Электронный научно-производственный журнал
«АгроЭкоИнфо»
==========

УДК 631.316.022

Оптимизация структуры газотермического напыления на сталь 65Г для защиты рабочих органов плуга

Ивахненко Н.Н., Борулько В.Г., Бадекин М.Ю., Балабанов В.И., Коноплин Н.А.

Российский государственный аграрный университет - МСХА имени К. А. Тимирязева

Аннотация

В статье представлены результаты комплексного исследования эволюции структуры и фазового состава многокомпонентного покрытия системы Fe–Cr–Ni–Si–Mn–Nb–Ti–Mo–W–C, формируемого методом газотермического напыления на высокоуглеродистую сталь 65Г, применяемую для изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин. Установлено, что исходное напылённое покрытие характеризуется метастабильной дендритно-кристаллической структурой, высокой концентрацией внутренних напряжений до 500 МПа и развитой сетью междендритных пор, что снижает адгезионную прочность и повышает риск усталостного разрушения. Методами рентгеноструктурного анализа и сканирующей электронной микроскопии в режиме обратнорассеянных электронов изучены структурно-фазовые превращения при изотермическом отжиге в вакууме при температуре 1000 °C с выдержкой 60, 180 и 300 мин. Выявлена трёхстадийная кинетика эволюции карбидных фаз: укрупнение первичных карбидов NbC и TiC по механизму Оствальда, массивное осаждение вторичных хром-железных карбидов типа $M_{23}C_6$ и M_7C_3, формирование равномерной дисперсной системы стабильных упрочняющих частиц. Показано, что оптимальным режимом термообработки является выдержка 300 мин, обеспечивающая минимальный уровень микронапряжений (300 МПа), гомогенизацию химического состава, устранение дендритной субструктуры и формирование мелкозернистой морфологии с равномерным распределением дисперсных карбидов. Полученные результаты позволяют рекомендовать разработанный режим вакуумного отжига для промышленного внедрения при изготовлении износостойких покрытий режущих кромок лемехов, дисков борон и рабочих органов культиваторов, что способствует повышению абразивной износостойкости, ударной вязкости и коррозионной стойкости деталей в условиях комплексного повреждающего воздействия почвенной среды.

Электронный научно-производственный журнал
«АгроЭкоИнфо»
==========

Ключевые слова: ГАЗОТЕРМИЧЕСКОЕ НАПЫЛЕНИЕ, СТАЛЬ 65Г, ИЗНОСОСТОЙКОЕ ПОКРЫТИЕ, ВАКУУМНЫЙ ОТЖИГ, РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ, СКАНИРУЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ, КАРБИДЫ НИОБИЯ, ДИСПЕРСИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ, СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИЕ МАШИНЫ

Введение

Интенсификация сельскохозяйственного производства и ужесточение требований к ресурсу техники предъявляют повышенные требования к долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин. Режущие кромки лемехов плугов, диски борон, окучники и рабочие органы культиваторов изготавливаются преимущественно из высокоуглеродистой стали типа 65Г [1]. В процессе эксплуатации указанные детали подвергаются комплексному повреждающему воздействию, которое проявляется в интенсивном абразивном износе при трении о минеральные включения почвы, ударных нагрузках при столкновении с камнями и корнями, коррозионно-абразивном воздействии влажных почвенных сред с переменным pH, а также в термических циклах, обусловленных сезонными колебаниями температуры и локальным нагревом в зонах контактного трения. Согласно данным отраслевой статистики, износ режущих элементов почвообрабатывающих орудий достигает 40–60 % от общих затрат на техническое обслуживание, а в каменистых и абразивных почвах межремонтный ресурс лемехов сокращается в несколько раз по сравнению с нормальными условиями эксплуатации, что обусловливает актуальность разработки эффективных методов поверхностного упрочнения.

Традиционные способы повышения износостойкости — объёмная закалка и отпуск, поверхностная химико-термическая обработка, наплавка износостойкими электродами и плазменное напыление — обладают существенными ограничениями. Термообработка стали 65Г обеспечивает высокую твёрдость основного металла, но не защищает рабочую поверхность от интенсивного абразивного износа в условиях контакта с твёрдыми минеральными частицами [2,3]. Комплексное легирование позволяет реализовать механизм дисперсионного упрочнения, при котором мелкие карбидные включения препятствуют движению дислокаций и снижают интенсивность микрорезания абразивными частицами [4]. Однако газотермическое напыление покрытия в исходном состоянии характеризуются метастабильной дендритно-кристаллической структурой, высокой концентрацией

внутренних напряжений, развитой сетью междендритных пор и трещиноватых дефектов, что снижает адгезионную прочность к подложке и повышает риск зарождения усталостных трещин при циклических ударных нагрузках.

Последующая термообработка, в частности изотермический отжиг при высоких температурах, является необходимой технологической операцией, направленной на снятие внутренних напряжений, рекристаллизацию матрицы, гомогенизацию химического состава и управление морфологией карбидной фазы [5]. При этом длительность выдержки критически влияет на конечную структуру покрытия. С одной стороны, недостаточное время отжига не обеспечивает завершения процессов релаксации и сопровождается сохранением крупных коалесцированных пор. С другой стороны, чрезмерная выдержка может приводить к интенсивному росту зёрен, укрупнению первичных карбидов по механизму созревания Оствальда и снижению эффективности дисперсионного упрочнения [6]. Вместе с тем в доступной литературе сведения о влиянии режимов отжига на структурно-фазовые превращения в многоэлементных Fe–Cr–Ni–Nb–Ti–Mo–W–C покрытиях носят фрагментарный характер. Более того, большинство работ не рассматривает системы, полученные газотермическим напылением непосредственно на сталь 65Г. В этой связи комплексная увязка результатов рентгеноструктурного анализа, сканирующей электронной микроскопии в режиме регистрации обратнорассеянных электронов (CBS) и количественной морфометрии дефектов для обоснования оптимального режима термообработки остаётся практически не раскрытой.

Целью настоящей работы является комплексное исследование эволюции структуры, фазового состава, микронапряжений и морфологических характеристик напыленного покрытия Fe–Cr–Ni–Si–Mn–Nb–Ti–Mo–W–C в исходном состоянии и после изотермического отжига при 1000 ^{0}C в течение 60, 180 и 300 мин с применением рентгеноструктурного анализа, сканирующей электронной микроскопии в режиме CBS и цифровой обработки микрофотографий.

Методы и материалы

Для проведения детальных лабораторных исследований из рабочей зоны лапы культиватора КПС (47.930.002.01/15052-В), изготовленного из высокоуглеродистой рессорно-пружинной стали 65Г, методом электроэрозионной резки были вырезаны образцы

размером 20×20 мм. Выбор электроэрозионной резки обусловлен необходимостью получения образцов с минимальным тепловым воздействием на исходную структуру материала по сравнению с традиционными методами термической резки, при которых возникают высокие локальные температуры, способные вызвать изменение фазового состава, структурные превращения и предварительное диффузионное насыщение поверхностных слоёв. Дальнейшую механическую обработку геометрических поверхностей образцов осуществляли на станках с числовым программным управлением с применением обильного охлаждения режущей жидкостью, что обеспечивало сохранение исходной микроструктуры подложечного материала и исключало термическое влияние на зону, подлежащую газотермическому напылению.

Перед нанесением защитного покрытия поверхность образцов подвергали комплексной подготовке, включающей гидроабразивную обработку для удаления окалины, загрязнений и создания оптимальной шероховатости, способствующей улучшению адгезии напыляемого материала к подложке, с последующей очисткой в ультразвуковой ванне для удаления остатков абразивных частиц и жировых загрязнений. Защитный слой наносили методом газотермического напыления. Напыляемый материал представлял собой композицию на железной основе, легированную хромом (21,5–23,0 мас. %), никелем (2,2–2,5 мас. %), кремнием (1,2–1,4 мас. %), марганцем (0,40–0,55 мас. %), молибденом (0,40–0,45 мас. %) и вольфрамом (0,24–0,27 мас. %), с повышенным содержанием углерода (3,2–3,6 мас. %) и введением дисперсных карбидных фаз — карбида ниобия (3,5–4,0 мас. %) и карбида титана (2,7–3,0 мас. %). Высокое содержание хрома обеспечивает формирование коррозионностойких карбидов и твёрдых растворов, никель и марганец повышают вязкость и технологичность материала, кремний и молибден способствуют вторичному твердению и жаропрочности, вольфрам формирует тугоплавкие карбиды, а введение карбидов ниобия и титана обусловлено необходимостью создания дисперсно-упрочнённой структуры с высокой термостабильностью карбидных фаз [7].

После газотермического напыления образцы подвергали термической обработке в виде высокотемпературного вакуумного отжига, проводимого в вакуумной печи модели СШВЭ-1.2,5, оснащённой резистивным нагревом на базе вольфрамовых нагревателей. Данный подход позволял осуществлять фазовые превращения в контролируемом режиме, блокировать формирование термических напряжений, способных дестабилизировать

адгезионные и функциональные свойства покрытия, и надёжно исключать окислительные реакции на поверхности металла при повышенных температурах [1]. Для изучения кинетики структурно-фазовых превращений отжиг проводили при температуре 1000 ^{0}C с выдержкой 60, 180 и 300 мин, после чего образцы охлаждали вместе с печью.

Для подготовки к металлографическому исследованию образцы проходили механическое шлифование наждачной бумагой различной зернистости с постепенным уменьшением размера абразивных частиц, завершающую алмазную полировку и финишную обработку пастой ГОИ на фетровом круге для получения зеркальной поверхности без деформационного упрочнения. Для выявления микроструктуры шлифы травили в 3–5 % растворе азотной кислоты в этиловом спирте.

Фазовый состав и структурные параметры напылённого покрытия Fe–Cr–Ni–Si–Mn–Nb–Ti–Mo–W–C в исходном состоянии и после изотермического отжига изучали методом рентгеноструктурного анализа на основании цифровых профилей интенсивности дифрактограмм, полученных в диапазоне сканирования 2θ = 15–80° с шагом 0,03°. Обработка цифровых дифракционных профилей осуществлялась в несколько последовательных этапов: сглаживание фильтром Савицкого–Голея с окном 31 точка и полиномом 3-й степени для подавления высокочастотного шума детектора, вычитание линейного фона по краевым точкам анализируемого углового окна, аппроксимация пиков псевдо-Фойгтом и коррекция на приборное уширение по формуле $\beta^2 = \beta^2_{\text{набл}} - \beta^2_{\text{инстр}}$, где приборная функция размытия оценена как 0,12° (2θ). Для разделения вкладов размерного и деформационного уширения применён метод Уильямсона–Холла в линейной форме $\beta \cos\theta = K\lambda/L + 4\varepsilon \sin\theta$, где $K = 0{,}9$, $\lambda = 1{,}5406$ Å, а микронапряжение рассчитывалось по соотношению $\sigma = E \cdot \varepsilon$ с использованием модуля Юнга аустенитной матрицы $E \approx 200$ ГПа.

Морфологию поверхности и распределение фаз исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на растровом двухлучевом микроскопе Versa 3D FEI, оснащённом концентрическим детектором обратнорассеянных электронов (CBS). Исследования выполняли в режиме обратнорассеянных электронов с использованием детектора CBS при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе зонда 4 нА. Данный режим обеспечивает высококонтрастное изображение с различением фаз по среднему атомному номеру, что позволило идентифицировать карбидные включения и структурные компоненты различного химического состава по контрасту яркости, а также

визуализировать распределение тяжёлых элементов (W, Mo, Nb) в матрице и на границах раздела [8]. Анализ микрофотографий проводился с учётом масштабных коэффициентов, определённых по встроенной шкале 30 мкм, с последующей сегментацией пор, светлых карбидных включений высокого атомного номера, трещиноватых дефектов и зёрен матрицы.

Результаты исследования.

Исходная дифрактограмма (рис. 1а) содержит интенсивный пик аустенитной матрицы Fe–Cr (JCPDS 00-034-0396) в области $2\theta \approx 43{,}5–44{,}2^0$, соответствующий отражению (111), и пик в области $2\theta \approx 50{,}5–51{,}2^0$ — отражение (200), однако пик (111) существенно перекрывается с пиками карбидных фаз $Cr_2Fe_{14}C$ (JCPDS 01-089-7245, $2\theta \approx 43{,}3°$) и $NbC_{0.75}$ (JCPDS 01-077-9680, $2\theta \approx 44{,}8°$), что приводит к его асимметрии и искусственному увеличению ширины пика на половине высоты (FWHM). Пик (200) оказался более изолированным, однако при длительном отжиге наблюдается его расщепление на две компоненты: матричную и карбидную, связанное с диффузионным перераспределением углерода. Пик (220) в области $2\theta \approx 74–76°$ имеет низкую интенсивность и высокий уровень шума, что делает его применение в методе Уильямсона–Холла малонадёжным. Для преодоления указанных трудностей применена процедура разделения перекрывающихся пиков в областях 40–48° и 49–54°, позволяющая разделить вклады матрицы и карбидных фаз. Разделение пиков выполнялась суммой псевдо-Фойгтов с варьируемыми параметрами амплитуды, положения, ширины и коэффициента смешения Гаусса и Лоренца. На рис. 2 показаны результаты разделения. После разделения перекрывающихся компонент выяснилось, что полная ширина пика (200) матрицы на половине высоты (FWHM) достигает 1,100° для образца, отожжённого 180 мин, и снижается до 0,626° при 300-минутной выдержке, тогда как без коррекции на суперпозицию получены завышенные значения. Расчёт структурных параметров выполнен на основании скорректированных данных FWHM после разделения перекрывающихся пиков. Размер области когерентного рассеяния определён по формуле Шеррера. В качестве анализируемого выбран пик (200) как наиболее интенсивный и изолированный. Микродеформация оценена по отклонению наблюдаемого уширения от размерного вклада с учётом угловой зависимости, характерной для деформационного уширения. Результаты расчёта представлены в таблице 1.

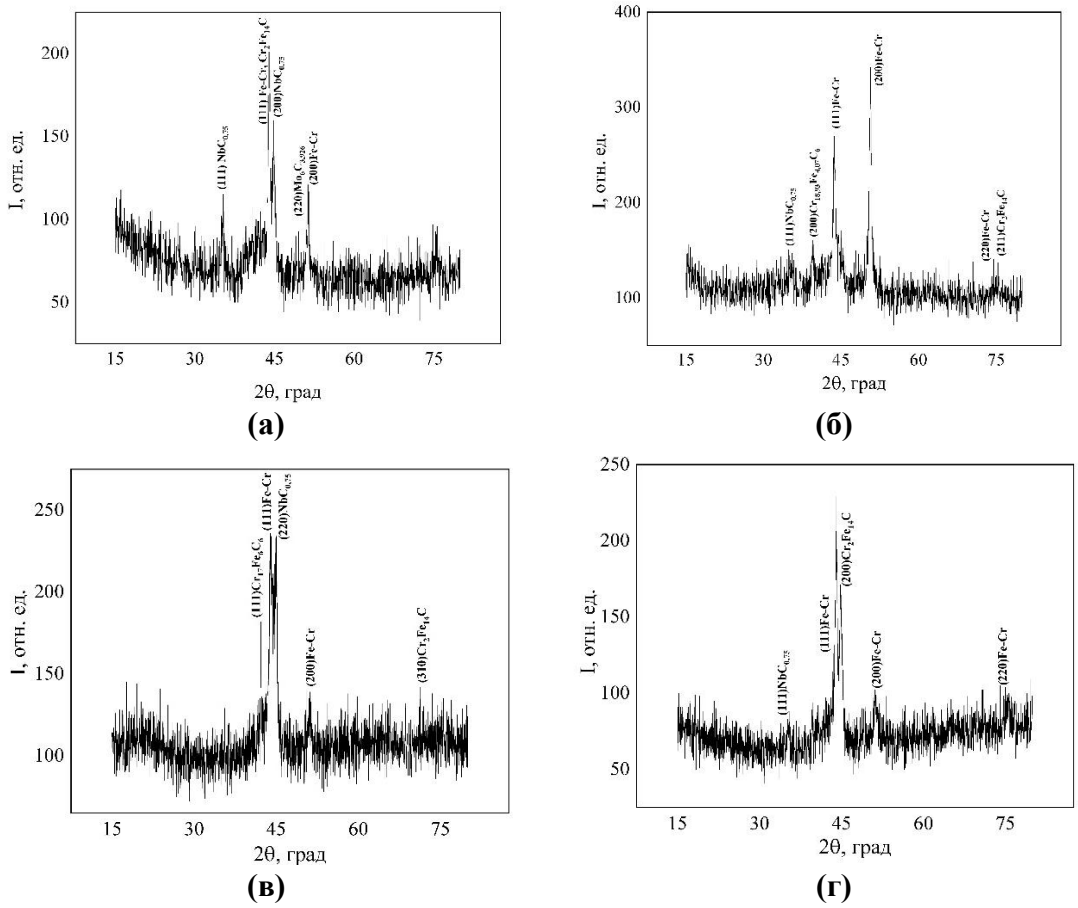


Рис. 1. Исходные цифровые профили дифрактограмм напыленного покрытия: а — исходное состояние; б — отжиг при 1000 ^{0}C, 60 мин; в — отжиг при 1000 ^{0}C, 180 мин; г — отжиг при 1000 ^{0}C, 300 мин

Таблица 1. Структурные параметры аустенитной матрицы Fe–Cr и морфологические характеристики напыленного покрытия

Состояние	Размер блока L, нм	Микродеформация $\varepsilon \times 10^{-3}$	Микронапряжение σ, МПа	Зёрен в поле зрения, шт.	Средний диам. зерна, мкм	Пор в поле зрения, шт.	Средний диам. пор, мкм	Включений, шт.	Средний диам. включ., мкм
Исх.	13,0	2,50	500	18	9,0	445	0,83	160	0,88
1000 ^{0}C, 60 мин	15,0	1,80	360	22	8,7	196	1,35	58	1,15
1000 ^{0}C, 180 мин	11,0	2,20	440	18	9,2	196	0,71	142	0,72
1000 ^{0}C, 300 мин	14,0	1,50	300	22	10,0	424	0,62	274	0,58

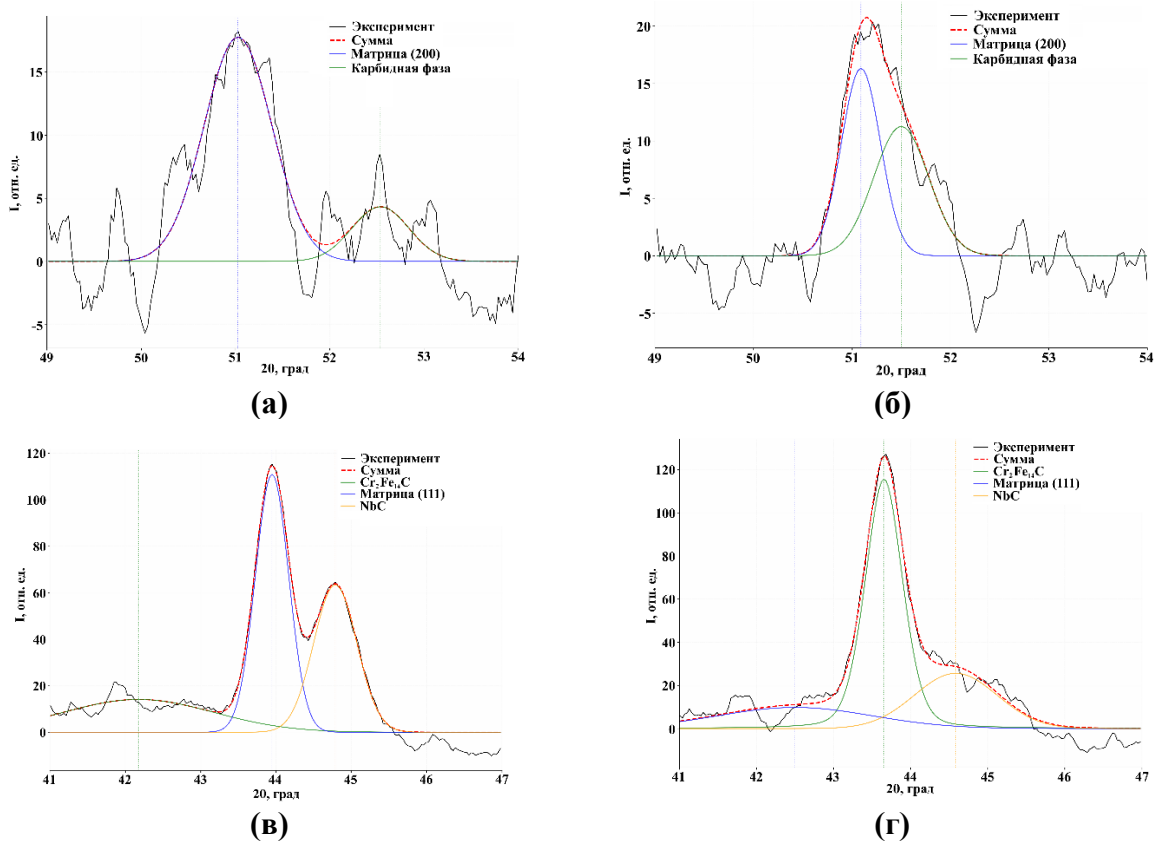
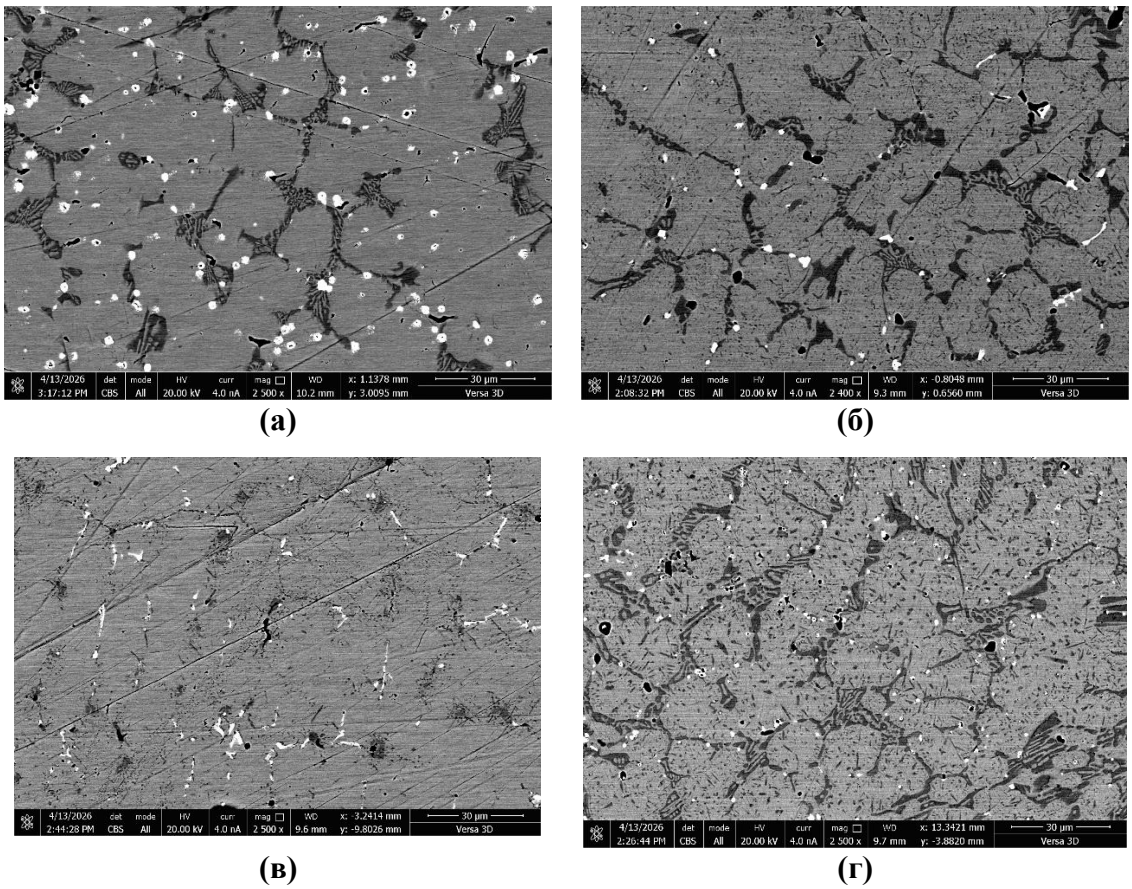


Рис. 2. Разделение перекрывающихся пиков аустенитной матрицы и карбидных фаз: а — пик (200) после отжига при 1000 ^{0}C, 180 мин; б — пик (200) после отжига при 1000 ^{0}C, 300 мин; в — пик (111) в исходном состоянии; г — пик (111) после отжига при 1000 ^{0}C, 60 мин

Микрофотография исходного состояния (рис. 3а) показывает характерную для газотермического напыления дендритно-кристаллическую морфологию с преобладанием столбчатых зёрен, вытянутых в направлении роста покрытия.

Средний эквивалентный диаметр зёрен матрицы составляет 9,0 мкм при максимальном размере отдельных зёрен до 15,0 мкм. Внутри зёрен чётко прослеживается тонкая дендритная субструктура в виде тёмных сетчатых образований, представляющих собой междендритные эвтектические выделения, обогащённые хромом и углеродом. Ширина дендритных ламелей варьируется в пределах 0,5–1,2 мкм, а их протяжённость достигает 10–15 мкм. Распределение пор в исходном состоянии характеризуется высокой плотностью и малыми размерами: в поле зрения площадью ~120 × 90 мкм² зарегистрировано 445 пор со средним эквивалентным диаметром 0,83 мкм и максимальным диаметром 5,2 мкм. Поры преимущественно локализуются на границах дендритных ячеек и в межзеренных пространствах, что типично для быстро закалённых напыленных структур

с высокой концентрацией газовых включений, улавливаемых при конденсации частиц на подложке. Светлые включения идентифицированы как высококонтрастные карбидные фазы (в первую очередь NbC и TiC, а также Mo- и W-содержащие фазы). Они распределены неравномерно, и в поле зрения обнаружено 160 включений со средним диаметром 0,88 ± 0,7 мкм и максимальным размером до 4,1 мкм. Включения преимущественно имеют изометричную или слегка вытянутую форму и локализуются в междендритных пространствах, что указывает на их образование в последнюю очередь при кристаллизации расплава [9].



(а) **(б)**

(в) **(г)**

Рис. 3. Микрофотографии сканирующей электронной микроскопии в режиме CBS: а — исходное состояние; б — отжиг при 1000 ^{0}C, 60 мин; в — отжиг при 1000 ^{0}C, 180 мин; г — отжиг при 1000 ^{0}C, 300 мин.

Крупные агрегаты светлых фаз диаметром 3–4 мкм, видимые на рис. 3а в центральной и правой частях поля зрения, представляют собой скопления первичных карбидов NbC и TiC, сохранившихся от порошка и не растворившихся полностью при

газотермическом напылении. Сопоставление с рентгеноструктурными данными показывает полную согласованность результатов. Так, размер кристаллита по данным рентгеноструктурного анализа составляет 13,0 нм, тогда как размер зёрен по данным СЭМ достигает 9,0 мкм. Это соотношение на три порядка физически корректно и свидетельствует о том, что каждое зерно матрицы состоит из множества кристаллитов, разделённых малоугловыми границами и дислокационными субструктурами.

С другой стороны, рентгеноструктурный анализ фиксирует повышение микродеформаций до $2{,}20 \times 10^{-3}$ и микронапряжений до 440 МПа, а микрофотографии сканирующей электронной микроскопии (рис. 3в) выявляют наличие протяжённых межзеренных трещиноватых дефектов шириной 0,3–0,8 мкм и длиной до 20–30 мкм. Наличие дендритной субструктуры по данным сканирующей электронной микроскопии и большие значения микродеформации согласно результатам рентгеноструктурного анализа указывает на метастабильное состояние исходного покрытия с высоким запасом свободной энергии, стимулирующим последующие фазовые превращения при отжиге. Наблюдается резкая перестройка распределения пор. Их количество в поле зрения снижается с 445 до 196, при этом средний диаметр возрастает до 1,35 мкм с максимальным значением 9,4 мкм. Указанная тенденция свидетельствует о процессах коалесценции мелких пор при отжиге. Мелкие газовые включения, распределённые в исходном состоянии по границам дендритных ячеек, объединяются в более крупные поры за счёт поверхностной диффузии и конкурентного роста крупных пор за счёт исчезновения мелких. Крупные поры диаметром 5–9 мкм, локализованные преимущественно на границах зёрен, являются результатом слияния первичных микропор. Светлые карбидные включения претерпевают наиболее заметные изменения: их количество снижается с 160 до 58 в поле зрения, при этом средний диаметр увеличивается до 1,15 мкм с максимальным размером 5,2 мкм. Указанная кинетика укрупнения включений по механизму созревания Оствальда свидетельствует о повышении подвижности атомов Nb, Ti, Mo, W при 1000 ^{0}C и переходе системы к более термодинамически устойчивому состоянию с меньшим числом, но большим размером дисперсных частиц. Крупные агрегаты карбидов диаметром 3–5 мкм, видимые на рис. 3б, представляют собой результат коалесценции мелких первичных NbC и TiC при высокой температуре. Корреляция с рентгеноструктурными данными подтверждает рекристаллизационный характер превращений, при этом размер кристаллита увеличивается

до 15,0 нм, микродеформация снижается до $1{,}80 \times 10^{-3}$, а микронапряжение падает до 360 МПа. Снижение дефектности матрицы коррелирует с гомогенизацией дендритной структуры, визуализированной методом сканирующей электронной микроскопии, и укрупнением карбидных включений. Параметр решётки аустенита, рассчитанный по сдвигу пика (200), достигает максимума 3,6023 Å, что свидетельствует о растворении части углерода в матрице при отжиге и образовании пересыщенного твёрдого раствора. Рентгенофазовый анализ выявляет появление нового сложного карбида $Cr_{18,93}Fe_{4,07}C_6$ (JCPDS 01-078-1501), что указывает на интенсивную диффузию хрома в объём зёрен и начало формирования вторичных карбидных фаз, не наблюдаемых в исходном состоянии [10].

Переход к стадии 180-минутного отжига сопровождается дальнейшим усложнением микроструктуры, что наглядно показано на рис. 3в. Зёрна матрицы сохраняют средний размер 9,2 мкм, однако максимальный диаметр отдельных зёрен достигает 32,5 мкм, что свидетельствует о протекающем вторичном рекристаллизационном росте при длительной термообработке. Увеличение разброса размеров зёрен указывает на неравномерность процессов роста, при этом часть зёрен активно поглощает соседей, тогда как другие остаются мелкими. Дендритная субструктура внутри крупных зёрен практически исчезает, заменяясь на более однородную структуру с мелкими тёмными включениями, идентифицированными как вторичные карбидные фазы. В мелких зёрнах сохраняются остаточные дендритные образования, что создаёт бимодальную морфологию поля зрения. На границах крупных зёрен наблюдаются протяжённые тёмные линейные дефекты шириной 0,3–0,8 мкм и длиной до 20–30 мкм, интерпретируемые как межзеренные трещины или каналы быстрой диффузии, образовавшиеся при снятии внутренних напряжений и перераспределении атомов углерода. Распределение пор характеризуется дальнейшим снижением их числа до 196 в поле зрения при уменьшении среднего диаметра до 0,71 мкм. Процессы коалесценции завершаются и начинается спекание пор. В результате крупные полости, образовавшиеся на стадии 60 мин, уменьшаются в размере благодаря диффузионному перераспределению материала и заполнению их объёма атомами матрицы. Максимальный диаметр пор снижается до 4,9 мкм. Светлые карбидные включения показывают резкое увеличение числа до 142 в поле зрения при уменьшении среднего диаметра до 0,72 мкм. Указанная тенденция обратна наблюдаемой на стадии 60 мин и

свидетельствует о массивном выделении новых мелких карбидных частиц в объёме матрицы. Рентгенофазовый анализ подтверждает образование нового карбида $Cr_{17}Fe_6C_6$ (JCPDS 01-082-5712), близкого по стехиометрии к карбидам типа $M_{23}C_6$ или M_7C_3, характерным для высокохромистых сталей при длительной термообработке [11]. Мелкие светлые точки диаметром 0,3–1,0 мкм, равномерно распределённые по объёму зёрен на рис. 3в, представляют собой именно эти вторичные карбидные фазы, появляющиеся при распаде пересыщенного твёрдого раствора углерода и хрома. Корреляция с рентгеноструктурными данными выявляет, на первый взгляд, аномальную ситуацию, при которой расчётный размер кристаллита снижается до 11,0 нм, а микродеформация возрастает до $2{,}20 \times 10^{-3}$ при микронапряжении 440 МПа. Однако указанные значения не отражают реального уменьшения размера зёрен, а обусловлены интенсивным образованием карбидных частиц. Мелкие включения $Cr_{17}Fe_6C_6$, образующиеся в объёме матрицы, формируют дополнительные границы раздела матрица-включение, являющиеся центрами рассеяния рентгеновских лучей и приводящие к уширению дифракционных пиков матрицы. Таким образом, рентгеноструктурный анализ фиксирует не уменьшение зёрен, а увеличение числа межфазных границ внутри них [12].

Указанные уровни тесно взаимосвязаны. С одной стороны, рекристаллизация на наноуровне (рост кристаллитов от 13,0 до 15,0 нм при 60 мин) сопровождается гомогенизацией дендритной субструктуры на микроуровне. С другой стороны, интенсивное осаждение карбидов на стадии 180 мин увеличивает число межфазных границ и, соответственно, снижает эффективный размер области когерентного рассеяния по рентгену до 11,0 нм, несмотря на рост реальных зёрен до 32,5 мкм, зафиксированный методом сканирующей электронной микроскопии. Количественное сопоставление показывает, что размер зёрен согласно результатам сканирующей электронной микроскопии превышает размер рентгеновских блоков примерно в 600–800 раз, что соответствует типичным для металлических материалов соотношениям и свидетельствует о наличии развитой субзеренной структуры. Плотность дислокаций, оцененная по микродеформациям по формуле $\rho \approx \varepsilon^2/b^2$ (где b — модуль вектора Бюргерса, ~0,25 нм для fcc Fe–Cr), составляет $\sim 10^{14}$ м$^{-2}$ в исходном состоянии и снижается до $\sim 5 \times 10^{13}$ м$^{-2}$ после 300-минутного отжига, что согласуется с данными сканирующей электронной микроскопии о снятии внутренних напряжений и исчезновении дендритной субструктуры

[13, 15]. Эволюция пористости, зафиксированная методом сканирующей электронной микроскопии, коррелирует с кинетикой рекристаллизации [14].

Выводы

Полученные результаты комплексного анализа структуры и фазового состава напыленного покрытия Fe–Cr–Ni–Si–Mn–Nb–Ti–Mo–W–C позволяют сформулировать обоснованные рекомендации по выбору режима термообработки и оценить перспективы его применения в качестве защитного слоя на рабочих органах почвообрабатывающих машин, в частности на режущих кромках лемехов плугов, дисках борон и рабочих органах культиваторов, изготовленных из стали типа 65Г.

Анализ микроструктуры исходного напылённого покрытия (рис. 3а; табл. 1) показывает, что в напыленном состоянии материал обладает высокой концентрацией внутренних напряжений (500 МПа) и развитой дендритной субструктурой с пористостью, достигающей 445 пор в поле зрения при среднем диаметре 0,83 мкм. Высокие микронапряжения, локализованные на междендритных границах и границах субзёрен, создают предпосылки для зарождения и распространения усталостных трещин при циклических ударных нагрузках, характерных для работы лемеха в каменистых почвах.

С учётом изложенного, рекомендуется применять изотермический отжиг напылённого покрытия Fe–Cr–Ni–Si–Mn–Nb–Ti–Mo–W–C при температуре 1000 ^{0}C в течение 300 мин в качестве завершающей термической операции при изготовлении защитных покрытий на режущих кромках лемехов, дисках борон и рабочих органах культиваторов.

Список используемых источников:

1. Бадекин М. Ю. Поверхностное упрочнение лемехов плугов методом вакуумной термообработки / М. Ю. Бадекин, В. Г. Борулько, В. И. Балабанов [и др.] // Наука в центральной России. – 2025. – № 3(75). – С. 125–135. – DOI: 10.35887/2305-2538-2025-3-125-135. – EDN: MPWRQE.

2. Tomita T. Solidification Process of Ni–Cr–Fe Overlay Weld Alloy with Dispersed NbC Particles / T. Tomita, Y. Takatani, G. Hashizume, Y. Harada // Materials Transactions, JIM. – 1993. – Vol. 34, № 1. – P. 69–75. – DOI: 10.2320/matertrans1989.34.69.

3. Zhao C. Precipitation stability and micro-property of (Nb, Ti)C carbides in MMC coating / C. Zhao, Y. Zhou, X. Xing, S. Liu, X. Ren, Q. Yang // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 763. – P. 670–678. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.05.318.

4. Colaço F. H. G. Wear Regimes of Fe–Cr–C Hardfacing Alloys in Microscale Abrasion Tests / F. H. G. Colaço, G. Pintaude // Tribology Letters. – 2022. – Vol. 70, № 2. – Art. 47. – DOI: 10.1007/s11249-022-01590-7.

5. Shahsanaei M. Carbide Fragmentation and Dissolution in a High-Carbon High-Chromium Steel Using Hot Rolling Process: Microstructure Evolution, Wear, High-Temperature Oxidation, and Chloride-Induced Corrosion Properties / M. Shahsanaei, S. Pour-Ali, A.-R. Kiani-Rashid, S. Virtanen // CORROSION. – 2018. – Vol. 74, № 9. – P. 958–970. – DOI: 10.5006/2749.

6. Sustaita-Torres I. A. Aging of Cast 35Cr-45Ni Heat Resistant Alloys With Different Carbon Content / I. A. Sustaita-Torres, S. Haro-Rodríguez, R. Colás // Materials Performance and Characterization. – 2016. – Vol. 5, № 5. – P. 675–688. – DOI: 10.1520/MPC20160034.

7. Shi B. Microstructure and Wear Behavior of In-Situ NbC Reinforced Composite Coatings / B. Shi, S. Huang, P. Zhu, C. Xu, T. Zhang // Materials. – 2020. – Vol. 13, № 16. – Art. 3459. – DOI: 10.3390/ma13163459.

8. Fuster V. Characterization of phases in an Fe–Mn–Si–Cr–Ni shape memory alloy processed by different thermomechanical methods / V. Fuster, A. V. Druker, A. Baruj, J. Malarría, R. Bolmaro // Materials Characterization. – 2015. – Vol. 109. – P. 128–137. – DOI: 10.1016/j.matchar.2015.09.026.

9. Xiao Y. Characteristics Study on in-situ NbC Particles Reinforced Ni-based Alloy Composite Coating by Laser Cladding / Y. Xiao, Z. Liu // Journal of Physics: Conference Series. – 2020. – Vol. 1635, № 1. – Art. 012076. – DOI: 10.1088/1742-6596/1635/1/012076.

10. Kishida K. On the inherent strength of $Cr_{23}C_6$ with the complex face-centered cubic $D8_4$ structure / K. Kishida, M. Ito, H. Inui, M. Heilmaier, G. Eggeler // Acta Materialia. – 2024. – Vol. 263. – Art. 119518. – DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119518.

11. Zhao Y. Assessment of the correlation between $M_{23}C_6$ precipitates and pitting corrosion resistance of 0Cr13 martensitic stainless steel / Y. Zhao, W. Liu, T. Zhang, Z. Sun, Y. Wang, Y. Fan, B. Dong // Corrosion Science. – 2021. – Vol. 189. – Art. 109580. – DOI: 10.1016/j.corsci.2021.109580.

12. Karpets M. V. Composition and structure of complex Nb-Cr carbide coatings on carbon steels / M. V. Karpets, V. D. Dobrovol'skii, T. V. Loskutova [et al.] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2004. – Vol. 43, № 11–12. – P. 593–597. – DOI: 10.1007/s11106-005-0026-1.

13. Сагарадзе В. В. Эффект памяти формы в нержавеющих сталях с различным карбидным упрочнением / В. В. Сагарадзе, С. В. Афанасьев, Н. В. Катаева // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119, № 8. – С. 811–816. – DOI: 10.1134/S0015323018080107. – EDN: RZZJZF.

14. Shen Y. Z. Fe-ion irradiation induced changes in precipitates of 11Cr ferritic/martensitic steel / Y. Z. Shen, S. H. Kim, S. H. Yeo // Nuclear Materials and Energy. – 2026. – Vol. 46. – Art. 102043. – DOI: 10.1016/j.nme.2025.102043.

15. Бадекин М. Ю. Физико-математическая модель абразивного износа сормайтовых наплавок после вакуумной термообработки / М. Ю. Бадекин, В. Г. Борулько, В. И.

Балабанов, Н. Н. Ивахненко // Наука в центральной России. – 2025. – № 4(76). – С. 139–148. – DOI: 10.35887/2305-2538-2025-4-139-148. – EDN: RLSJMM.

Цитирование: Ивахненко Н.Н., Борулько В.Г., Бадекин М.Ю., Балабанов В.И., Коноплин Н.А. Оптимизация структуры газотермического напыления на сталь 65Г для защиты рабочих органов плуга [Электрон. ресурс] // АгроЭкоИнфо: Электронный научно-производственный журнал. – 2026. – № 4. – Режим доступа: http://agroecoinfo.ru/STATYI/2026/4/st_402.pdf DOI: https://doi.org/10.51419/202164402.