного комп-

Таблица 1

Table 1

Составы порошковых смесей и режимы электронно-лучевой наплавки
Compositions of powder mixtures and parameters of the electron beam cladding process

Обозначение образцов / Samples designation	Состав наплавляемой порошковой смеси, г / Composition of the powder mixture (g)			Режимы наплавки / Cladding parameters			
	Cr	B	MgF ₂	Энергия электронов, МэВ / Electron energy (MeV)	Ток пучка, мА / Beam current (mA)	Плотность энергии, кДж / см ² / Power density (kJ/cm ²)	Скорость перемещения заготовки, мм/с / Specimen traverse speed (mm/s)
C1QHR	1,5	1	2,5	2	18	7,2	10
	30 %	20 %	50 %				
C2QHR	1,5	2	3,5				
	21 %	29 %	50 %				

лекса ВЭПП-3 / ВЭПП-4 (ИЯФ СО РАН). Энергия фотонов составляла 30 кэВ. Дифрагированное излучение регистрировалось с помощью двумерного детектора Mar345 с разрешением 3500×3500 пикселей и размером пикселя 75 мкм. Время экспозиции составляло 10 минут. Азимутальное интегрирование кольцевых картин выполнялось с использованием модуля ruFAI, разработанного для Python.

Микротвердость измеряли по методу Виккерса (ASTM E92) при нагрузке 0,98 Н на приборе Wolpert Group 402MVD. Износостойкость при сухом трении в условиях возвратно-поступательного перемещения оценивали на машине Bruker UMT-2 по схеме «шар – плоскость» в соответствии со стандартом ASTM G133-05. Испытания проводили при нагрузке 25 Н, частоте 5 Гц и длительности 1800 с, общий путь трения составил 90 м. В качестве контртела служил шарик из сплава ВК-6 диаметром 6,35 мм. Морфологию поверхности трения оценивали с использованием оптического профилометра Bruker Contour GT-K1. Объем изношенного материала определяли по результатам профилометрии.

Результаты и их обсуждение

Фазовый анализ слоев после комбинированной обработки

На рис. 2, а представлены дифракционные картины основного материала (стали 12X18H9Т)

и покрытий после комбинированной обработки (закалка + горячая прокатка). Исходная сталь 12X18H9Т имеет однофазную аустенитную структуру. Фазовый состав наплавленных покрытий после закалки и горячей пластической деформации представляет собой смесь аустенита (γ -Fe) и упрочняющих фаз типа Me_2B и Me_{23}C_6 . Комбинированная обработка приводит к изменению положений рефлексов аустенитной фазы относительно материала основы (рис. 2, б). Наибольшее смещение демонстрирует покрытие серии C2QHR с большим содержанием бора. Одновременно фиксируется рост интенсивности соседнего рефлекса 111 (угловое положение 44,8°), который соответствует суперпозиции дифракционных максимумов фаз Me_2B и Me_{23}C_6 .

Микроструктура наплавленных слоев после комбинированной обработки

Структура покрытий C1QHR и C2QHR представляет собой аустенитную матрицу, содержащую крупные выделения упрочняющих фаз, а также множественные мелкодисперсные включения (рис. 3). На основании морфологических признаков, выделяемых в работе [26], крупные выделения могут быть классифицированы следующим образом: стержневидные (тип I) – вытянутые кристаллы с преимущественно прямолинейной формой; коралловидные (тип II) – разветвленные кристаллы с ха-

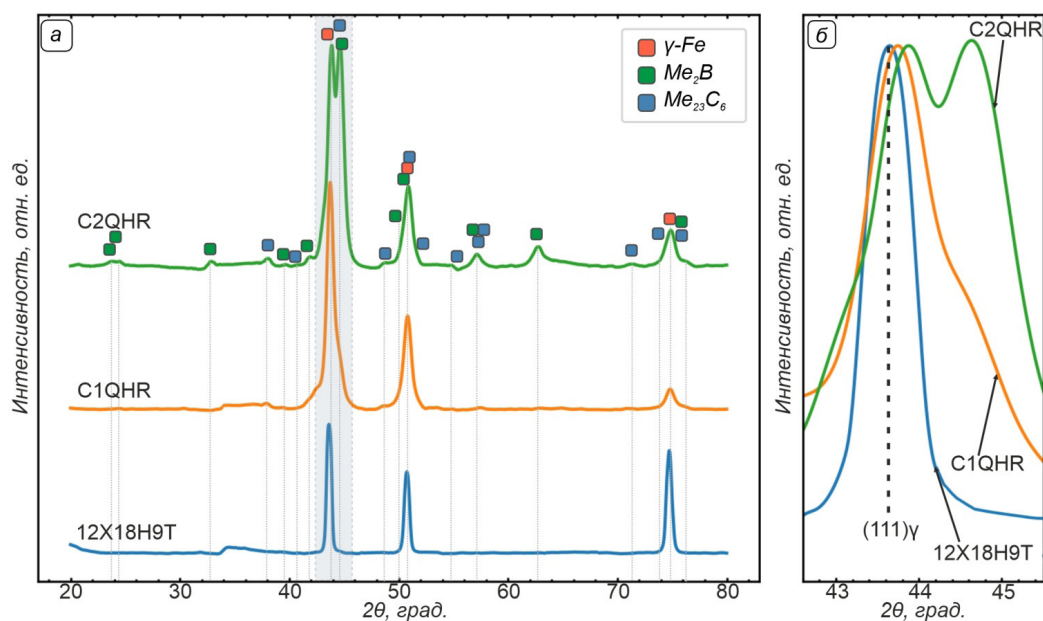


Рис. 2. Дифракционные картины (а), полученные от основного материала (12X18H9T) и покрытий (нормализованные по максимальному значению интенсивности). Вставка на (б) отражает сечения дифракционных картин, ограниченных серым прямоугольником, для демонстрации изменения позиции рефлекса (111) γ

Fig. 2. (a) Diffraction patterns obtained from the base material (AISI 321) and the coatings, normalized to the maximum intensity; (b) enlarged view of the region indicated by the gray rectangle in (a), showing the shift of the (111) γ reflection

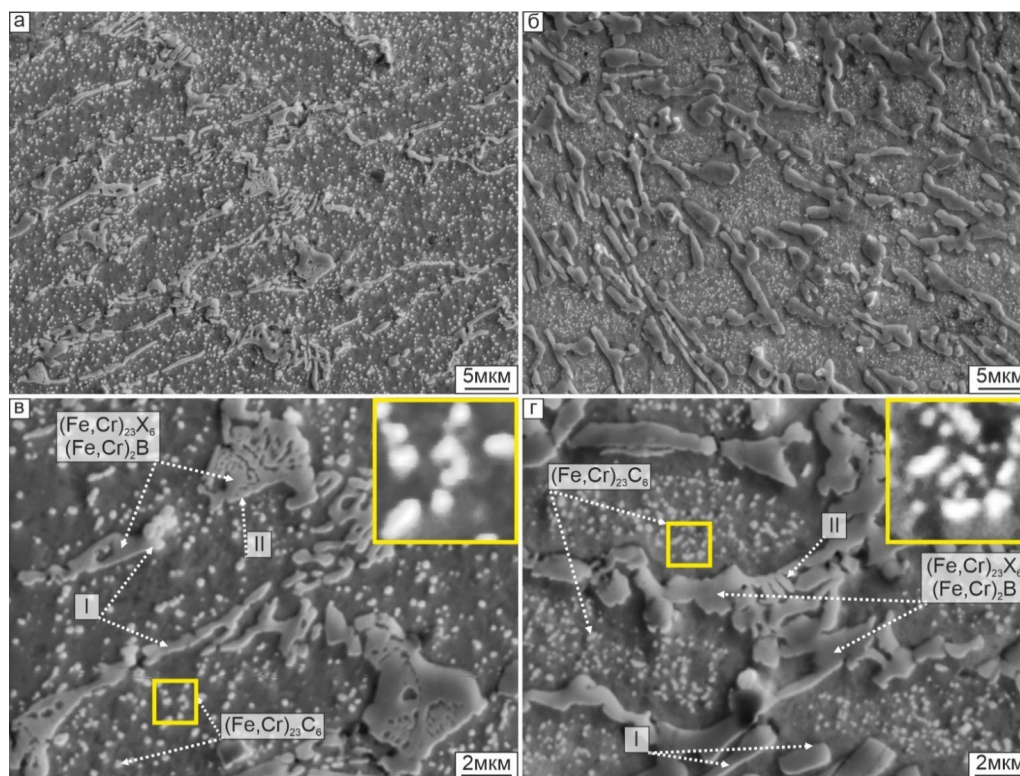


Рис. 3. Структура покрытий:

а, в – C1QHR; б, г – C2QHR

Fig. 3. Microstructure of the coatings:

а, в – C1QHR; б, г – C2QHR

рактерной дендритной морфологией и сложной формы (рис. 3, в, г). В покрытии C2QHR, характеризующемся повышенным содержанием бора и большей объемной долей эвтектической составляющей ($33 \pm 6,42\%$), доминируют крупные стержневидные выделения (тип I). В покрытии C1QHR, содержащем меньшее количество бора и характеризующемся меньшей объемной долей эвтектики ($15 \pm 1,04\%$), после комбинированной обработки (закалка и горячая прокатка) преобладают коралловидные (тип II) выделения. Коралловидные кристаллы (тип II) имеют более разветвленную морфологию и локализованы в междендритных пространствах. Отсутствие в структуре покрытия C1QHR массивных стержневидных кристаллов, характерных для C2QHR, обусловлено недостаточной концентрацией бора для формирования крупных боридных и борокарбидных фаз.

Анализ распределения химических элементов в наплавленных слоях (на примере C1QHR, рис. 4) позволил выделить следующие характерные области:

1) обогащенные железом и никелем, соответствующие аустенитной матрице;

2) обогащенные хромом, углеродом и бором, соответствующие эвтектической составляющей;

3) локальные дисперсные выделения на основе карбида и нитрида титана.

Для оценки фактического состава наплавленных слоев был проведен микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) поперечных сечений покрытий. Следует отметить, что указанный метод не позволяет выполнить количественное определение легких элементов, в частности бора, ввиду его малого атомного номера и низкой энергии характеристического рентгеновского излучения. Однако анализ распределения и содержания тяжелых элементов (Fe, Cr, Ni) показал близкие значения для обоих составов (табл. 2), что обусловлено значительным оплавлением стальной подложки. Следует отметить, что формирование покрытий системы Fe-Cr-B происходит за счет оплавления материала основы из стали 12X18H9T и смешивания расплава основного материала с легирующими элементами (хромом и бором), вводимыми в виде порошковой смеси.

Формирование карбидов, боридов и борокарбидов в сплавах системы Fe-Cr-B-C контролируется количественным отношением бора к угле-

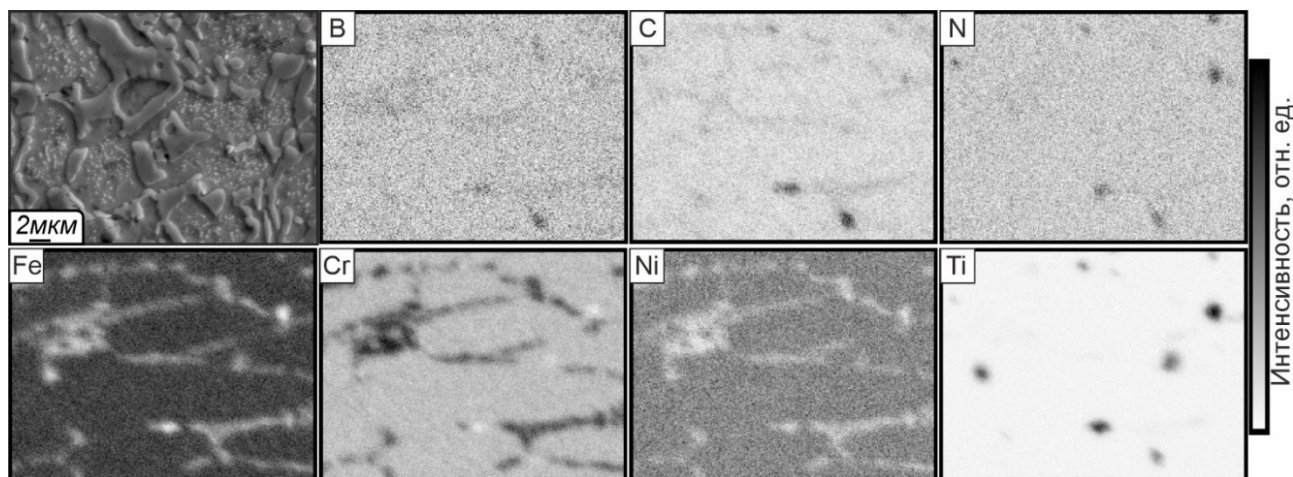


Рис. 4. Распределение элементов в покрытии C1QHR

Fig. 4. Element distribution in the C1QHR coating

Таблица 2

Table 2

Результаты МРСА покрытий в поперечном сечении
Results of EDS analysis of the coatings in the cross-section

Покрытие / Coating	Элементы, вес. % / Elements (wt. %)		
	Fe	Cr	Ni
C1QHR	$70,43 \pm 2,69$	$20,02 \pm 1,96$	$9,02 \pm 1,15$
C2QHR	$70,19 \pm 3,59$	$19,52 \pm 3,30$	$9,71 \pm 1,42$

роду [9, 27]. Хотя МРСА не позволяет провести количественное определение легких элементов, он дает возможность оценить качественное распределение через отношение интенсивностей сигналов B/C .

Анализ распределения элементов в покрытии C1QHR (рис. 5, а) свидетельствует о том, что бор сосредоточен в эвтектических составляющих, а высокотемпературное воздействие приводит к обеднению матрицы хромом (снижение сигнала Cr/Fe) и инициирует выделение дисперсных карбидов $(Fe,Cr)_{23}C_6$ в объеме аустенита. Факт выделения карбидной фазы косвенно подтверждается смещением дифракционного пика аустенита (рис. 2, б).

В покрытии C2QHR (рис. 5, б) горячая пластическая деформация способствует формированию дополнительных путей для диффузии легирующих элементов, что приводит к усилению локальных максимумов отношения B/C в эвтектических областях и более выраженному обеднению матрицы хромом. Эти изменения фиксируются на дифракционной картине в виде усиления пиков, соответствующих боридным фазам (рис. 2, б). Формируются локальные максимумы отношения Fe/Cr , сопровождающиеся коагуляцией фаз. Параллельно с обеднением матрицы хромом происходит выделение дисперсных карбидов, объемная доля которых в покрытии C2QHR выше, чем в C1QHR, что обусловлено более интенсивным перераспределением легирующих элементов. Важно отметить, что бор, обладая низкой диффузионной подвиж-

ностью в аустените [1, 28], перераспределяется в меньшей степени по сравнению с хромом и углеродом, это объясняет его частичное сохранение в матрице даже после высокотемпературной обработки.

Дюрометрические испытания наплавленных слоев

Измерения микротвердости проводились на поперечных шлифах в направлении от поверхности наплавленного слоя к основному материалу. Результаты дюрометрических испытаний показывают, что среднее значение твердости покрытий C1QHR и C2QHR после комбинированной обработки составляет $429 \pm 8 \text{ HV}_{0,1}$ и $484 \pm 20 \text{ HV}_{0,1}$ соответственно, превышая твердость основного металла ($\sim 200 \text{ HV}_{0,1}$) в 2,1...2,4 раза. Упрочнение обусловлено несколькими факторами, среди которых измельчение структурных составляющих, твердорастворное упрочнение, дисперсионное твердение за счет выделения субмикронных частиц карбида $(Fe,Cr)_{23}C_6$ (рис. 3).

Испытания на износостойкость

Анализ профилей изношенных поверхностей (рис. 6, а) показал, что процесс трения сопровождается пластической деформацией материала и его вытеснением из зоны контакта к краям лунки износа. Объем изношенного материала рассчитывали двумя способами: общий – с учетом наплывов по краям дорожки износа; потерянный – без учета наплывов (объем удаленного

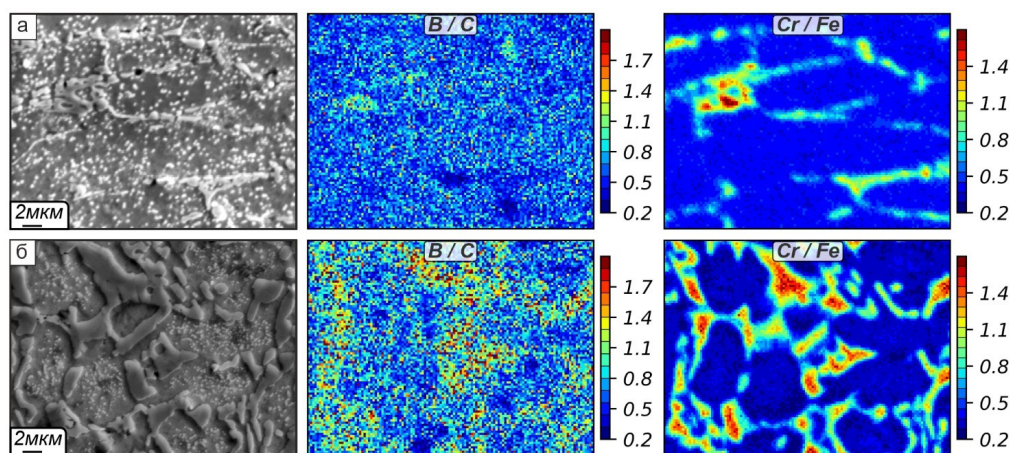


Рис. 5. Соотношение сигналов B/C и Cr/Fe , полученных методом МРСА для покрытий C1QHR (а) и C2QHR (б)

Fig. 5. B/C and Cr/Fe signal ratios obtained by EDS analysis for the (a) C1QHR and (б) C2QHR coatings

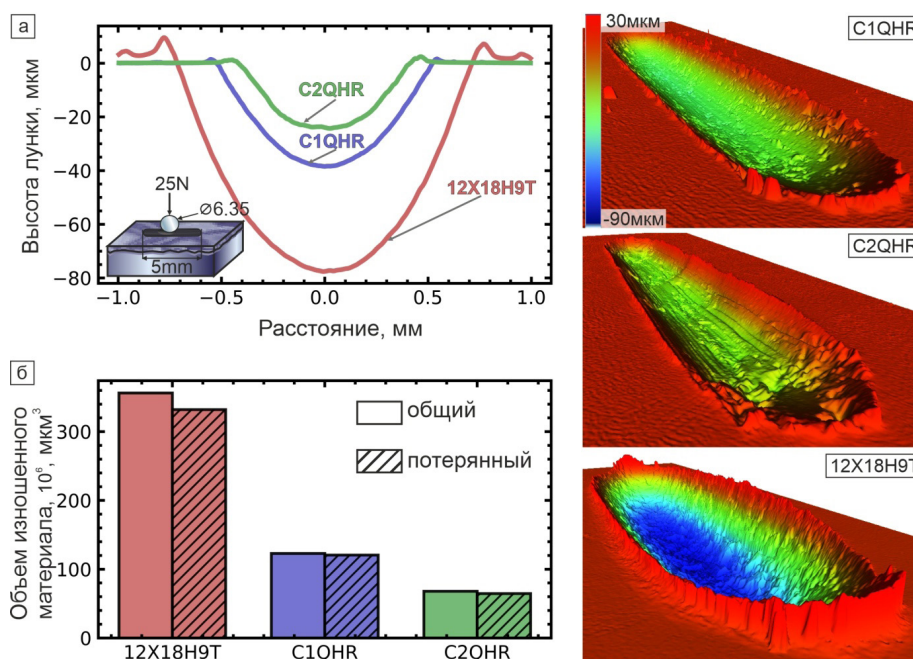


Рис. 6. Усредненные профили дорожек трения (а) и объем изношенного материала (б) покрытий и материала основы

Fig. 6. (a) Average profiles of wear tracks and (b) volume of worn material for the tested coatings and base material

материала). Наибольшее количество вытесненного материала наблюдается у исходной стали 12X18H9T. При этом средняя глубина дорожки износа и объем изношенного материала стали 12X18H9T составляют 78 мкм и $356 \cdot 10^6$ мкм³ соответственно. Глубина дорожки износа покрытий C1QHR и C2QHR составляет около 38 мкм и 24 мкм соответственно, что меньше в 2 и 3,25 раза по сравнению с аустенитной нержавеющей сталью. Закаленные и прокатанные покрытия демонстрируют значительное повышение износостойкости. Объем изношенного материала снижается в 2,9 раза для C1QHR и в 5,3 раза для C2QHR по сравнению с материалом основы.

Следует отметить, что образцы C1QHR и C2QHR после закалки и горячей прокатки имели разную истинную степень деформации: $\bar{\epsilon}_Z = 0,96$ (C1QHR) и $\bar{\epsilon}_Z = 0,67$ (C2QHR). Это различие обусловлено разной долей упрочняющих фаз в исходных составах. Увеличение концентрации бора в два раза приводит к росту объемной доли эвтектической составляющей с $15 \pm 1,04$ % до $33 \pm 6,42$ %, что снижает пластичность покрытия C2QHR и вызывает его преждевременное растрескивание при прокатке. Таким

образом, меньшая достижимая степень деформации является следствием более высокого содержания бора. Важно подчеркнуть, что горячая прокатка при 950 °C проводилась выше температуры рекристаллизации аустенита, что способствует релаксации внутренних напряжений в материале основы [29, 30]. Следовательно, упрочнение покрытий достигается не за счет деформационного воздействия, а за счет выделения вторичных фаз, а именно карбидов $(Fe, Cr)_{23}C_6$, боридов и карбоборидов (рис. 2, 3). Кроме того, фазовый состав обоих покрытий идентичен и представлен аустенитной матрицей с выделениями фаз типа Me_2B и $Me_{23}C_6$ (рис. 2). Отличия заключаются лишь в объемной доле и морфологии эвтектических фаз, что определяется именно составом, а не степенью деформации. Полученные данные позволяют утверждать, что наблюдаемые различия в микротвердости и износостойкости обусловлены преимущественно химическим составом покрытий, а не степенью деформации.

На рис. 7 представлены типичные графики зависимости коэффициента трения от времени испытаний. Начальный этап испытаний для всех образцов характеризуется процессом приработ-

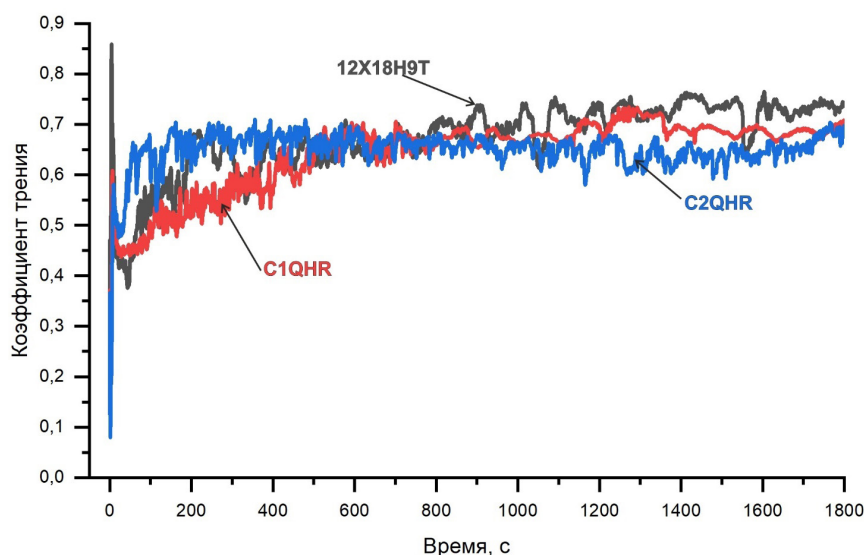


Рис. 7. График изменения величины коэффициента трения

Fig. 7. Friction coefficient as a function of testing time

ки, сопровождающимся постепенным выходом на стационарный режим трения. Важно отметить, что характер протекания приработки для покрытий принципиально отличается от исходной стали. В то время как для 12X18H9T наблюдаются значительные колебания коэффициента трения на начальном этапе, покрытия C1QHR и C2QHR демонстрируют более плавный выход на стационарный режим. Это свидетельствует о снижении склонности к схватыванию и адгезионному изнашиванию благодаря присутствию упрочняющих фаз, которые препятствуют развитию пластической деформации поверхностного слоя и локализуют зону фрикционного взаимодействия. Для стали 12X18H9T длительность этапа приработки в заданных условиях фрикционного нагружения составляет ~ 900 с. Для модифицированных покрытий C1QHR и C2QHR длительность этапа приработки по сравнению с исходной сталью сокращается примерно в 2,2 и 4,5 раза соответственно. Средние значения коэффициента трения в установившемся режиме составляют $0,72 \pm 0,02$ (12X18H9T), $0,68 \pm 0,01$ (C1QHR) и $0,64 \pm 0,02$ (C2QHR). Таким образом, легирование бором и хромом с последующей закалкой и горячей пластической деформацией позволяет снизить коэффициент трения до 0,64, что на 11 % меньше по сравнению с исходным материалом. Важно отметить, что достигнутое снижение коэффициента трения не находится в прямой корреляции с ростом твердости, а обусловлено изменением механизмов фрикцион-

ного взаимодействия. В результате удается реализовать сочетание высокой износостойкости, обеспечиваемой высокой твердостью материала, и пониженного коэффициента трения, достигаемого за счет изменения механизма контактного взаимодействия.

На рис. 8 представлены изображения дорожек трения и результаты МРСА распределения кислорода и вольфрама на изношенных поверхностях покрытий C1QHR и C2QHR. МРСА выявил присутствие вольфрама на рабочих поверхностях обоих покрытий, который является продуктом износа контртела из сплава ВК-6 (WC-6Co) (рис. 8, табл. 3). В покрытии C1QHR более высокое содержание W (до 16,12 вес. %) коррелирует с формированием обширных оксидных пленок и реализацией окислительного механизма изнашивания, тогда как у C2QHR с меньшим содержанием W (до 4,26 вес. %) преобладает абразивная составляющая, о чем свидетельствуют следы микрорезания на поверхности трения. Снижение содержания хрома в аустенитной матрице вследствие выделения дисперсных карбидов $(Fe, Cr)_{23}C_6$ повышает пластичность матрицы, что способствует внедрению частиц карбида вольфрама в поверхностный слой покрытия. Эти частицы, смешиваясь с продуктами износа самого покрытия, формируют на контактной поверхности механически перемешанный слой («третье тело»), выполняющий защитную функцию и снижающий интенсивность изнашивания.

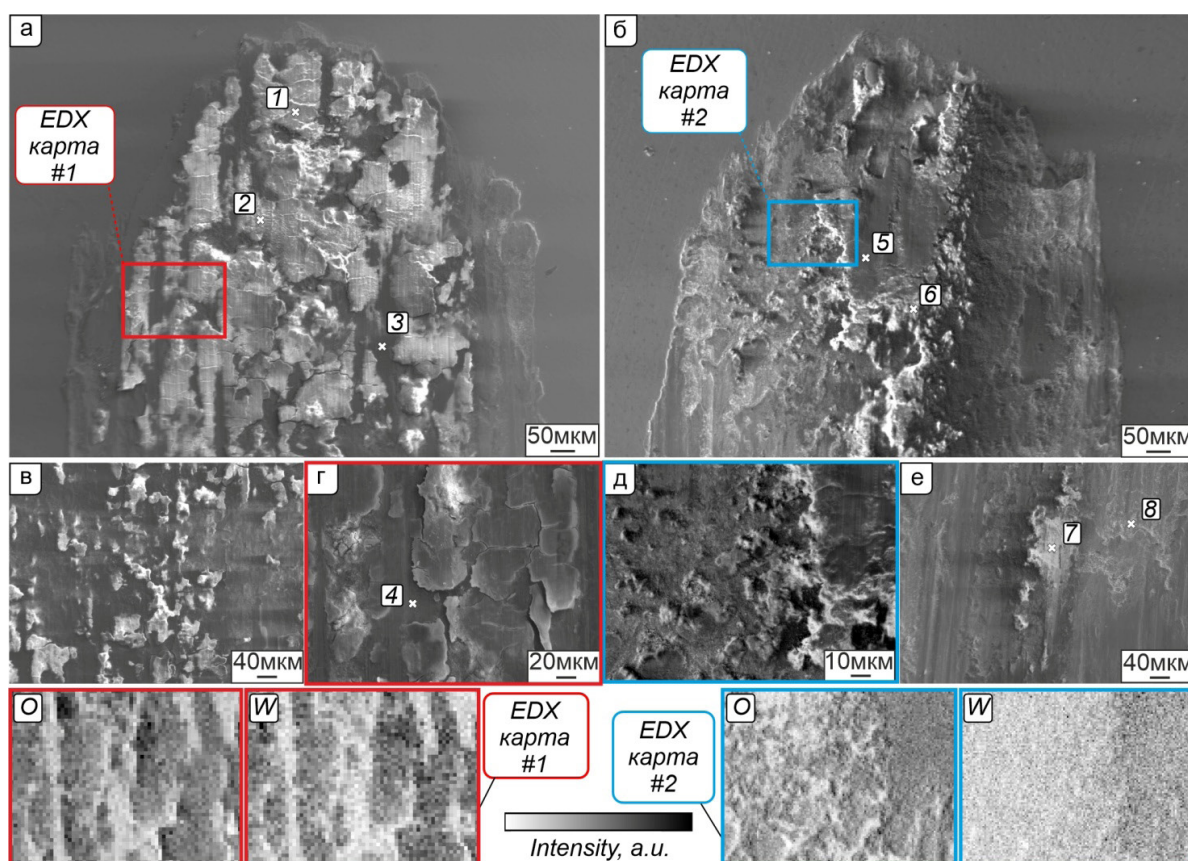


Рис. 8. Морфология дорожек трения покрытий C1QHR (а, в, з); C2QHR (б, д, е); 1–8 – области точечного элементного анализа, результаты которого представлены в табл. 2

Fig. 8. Morphology of wear tracks for the (а, в, з) C1QHR and (б, д, е) C2QHR coatings; regions 1–8 indicate the locations of EDS point analysis, the results of which are presented in Table 2

Таблица 3

Table 3

Элементный анализ областей 1–8 на рис. 8
Element analysis of regions 1–8 in Fig. 8

Элемент, вес. % / Element (wt. %)	Покрытие C1QHR / <i>C1QHR</i> coating				Покрытие C2QHR / <i>C2QHR</i> coating			
	Точка # / Point No.							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Fe	33,99	33,79	37,96	54,19	40,70	46,09	40,79	12,94
Cr	9,89	9,91	11,30	23,12	11,52	13,43	11,82	61,05
Ni	4,34	4,19	4,75	6,06	5,75	6,41	5,72	9,33
W	16,12	15,64	12,43	3,63	3,93	2,76	4,26	—
O	35,41	36,26	33,29	12,77	37,78	30,98	37,03	16,23

Поверхность трения покрытия C1QHR (рис. 8, а, в, з) характеризуется формированием обширных, преимущественно непрерывных оксидных пленок (табл. 3), покрывающих значительную долю площади дорожки износа. Эти пленки имеют неоднородную морфологию с локальными областями отслаивания. Наличие

ямков свидетельствует о том, что оксидные пленки, выполняя защитную функцию, периодически разрушаются под действием циклических контактных нагрузок по механизму окислительного типа изнашивания. На изношенной поверхности C2QHR (рис. 8, б, д, е) преобладают следы микрорезания в виде параллельных борозд, ори-



ентированных вдоль направления перемещения контртела, что указывает на преобладание абразивной составляющей в процессе изнашивания.

Выводы

Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки получены покрытия на основе системы Fe-Cr-B на подложке из стали 12X18H9T. Железо поступает в покрытие из материала основы, а хром и бор вводятся из порошковой смеси. Последующая комбинированная обработка (закалка от 1100 °С и горячая прокатка при 950 °С) позволила достичь истинной степени деформации $\bar{\epsilon}_2 = 0,96$ для покрытия C1QHR и $\bar{\epsilon}_2 = 0,67$ для покрытия C2QHR.

Фазовый состав покрытий представляет собой аустенитную матрицу (γ -Fe), упрочненную боридами типа Me_2B , карбоборидами $\text{Me}_2(\text{C},\text{B})$ и карбидами Me_{23}C_6 . Увеличение содержания бора в два раза (составы C1QHR и C2QHR) приводит к росту объемной доли эвтектических фаз с $15 \pm 1,04\%$ до $33 \pm 6,42\%$.

Максимальная микротвердость покрытия C2QHR составляет $484 \pm 20 \text{ HV}_{0,1}$, что в 2,4 раза выше твердости стали 12X18H9T ($\sim 200 \text{ HV}_{0,1}$). Твердость покрытия C1QHR составила $429 \pm 8 \text{ HV}_{0,1}$. Упрочнение обусловлено дисперсионным твердением, измельчением структуры и присутствием высокопрочных боридных и карбидных фаз.

Покрытие C2QHR демонстрирует наибольшую износостойкость при сухом трении скольжения среди анализируемых сплавов. Объем изношенного материала покрытия C2QHR в 5,3 раза меньше, а у C1QHR – в 2,9 раза меньше по сравнению с исходной сталью 12X18H9T. Коэффициент трения снижается с 0,72 (сталь) до 0,64 (C2QHR). Износостойкость обеспечивается повышенной твердостью и формированием оксидных пленок.

Список литературы

1. The retarding growth mechanism of boride layers on AISI 316L stainless steel: A combined experimental and DFT study / C. Hu, Y. Jiang, J. Quan, X. Zong, Y. Lu, Y. Li, S. Chen // *Scripta Materialia*. – 2025. – Vol. 269. – P. 116899. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2025.116899.
2. Enhancement of wear resistance and corrosion resistance of austenitic stainless steel by graphene

nanoplatelets and titanium powders / J. Xu, Y. Yang, H. Han, J. Lei, R. Di, Y. Fang // *Ceramics International*. – 2025. – Vol. 51 (23). – P. 38152–38165. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.06.051.

3. Study on the process optimization and wear resistance of electron beam cladding AlCoCrFeNi coating on 253MA austenitic stainless steel surface / G. Zhao, Y. Zhang, H. Zhao, J. Li, H. Li, L. Ma // *Materials Characterization*. – 2023. – Vol. 205. – P. 113341. – DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113341.

4. Veeramallu K., Krishna A.G. Enhanced wear and corrosion performance of stainless steel 316L with addition of different weight percentages of GNP // *Composites Theory and Practice*. – 2024. – Vol. 24 (1). – P. 25–32. – DOI: 10.62753/ctp.2024.04.1.1.

5. Achieving ultrahigh wear resistance via laser remelting-induced nano-lamellar structures in FeCrB alloy coatings / T. Wu, H. Yang, G. Xu, Y. Zhen, F. Han, Y. Zhang, Y. Liu, C. Ji, K. Wang // *Surface and Coatings Technology*. – 2025. – Vol. 517. – P. 132840. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2025.132840.

6. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel / C. Chen, B. Lv, H. Ma, D. Sun, F. Zhang // *Tribology International*. – 2018. – Vol. 121. – P. 389–399. – DOI: 10.1016/j.triboint.2018.01.044.

7. Röttger A., Weber S., Theisen W. Supersolidus liquid-phase sintering of ultrahigh-boron high-carbon steels for wear-protection applications // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (13–14). – P. 4631–4638. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.118.

8. Shi X., Jiang Y. Analysis of morphological, thermodynamic, and mechanical properties of typical hard phase Fe–5Cr–1.5B–0.45C alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 816. – P. 152681. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152681.

9. Lentz J., Röttger A., Theisen W. Mechanism of the Fe₃(B,C) and Fe₂₃(C,B)₆ solid-state transformation in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 119. – P. 80–91. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.009.

10. Röttger A., Lentz J., Theisen W. Boron-alloyed Fe–Cr–C–B tool steels — Thermodynamic calculations and experimental validation // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 88. – P. 420–429. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.157.

11. Berns H., Fischer A. Abrasive wear resistance and microstructure of Fe–Cr–C–B hard surfacing weld deposits // *Wear*. – 1986. – Vol. 112 (2). – P. 163–180. – DOI: 10.1016/0043-1648(86)90238-3.

12. Lentz J., Röttger A., Theisen W. Hardness and modulus of Fe₂B, Fe₃(C,B), and Fe₂₃(C,B)₆ borides and carboborides in the Fe–C–B system // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 135. – P. 192–202. – DOI: 10.1016/j.matchar.2017.11.012.

13. Investigations on microstructure, mechanical properties and abrasion resistance of 4wt%Cr-2wt%Mn-2wt%Cu-Fe-B alloy / Y. Yi, J. Xing, Y. Lu, H. Fu, M. Wan, L. Yu, Q. Zheng, C. Ya // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 137. – P. 222–230. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.01.038.
14. Acosta P., Lara A., Valenzuela R. Superplastic behavior of thermomechanically processed Fe-0.8B-1.3C-1.6Cr (wt%) alloy // *Materials Letters*. – 1996. – Vol. 26 (1–2). – P. 97–101. – DOI: 10.1016/0167-577X(95)00193-X.
15. Jiang Z.Q., Feng X.L., Shi J.F. Influence of heat treatment on structures and mechanical properties of Cast Fe-B-C alloy // *Advanced Materials Research*. – 2008. – Vol. 33–37. – P. 459–462. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.33-37.459.
16. Effect of heat treatment on microstructure and property of Fe-Cr-B alloy / H. Zhang, H. Fu, Y. Jiang, Z. Yu, H. Guo, Y. Lei, R. Zhou, Q. Cen // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. – 2012. – Vol. 43 (11). – P. 931–941. – DOI: 10.1002/mawe.201200939.
17. Tribological properties of Fe(Cr)-B alloys at high temperature / G. Cui, Z. Yang, W. Wang, G. Gao // *Journal of Central South University*. – 2019. – Vol. 26 (10). – P. 2643–2650. – DOI: 10.1007/s11771-019-4201-9.
18. Cui G., Wei J., Wu G. Wear behavior of Fe-Cr-B alloys under dry sliding condition // *Industrial Lubrication and Tribology*. – 2015. – Vol. 67 (4). – P. 336–343. – DOI: 10.1108/ILT-07-2014-0065.
19. Ni-Cr-Ti and Ni-Cr-Ti-B coatings prepared by nonvacuum electron beam cladding: Effect of boron and chromium on the microstructure, hardness and high-temperature oxidation resistance / Yu.N. Malyutina, E.A. Pukhova, A.A. Dudareva, B.B. Batyrov, D.V. Lazurenko, I.A. Bataev // *Materials Today Communications*. – 2025. – Vol. 43. – P. 111730. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111730.
20. Structural characterization of layers fabricated by non-vacuum electron beam cladding of Ni-Cr-Si-B self-fluxing alloy with additions of niobium and boron / T.A. Zimoglyadova, A.A. Bataev, D.V. Lazurenko, I.A. Bataev, V.A. Bataev, M.G. Golkovskii, H. Saage, T.S. Ogneva, A.A. Ruktuev // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 33. – P. 104363. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104363.
21. Heat treatment induced structural transformations and high-temperature oxidation behavior of $\text{Al}_{21}\text{Co}_{22}\text{Cr}_{22}\text{Fe}_{13}\text{Ni}_{22}$ high-entropy coatings produced by non-vacuum electron beam cladding / T. Ogneva, K. Emurlaev, Y. Malyutina, E. Domarov, I. Chakin, A. Ruktuev, P. Riabinkina, A. Yurgin, I. Bataev // *Metals*. – 2023. – Vol. 13 (10). – P. 1689. – DOI: 10.3390/met13101689.
22. Medvedeva N.I., Van Aken D.C., Medvedeva J.E. Stability of binary and ternary M_{23}C_6 carbides from first principles // *Computational Materials Science*. – 2015. – Vol. 96. – P. 159–164. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2014.09.016.
23. Effect of rare earth and titanium additions on the microstructures and properties of low carbon Fe-B cast steel / H. Fu, Q. Xiao, J. Kuang, Z. Jiang, J. Xing // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 466 (1–2). – P. 160–165. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.032.
24. Macit C.K., Aksakal B., Horlu M. Enhancement on the tribological properties of 316L stainless steel via boron and alumina additions using mechanical alloying and powder metallurgy techniques // *Ceramics International*. – 2025. – Vol. 51 (26). – P. 51549–51572. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.08.378.
25. Grain boundary co-segregation of B and Ce hindering the precipitates of S31254 super austenitic stainless steel / J. Gao, J. Ma, S. Yang, Z. Guo, J. Ma, H. Li, Z. Jiang, P. Han // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 24. – P. 2653–2667. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.03.135.
26. Wear protection by Fe-B-C Hard Phases / H. Berns, A. Saltykova, A. Röttger, D. Heger // *Steel Research International*. – 2011. – Vol. 82 (7). – P. 786–794. – DOI: 10.1002/srin.201000255.
27. Composition-dependent brittleness and ductility of the multicomponent phase $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ in Fe-Cr-B-C alloys: First-principles calculations and modeling / Y. Zhou, X. Chong, Y. Lin, G. Wang, Y. Jiang // *Vacuum*. – 2024. – Vol. 222. – P. 113081. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2024.113081.
28. First-principle Study of the Solution Type of Boron in γ -iron / X. Li, P. Wu, S. Zhao, C. Chen, R. Yin, N. Chen // *Energy Procedia*. – 2012. – Vol. 16. – P. 661–666. – DOI: 10.1016/j.egypro.2012.01.107.
29. Zisman A.A., Soshina T.V., Khlusova E.I. Revealing prior austenite grains and analysis of the metadynamic recrystallization kinetics of austenite in hot rolled low carbon steel // *Letters on Materials*. – 2012. – Vol. 2 (1). – P. 3–8. – DOI: 10.22226/2410-3535-2012-1-3-8.
30. Разуваев Е.И., Капитаненко Д.В. Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства аустенитных сталей // *Труды ВИАМ*. – 2013. – № 5. – С. 1–8.

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



Structure and wear resistance of hot-rolled Fe–Cr–B coatings

Alina Dudareva^{1, a, *}, Ekaterina Esikova^{1, b}, Sergey Stankevich^{1, c}, Vladislav Shikalov^{1, d},
 Yulia Malyutina^{1, 2, e}, Maxim Khomyakov^{3, f}, Evgeny Domarov^{4, g}, Kemal Emurlaev^{1, 5, h}

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, 15 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ Institute of Laser Physics of the Siberian Branch of the RAS, 13 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

⁴ Budker Institute of Nuclear Physics of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 11 Acad. Lavrentieva Pr., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

⁵ Siberian Circular Photon Source “SKIF” Borekov Institute of Catalysis of Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (SRF “SKIF”), 1 Nikol’skii pr., Kol’tsovo, 630559, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0001-5649-7090>, dudareva-alina@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0004-2000-3695>, kate.esikova@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0009-0004-0964-319X>, stankevich.2016@corp.nstu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-0491-2803>, v.shikalov@gmail.com;

^e <https://orcid.org/0000-0002-0305-7518>, romashova@corp.nstu.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0001-8095-2092>, mnkhomy@ya.ru;

^g <https://orcid.org/0000-0003-2422-1513>, domarov88@mail.ru; ^h <https://orcid.org/0000-0002-1114-6799>, emurlaev@corp.nstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 05 June 2026

Revised: 23 June 2026

Accepted: 14 August 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Chromium-nickel austenitic steel

Electron beam cladding

Hot plastic deformation

Chromium

Boron

Funding

This study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.

The synchrotron X-ray experiments were carried out at the shared research center SSTRC based at the VEPP-4 – VEPP-2000 complex at BINP SB RAS. This work was partially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the governmental assignment for SRF SKIF Borekov Institute of Catalysis (project FWUR-2026-0002).

Acknowledgements

The structural research was carried out at the core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”, NSTU.

Synchrotron X-ray research was conducted at the shared research center SSTRC on the basis of the VEPP-4–VEPP-2000 complex at BINP SB RAS.

ABSTRACT

Introduction. Austenitic steels are widely used in mining, railway, and chemical industries due to their high toughness and corrosion resistance. However, their service life under severe wear conditions is limited, which necessitates the development of effective surface hardening techniques that preserve the ductility of the substrate. **The purpose of this study** is to investigate the microstructure, mechanical properties, and tribological behavior of Fe–Cr–B-based coatings fabricated by non-vacuum electron beam cladding on AISI 321 steel followed by combined treatment (quenching and hot rolling). **Materials and methods.** Cladding was performed using two powder mixtures with different boron contents: C1QHR (1 g B) and C2QHR (2 g B). After cladding, the samples were quenched from 1,100 °C and subsequently hot-rolled at 950 °C. The microstructure was examined using scanning electron microscopy, and the phase composition was determined by X-ray diffraction. Mechanical properties were evaluated by microhardness measurements, while tribological characteristics were assessed using a ball-on-flat dry sliding wear test. **Results and discussion.** The combined treatment was found to promote the precipitation of submicron (Fe,Cr)₂₃C₆ carbides within the austenitic matrix and the formation of (Fe,Cr)₂(C,B) carboborides. The coating with the higher boron content (C2QHR) exhibited a hardness of 484 ± 20 HV, which is 2.4 times higher than that of AISI 321 steel. The wear resistance of the C2QHR coating is 5.3 times higher than that of the AISI 321 steel substrate. The main mechanisms enhancing the wear resistance of the coatings are precipitation hardening due to carbide precipitation, as well as the formation of borides and carboborides. **Conclusions.** The combination of quenching and hot rolling of the layers obtained by non-vacuum electron beam cladding forms a wear-resistant protective layer on the surface of AISI 321 steel.

For citation: Dudareva A.A., Esikova E.D., Stankevich S.V., Shikalov V.S., Malyutina Yu.N., Khomyakov M.N., Domarov E.V., Emurlaev K.I. Structure and wear resistance of hot-rolled Fe–Cr–B coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 345–359. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-345-359. (In Russian).

* Corresponding author

Dudareva Alina A., Post-graduate Student
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7 913 707-63-44, e-mail: dudareva-alina@mail.ru

References

1. Hu C., Jiang Y., Quan J., Zong X., Lu Y., Li Y., Chen S. The retarding growth mechanism of boride layers on AISI 316L stainless steel: A combined experimental and DFT study. *Scripta Materialia*, 2025, vol. 269, p. 116899. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2025.116899.
2. Xu J., Yang Y., Han H., Lei J., Di R., Fang Y. Enhancement of wear resistance and corrosion resistance of austenitic stainless steel by graphene nanoplatelets and titanium powders. *Ceramics International*, 2025, vol. 51 (23), pp. 38152–38165. DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.06.051.
3. Zhao G., Zhang Y., Zhao H., Li J., Li H., Ma L. Study on the process optimization and wear resistance of electron beam cladding AlCoCrFeNi coating on 253MA austenitic stainless steel surface. *Materials Characterization*, 2023, vol. 205, p. 113341. DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113341.
4. Veeramallu K., Krishna A.G. Enhanced wear and corrosion performance of stainless steel 316L with addition of different weight percentages of GNP. *Composites Theory and Practice*, 2024, vol. 24 (1), pp. 25–32. DOI: 10.62753/ctp.2024.04.1.1.
5. Wu T., Yang H., Xu G., Zhen Y., Han F., Zhang Y., Liu Y., Ji C., Wang K. Achieving ultrahigh wear resistance via laser remelting-induced nano-lamellar structures in FeCrB alloy coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2025, vol. 517, p. 132840. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2025.132840.
6. Chen C., Lv B., Ma H., Sun D., Zhang F. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel. *Tribology International*, 2018, vol. 121, pp. 389–399. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.01.044.
7. Röttger A., Weber S., Theisen W. Supersolidus liquid-phase sintering of ultrahigh-boron high-carbon steels for wear-protection applications. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528 (13–14), pp. 4631–4638. DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.118.
8. Shi X., Jiang Y. Analysis of morphological, thermodynamic, and mechanical properties of typical hard phase Fe–5Cr–1.5B–0.45C alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 816, p. 152681. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152681.
9. Lentz J., Röttger A., Theisen W. Mechanism of the Fe₃(B,C) and Fe₂₃(C,B)₆ solid-state transformation in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system. *Acta Materialia*, 2016, vol. 119, pp. 80–91. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.009.
10. Röttger A., Lentz J., Theisen W. Boron-alloyed Fe–Cr–C–B tool steels – Thermodynamic calculations and experimental validation. *Materials & Design*, 2015, vol. 88, pp. 420–429. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.157.
11. Berns H., Fischer A. Abrasive wear resistance and microstructure of Fe–Cr–C–B hard surfacing weld deposits. *Wear*, 1986, vol. 112 (2), pp. 163–180. DOI: 10.1016/0043-1648(86)90238-3.
12. Lentz J., Röttger A., Theisen W. Hardness and modulus of Fe₂B, Fe₃(C,B), and Fe₂₃(C,B)₆ borides and carboborides in the Fe–C–B system. *Materials Characterization*, 2018, vol. 135, pp. 192–202. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.11.012.
13. Yi Y., Xing J., Lu Y., Fu H., Wan M., Yu L., Zheng Q., Ya C. Investigations on microstructure, mechanical properties and abrasion resistance of 4wt%Cr–2wt%Mn–2wt%Cu–Fe–B alloy. *Materials Characterization*, 2018, vol. 137, pp. 222–230. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.01.038.
14. Acosta P., Lara A., Valenzuela R. Superplastic behavior of thermomechanically processed Fe–0.8B–1.3C–1.6Cr (wt%) alloy. *Materials Letters*, 1996, vol. 26 (1–2), pp. 97–101. DOI: 10.1016/0167-577X(95)00193-X.
15. Jiang Z.Q., Feng X.L., Shi J.F. Influence of heat treatment on structures and mechanical properties of cast Fe–B–C alloy. *Advanced Materials Research*, 2008, vol. 33–37, pp. 459–462. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.33-37.459.
16. Zhang H., Fu H., Jiang Y., Yu Z., Guo H., Lei Y., Zhou R., Cen Q. Effect of heat treatment on microstructure and property of Fe–Cr–B alloy. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2012, vol. 43 (11), pp. 931–941. DOI: 10.1002/mawe.201200939.
17. Cui G., Yang Z., Wang W., Gao G. Tribological properties of Fe(Cr)–B alloys at high temperature. *Journal of Central South University*, 2019, vol. 26 (10), pp. 2643–2650. DOI: 10.1007/s11771-019-4201-9.
18. Cui G., Wei J., Wu G. Wear behavior of Fe–Cr–B alloys under dry sliding condition. *Industrial Lubrication and Tribology*, 2015, vol. 67 (4), pp. 336–343. DOI: 10.1108/ILT-07-2014-0065.
19. Malyutina Yu.N., Pukhova E.A., Dudareva A.A., Batyrov B.B., Lazurenko D.V., Bataev I.A. Ni–Cr–Ti and Ni–Cr–Ti–B coatings prepared by nonvacuum electron beam cladding: Effect of boron and chromium on the microstructure, hardness and high-temperature oxidation resistance. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 43, p. 111730. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111730.

20. Zimogliadova T.A., Bataev A.A., Lazurenko D.V., Bataev I.A., Bataev V.A., Golkovskii M.G., Saage H., Ogneva T.S., Ruktuev A.A. Structural characterization of layers fabricated by non-vacuum electron beam cladding of Ni-Cr-Si-B self-fluxing alloy with additions of niobium and boron. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 33, p. 104363. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104363.
21. Ogneva T., Emurlaev K., Malyutina Y., Domarov E., Chakin I., Ruktuev A., Riabinkina P., Yurgin A., Bataev I. Heat treatment induced structural transformations and high-temperature oxidation behavior of $\text{Al}_{21}\text{Co}_{22}\text{Cr}_{22}\text{Fe}_{13}\text{Ni}_{22}$ high-entropy coatings produced by non-vacuum electron beam cladding. *Metals*, 2023, vol. 13 (10), p. 1689. DOI: 10.3390/met13101689.
22. Medvedeva N.I., Van Aken D.C., Medvedeva J.E. Stability of binary and ternary M_{23}C_6 carbides from first principles. *Computational Materials Science*, 2015, vol. 96, pp. 159–164. DOI: 10.1016/j.commatsci.2014.09.016.
23. Fu H., Xiao Q., Kuang J., Jiang Z., Xing J. Effect of rare earth and titanium additions on the microstructures and properties of low carbon Fe–B cast steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 466 (1–2), pp. 160–165. DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.032.
24. Macit C.K., Aksakal B., Horlu M. Enhancement on the tribological properties of 316L stainless steel via boron and alumina additions using mechanical alloying and powder metallurgy techniques. *Ceramics International*, 2025, vol. 51 (26), pp. 51549–51572. DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.08.378.
25. Gao J., Ma J., Yang S., Guo Z., Ma J., Li H., Jiang Z., Han P. Grain boundary co-segregation of B and Ce hindering the precipitates of S31254 super austenitic stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 2653–2667. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.03.135.
26. Berns H., Saltykova A., Röttger A., Heger D. Wear protection by Fe-B-C hard phases. *Steel Research International*, 2011, vol. 82 (7), pp. 786–794. DOI: 10.1002/srin.201000255.
27. Zhou Y., Chong X., Lin Y., Wang G., Jiang Y. Composition-dependent brittleness and ductility of the multicomponent phase $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ in Fe–Cr–B–C alloys: First-principles calculations and modeling. *Vacuum*, 2024, vol. 222, p. 113081. DOI: 10.1016/j.vacuum.2024.113081.
28. Li X., Wu P., Zhao S., Chen C., Yin R., Chen N. First-principle study of the solution type of boron in γ -iron. *Energy Procedia*, 2012, vol. 16, pp. 661–666. DOI: 10.1016/j.egypro.2012.01.107.
29. Zisman A.A., Soshina T.V., Khlusova E.I. Revealing prior austenite grains and analysis of the metadynamic recrystallization kinetics of austenite in hot rolled low carbon steel. *Letters on Materials*, 2012, vol. 2 (1), pp. 3–8. DOI: 10.22226/2410-3535-2012-1-3-8.
30. Razuvaev E.I., Kapitanenko D.V. Vliyanie termomekhanicheskoi obrabotki na strukturu i svoistva austenitnykh staley [Effect of thermo-mechanical treatment on structure and properties of austenitic steels]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2013, no. 5, p. 1–8.

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>).