



Оригинальная статья

УДК 621.791.92

DOI 10.17073/0368-0797-2021-12-877-885



ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ, СФОРМИРОВАННОГО ПЛАЗМОЙ В СРЕДЕ АЗОТА

Н. Н. Малущин, Д. А. Романов

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Методами растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа исследованы структура, фазовый и химический составы теплостойкого сплава, сформированного плазмой в среде азота с последующим высокотемпературным отпуском. Установлено, что в наплавленном сплаве основными фазами являются твердый раствор α -железа и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ и AlN). Высокотемпературная обработка (четырёхкратный высокотемпературный отпуск при температуре нагрева 580 °С и времени выдержки 1 ч) наплавленного покрытия приводит к росту параметра кристаллической решетки (с 2,866 до 2,89 Å) и размеров областей когерентного рассеяния (с 25 до 100 нм), уменьшению внутренних упругих напряжений (с 1000 до 600 МПа). На поверхности наплавки наблюдается явно выраженная ориентированная дендритная структура. После наплавки и высокотемпературного отпуска ориентированная дендритная структура практически не просматривается. Распределение микротвердости по глубине наплавленного слоя в состоянии после наплавки характеризуется значительным разбросом значений при ее высоком среднем значении на поверхности 4,142 ГПа (дисперсия 1,0956) и средней части наплавки 5,153 ГПа (дисперсия 1,5697). Разброс значений микротвердости связан со сложным тепловым воздействием многослойной плазменной наплавки по винтовой линии и перемешиванием материала подложки с наплавляемым покрытием. Высокотемпературный отпуск приводит к выравниванию значений микротвердости и повышению ее среднего значения до 5,7 – 6,5 ГПа. Уточнена природа упрочнения наплавленного теплостойкого металла высокой твердости, дополнительно легированного азотом и алюминием. Основное упрочнение наплавленного металла происходит при высокотемпературном отпуске за счет увеличения количества карбидных и карбонитридных фаз и образования мелкодисперсного нитрида алюминия.

Ключевые слова: плазменная наплавка, теплостойкий наплавленный металл высокой твердости, структура, фазовый состав, свойства, твердость, микротвердость

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

Для цитирования: Малущин Н.Н., Романов Д.А. Физическая природа упрочнения теплостойкого металла высокой твердости, сформированного плазмой в среде азота // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 12. С. 877–885.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-12-877-885>

Original article

PHYSICAL NATURE OF HARDENING OF HEAT-RESISTANT METAL OF HIGH HARDNESS FORMED BY PLASMA IN NITROGEN MEDIUM

N. N. Malushin, D. A. Romanov

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

Abstract. The structure, phase and chemical composition of a heat-resistant alloy formed by plasma in a nitrogen medium with subsequent high-temperature tempering have been studied by scanning electron microscopy and microrentgenospectral analysis. It was found that in the deposited alloy, the main phases are a solid solution of α -iron and carbonitrides based on iron, tungsten, chromium, molybdenum, and aluminum ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ and AlN). High-temperature treatment (four-fold high-temperature tempering at a temperature of 580 °C for 1 h) of the deposited coating leads to an increase in the crystal lattice parameters (from 2.866 to 2.89 Å) and in the sizes of coherent scattering regions (from 25 to 100 nm), and to a decrease in internal elastic stresses (from 1000 to 600 MPa). A pronounced oriented dendritic structure is observed on the deposited surface. After surfacing and

high-temperature tempering, the oriented dendritic structure is practically not visible. The distribution of microhardness over the depth of the deposited layer in the state after surfacing is characterized by a significant spread at its high average value on the surface of 4.142 GPa (dispersion 1.0956) and the middle part of the surfacing – 5.153 GPa (dispersion 1.5697). The spread of microhardness values is associated with the complex thermal effect of multilayer plasma surfacing along a helical line and mixing of the substrate material with the surfacing coating. High-temperature tempering leads to an equalization of the microhardness values and an increase in its average value to 5.7 – 6.5 GPa. The nature of hardening of the deposited heat-resistant metal of high hardness, additionally alloyed with nitrogen and aluminum, was clarified. The main hardening of the deposited metal occurs at high temperature tempering due to an increase in the carbide and carbonitride phases and the formation of fine aluminum nitride.

Keywords: plasma surfacing, heat-resistant deposited metal of high hardness, structure, phase composition, properties, hardness, microhardness

Funding: The work was supported by the Grant from the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists – MD-486.2020.8 doctors of Sciences and MK-5585.2021.4 Candidates of Sciences, and by RFBR in framework of scientific project No. 20-08-00044.

For citation: Malushin N.N., Romanov D.A. Physical nature of hardening of heat-resistant metal of high hardness formed by plasma in nitrogen medium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 12, pp. 877–885. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-12-877-885>

ВВЕДЕНИЕ

Одной из приоритетных задач при производстве металлпроката является повышение качества основного инструмента прокатных станов – их рабочих валков [1]. Материал рабочих валков холодной прокатки и технология их изготовления должны обеспечить высокую (95 – 102 HSh (64 – 66 HRC)) твердость активного слоя, достаточную его глубину, хорошее качество поверхности после обработки [2].

Комплекс высоких требований, предъявляемых к валкам холодной прокатки, относится преимущественно к активному слою валков, а свойства сердцевины валка не оказывают решающего влияния на его эксплуатационные характеристики [3]. Оптимальным по конструкции является наплавленный валок, у которого только активный слой выполнен из теплостойких быстрорежущих сталей, а сердцевина – из высокопрочной конструкционной стали [4]. Изучены различные способы упрочнения валков: применение электрошлакового переплава [5], высокотемпературная термомеханическая поверхностная обработка [6], изготовление валков из металлокерамических твердых сплавов [7], применение составных (бандажированных) валков [8] и др. Выполненный анализ показывает, что одним из эффективных и высокопроизводительных способов изготовления валков может стать плазменная наплавка в защитно-легирующей среде азота [9, 10].

Наиболее полно требованиям, предъявляемым к наплавленному металлу для упрочнения деталей, которые работают в условиях абразивного износа, соответствуют теплостойкие стали высокой твердости (например, P18, P6M5, P9, P2M8, 3X2B8 и др.). Однако эти стали обладают (наряду с высокими служебными свойствами) неудовлетворительной свариваемостью из-за повышенной чувствительности к образованию холодных трещин [11, 12]. Обычно для предотвращения образования таких трещин традиционная технология наплавки предусматривает обязательное применение высокотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{\text{под}} = 400 \div 700 \text{ }^\circ\text{C}$) и замедленного охла-

ждения изделия [13]. При этом происходит образование пластичных продуктов распада аустенита, которые обладают низкой твердостью и износостойкостью, что, в свою очередь, вызывает необходимость проведения сложной термической обработки (отжига, закалки и отпуска). В процессе термической обработки биметаллического изделия не всегда удастся полностью использовать свойства высоколегированного металла и обеспечить максимальные твердость и износостойкость, необходимые для активного слоя рабочих валков холодной прокатки.

В настоящее время в литературе недостаточно данных, полученных современными методами исследований, о структуре, фазовом и химическом составе, напряжениях в теплостойком металле высокой твердости, сформированном плазменной наплавкой в защитно-легирующей среде азота и термообработкой в виде высокотемпературного отпуска. Недостаточно ясна физическая сущность наблюдаемых повышенных твердости и износостойкости наплавленного теплостойкого металла.

Целью настоящей работы является исследование структуры, фазового и химического составов, напряжений в теплостойком металле высокой твердости, сформированном плазмой в среде азота и высокотемпературным отпуском, а также уточнение физической природы повышенных твердости и износостойкости наплавленного материала.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА

В работе исследовали наплавленные теплостойкие стали высокой твердости на примере сплава P18, дополнительно легированного алюминием и азотом. Химический состав исследуемого сплава, % (по массе): 0,86 C; 4,84 Cr; 17,0 W; 5,40 Mo; 0,50 V; 0,65 Al; 0,06 N; 70,69 Fe. В качестве подложки использовали сталь 30XГСА следующего химического состава, % (по массе): 0,3 C; 0,9 Cr; 0,8 Mn; 0,9 Si; 97,1 Fe.

Наплавка заготовки осуществлялась на установке для плазменной наплавки тел вращения [14]. Валки на-

плавляли плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18Ю. В качестве плазмообразующего газа использовался аргон, защитного – азот. Заготовку с припусками под наплавку 5 – 10 мм на сторону устанавливали в центре наплавочной установки, проводили предварительный подогрев до температуры 230 °С, далее охлаждали шейки валка (расход холодной воды до 2 л/мин). После завершения подготовительных операций проводили пяти- или шестислойную наплавку. Режим наплавки: сила тока $I_{св}$ 150 – 160 А; напряжение U_d 50 – 55 В; скорость наплавки v_n 18 м/ч; скорость подачи порошковой проволоки $v_{п.пр}$ 60 м/ч; смещение с зенита 10 – 12 мм; длина дуги l_d 20 мм; расход $Q_{защ}$ защитного газа (азота) 20 – 22 л/мин; расход $Q_{плазм}$ плазмообразующего газа (аргона) 6 – 8 л/мин; диаметр проволоки 3,7 мм. После окончания наплавки заготовку охлаждали на воздухе. Плазменную наплавку осуществляли по термическому циклу с низкотемпературным подогревом [14].

Из верхних слоев наплавленного металла вырезали образцы на станке электроискровой резки. Половину образцов от партии подвергали термической обработке, режимы которой в случае наплавленных образцов выбирали по рекомендациям для кованных сталей, близких по составу стали Р18 (температура нагрева 580 °С, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4) [15]. Проводились исследования образцов в двух состояниях: 1 – после наплавки; 2 – после наплавки и высокотемпературного отпуска. Для исследований образцы разрезали на электроискровом станке в керосине на несколько частей, затем механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, а после этого электролитическим способом стравливали деформированный слой и выравнивали поверхность. Электрополировка осуществлялась при напряжении на электродах 10 – 70 В. Использовали электролит следующего состава: 80 мл H_3PO_4 + 6 г Cr_2O_3 + 14 мл H_2O . Травление поверхности образцов проходило в 2 %-ном растворе азотной кислоты.

Анализ поверхности образцов проводили на растровом электронном микроскопе Tescan VEGA 3 LMN, оснащенный приставкой X-Act ADD (Oxford Instruments Standard AZtec Energy). Состав определяли локально в отдельных частицах и в режиме картирования. Исследования также осуществлялись методом микрорентгеноспектрального анализа на приборе Leo EVO 50XVP (Карл Цейс, Германия).

Исследования структурно-фазового состояния наплавленного металла проходили по схеме: 1 и 2 – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны основного металла и со стороны наплавки; 3 – центральная часть наплавки; 4 – поверхность наплавки. Структурно-фазовое состояние исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-3. Съемку дифрактограмм исследуемых наплавленных образцов проводили при непрерывном

2 θ -сканировании с фокусировкой по Брэггу-Брентано в излучении медного анода (длина волны излучения $Cu K_\alpha = 1,54051 \text{ \AA}$). Кристаллические фазы идентифицировали с использованием базы данных JCPDS PDF-2 структурного банка данных ICDD. Определяли фазовый состав, параметры кристаллической решетки, микродеформацию кристаллической решетки, размер областей когерентного рассеяния.

Исследования микротвердости проводили по методу Виккерса на приборе ПМТ-3. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка на которую составляла 1 Н. Образцы разрезали на электроискровом станке на параллельные пластинки толщиной 0,25 – 0,30 мм (измерения проводили микрометром с точностью $\pm 0,01$ мкм). Образцы вырезались из всех зон в направлении, параллельном поверхности. Также проводили измерения твердости по методу Роквелла.

Дальнейшая подготовка поверхности образцов проходила в несколько этапов. Сначала пластинки химически очищали от следов резки при комнатной температуре в растворе перекиси водорода с добавлением нескольких капель плавиковой кислоты. Затем пластинки подвергали электролитическому полированию в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте до образования зеркальной поверхности (также при комнатной температуре). В ходе исследований поперечных шлифов проводили по пять замеров микротвердости в направлении от поверхности наплавки в глубь к основному металлу. Расстояние между точками замеров составляло 200 мкм. По результатам измерений были построены зависимости микротвердости по глубине слоев.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На первом этапе работы было определено распределение микротвердости наплавленного металла высокой твердости в направлении от поверхности наплавки в глубь к основному металлу. Показано распределение микротвердости HV по глубине слоев наплавленного металла в состоянии после наплавки (рис. 1, а) и после наплавки и высокотемпературного отпуска (рис. 1, б).

Распределение микротвердости по глубине наплавленного слоя в состоянии после наплавки характеризуется значительным разбросом значений при высоком среднем значении на поверхности 4,142 ГПа (дисперсия 1,0956) и средней части наплавки 5,153 ГПа (дисперсия 1,5697). Разброс значений микротвердости связан со сложным тепловым воздействием многослойной плазменной наплавки по винтовой линии и перемешиванием основного металла с наплавляемым.

Высокотемпературный отпуск привел к выравниванию микротвердости и повышению ее среднего значения до 5,689 ГПа на поверхности (дисперсия 1,626) и в центре наплавки до 6,468 ГПа (дисперсия 1,854).

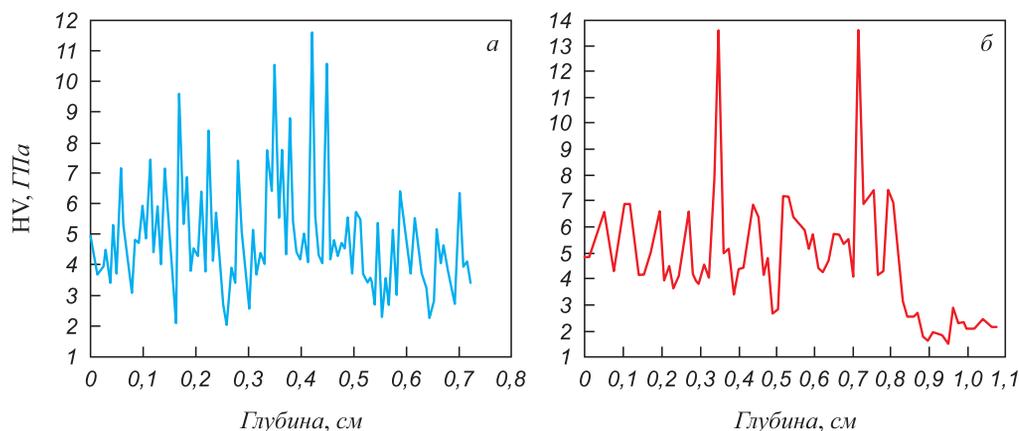


Рис. 1. Изменение микротвердости образцов после наплавки (а) и после наплавки и высокотемпературного отпуска (б) по глубине слоя наплавки

Fig. 1. Changes in microhardness of the samples after surfacing (a) and after surfacing and high-temperature tempering (b) by the depth of the surfacing layer

Термический цикл наплавки позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с твердостью по Роквеллу 54 – 58 HRC, высокотемпературный отпуск повышает твердость наплавленного металла до 62 – 64 HRC. Большой разброс значений свидетельствует о неравновесном структурно-фазовом состоянии наплавленного металла и о его сложном составе.

На рис. 2, а приведены участки рентгенограмм образцов после наплавки. Видно, что рентгенограммы имеют достаточно сложный характер: это свидетельствует о неравновесном состоянии материала. Материал во всех четырех состояниях имеет один и тот же фазовый состав: твердый раствор α -железа и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия. Соотношение фаз в наплавленном материале различно, что объясняется уменьшением доли присутствия основного металла в наплавленном. Нанесение 3 – 5 слоев при многослойной плазменной наплавке достаточно для обеспечения заданного химического состава металла в поверхностном рабочем слое.

В случае наплавленных образцов с последующим высокотемпературным отпуском (рис. 2, б) существенно уменьшилось количество линий на рентгенограмме, они стали более сглаженными, без резких скачков и пиков. Это свидетельствует о том, что уменьшилось количество метастабильных неравновесных фаз. Основными фазами являются твердый раствор α -железа и сложный карбонитрид на основе соединений состава Me_6NC , в который входят хром, алюминий, вольфрам, молибден $(Fe, Cr, Al, W, Mo)_6C$. Это соединение имеет кубическую структуру $Fd-3m$, параметр кристаллической решетки составляет 10,96 Å.

Все наплавленные образцы имеют в своем составе твердый раствор α -железа и соединения на основе железа, вольфрама и молибдена, по всей видимости, переменного состава Fe_4W_2N , $FeWN_2$, Fe_4W_2C . Все эти соединения имеют кубическую структуру $Fd-3m$, па-

раметр кристаллической решетки составляет примерно 11 Å. Соединения на основе углерода и азота, как правило, изоморфны, различить их достаточно трудно. Скорее всего оба эти соединения присутствуют, судя по химическому составу исходных сталей. Как правило, это метастабильные фазы. Оба эти элемента образуют твердые растворы внедрения. Присутствуют также твердые растворы на основе алюминия и фаза AlN.

Ошибка измерений параметра кристаллической решетки основной фазы $\pm 0,001$ Å. Табличное значение параметра кристаллической решетки составляет 2,866 Å. Для основной фазы в поверхностном слое наплавленного образца параметр кристаллической решетки находится в пределах ошибки эксперимента, значения одинаковы для наплавки без отпуска и для наплавки с высокотемпературным отпуском (то есть на поверхности наплавки сохраняется дополнительное количество легирующих элементов, которые увеличивают параметр решетки α -железа почти до 2,89 Å). Для остальных состояний в исходном наплавленном материале (в центральной части образца и зоне сплавления основного металла с наплавленным) параметр кристаллической решетки примерно один и тот же и близок табличному значению для α -железа. При наплавке с последующим отпуском завышенное значение параметра кристаллической решетки наблюдается у образцов во всех четырех состояниях. Это свидетельствует о перераспределении легирующих элементов по объему материала и насыщению его элементами внедрения (такими, как углерод и азот) в процессе высокотемпературного отпуска.

Значение областей когерентного рассеяния изменяется в пределах 25 – 100 нм, а $\frac{\Delta d}{d}$ – в пределах 3 – 5. Это соответствует внутренним упругим напряжениям $\tau = \frac{\Delta d}{d} E$ (где E – модуль Юнга), в среднем равным

600 – 1000 МПа. В наплавленном материале внутренние упругие напряжения достаточно высокие, что связано с особенностями термического цикла многослойной плазменной наплавки. В образцах с последующим высокотемпературным отпуском напряжения меньше примерно в два раза (600 МПа): они снимаются при высокотемпературной обработке. Расстояние между дефектами также невелико и составляет 25 – 50 нм в исходном материале и около 100 нм после термообработки. Высокотемпературный отпуск приводит к существенному уменьшению дефектов в материале и ведет к значительному (в 1,5 – 2,0 раза) снижению внутренних упругих напряжений.

Установлено, что в наплавленном материале основными фазами являются твердый раствор α -железа и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия. Высокотемпературная об-

работка (отпуск) наплавленного материала приводит к изменению фазового состава, к изменению параметра кристаллической решетки, размеров областей когерентного рассеяния, внутренних упругих напряжений. Проведенные исследования позволяют объяснить наблюдаемые ранее в работе [16] повышенные твердость и микротвердость наплавленного в среде азота теплоустойкого металла дополнительным упрочнением за счет образования карбонитридов на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена и алюминия ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ и AlN) [17, 18].

На рис. 3 показаны изображения травленых шлифов, приготовленных после плазменной наплавки без термообработки. На поверхности наплавки (рис. 3, а) наблюдается явно выраженная ориентированная дендритная структура. Основная часть поверхности материала представляет собой перлитные зерна. В стыках

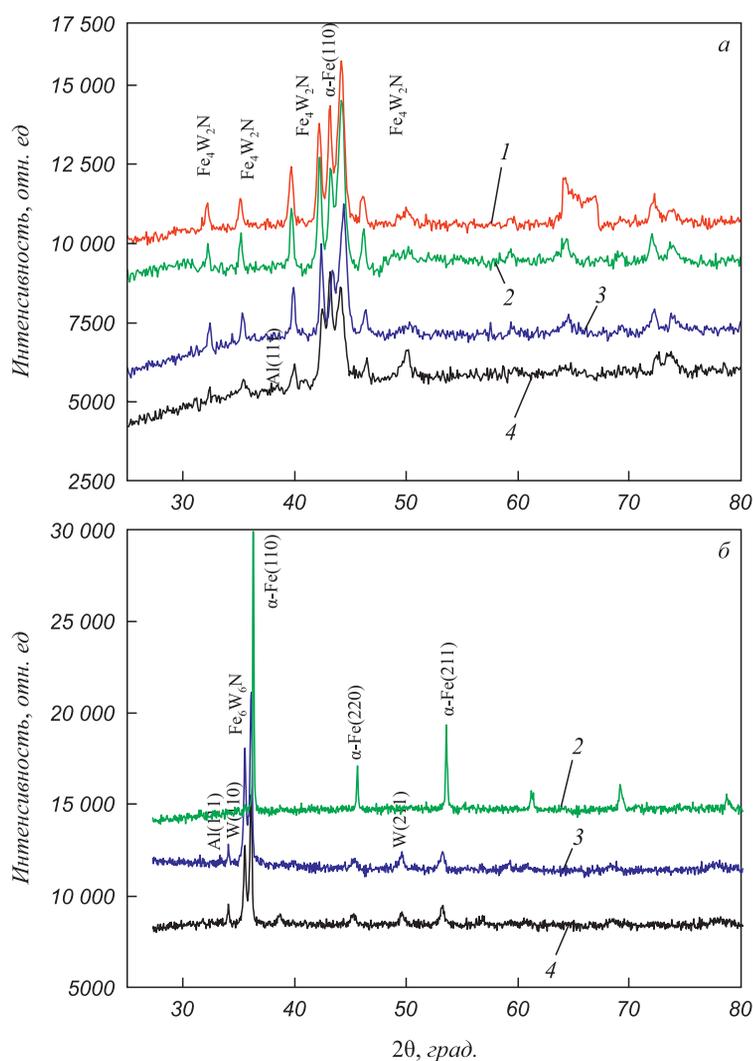


Рис. 2. Участки дифрактограмм образцов с наплавленным теплоустойким металлом:

а – после наплавки; б – после наплавки и высокотемпературного отпуска;

1 – стык со стороны металла с зазором; 2 – стык со стороны металла; 3 – центральная часть наплавки; 4 – поверхность

Fig. 2. Sections of diffractograms of the samples with deposited heat-resistant metal:

а – after surfacing; б – after surfacing and high temperature tempering;

1 – joint from the metal side with a gap; 2 – joint from the metal side; 3 – central part of the surfacing; 4 – surface

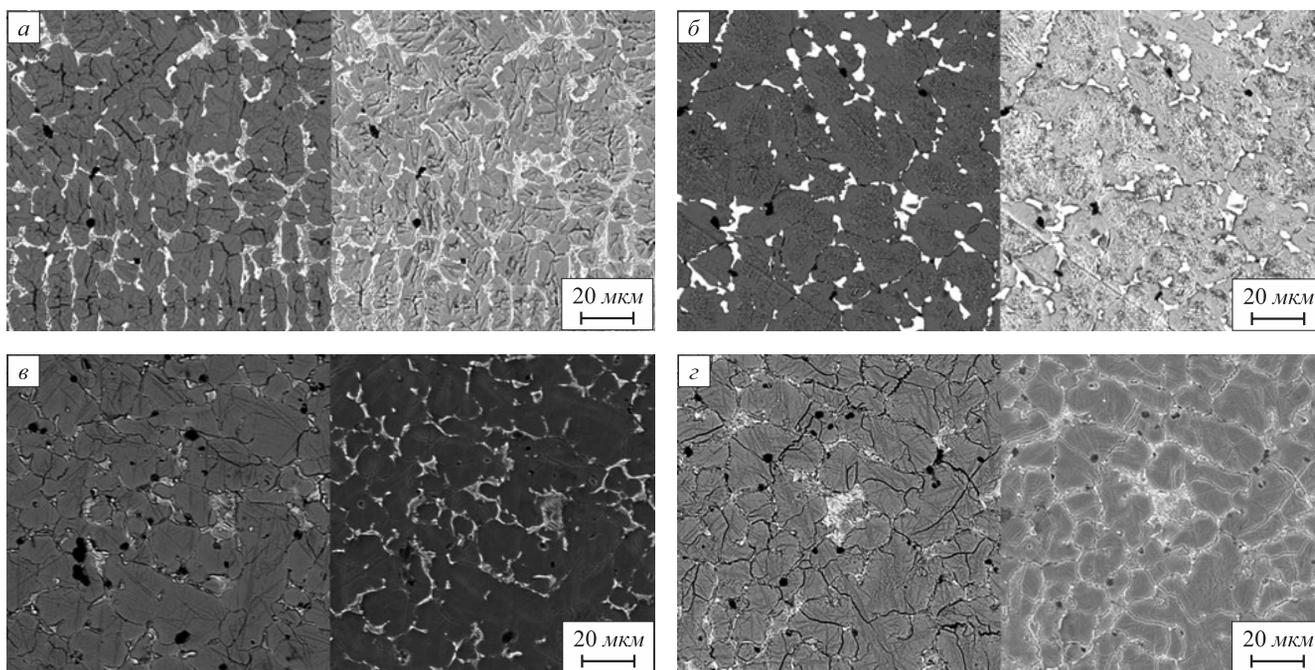


Рис. 3. Структура поверхности теплостойкого наплавленного металла после наплавки (а, б) и высокотемпературного отпуска (в, з): а, в – поверхность; б, з – центральная часть наплавки

Fig. 3. Structure of the surface of the heat-resistant deposited metal after surfacing (a, б) and high-temperature tempering (в, з): а, в – surface; б, з – central part of the surfacing

и по границам зерен располагаются карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена и алюминия ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ и AlN) переменного состава $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{N}$, FeWN_2 и $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$. Присутствуют также твердые растворы на основе алюминия и фаза AlN . Центральная часть наплавленного металла (рис. 3, б) по своей структуре существенно не отличается от поверхности, но ориентированность дендритной структуры менее выражена.

После наплавки и высокотемпературного отпуска ориентированная дендритная структура практически не просматривается (рис. 3, в, з). Видны более четкие границы перлитных зерен. В стыках и по границам зерен располагаются карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена и алюминия ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ и AlN). Центральная часть наплавки, зона сплавления со стороны наплавки и зона сплавления со стороны металла существенно не отличаются по морфологии от поверхности. Количество зерен сложного цемента в стыках зерен и по их границам существенно меньше.

В образцах после наплавки и высокотемпературного отпуска наблюдается равномерное распределение практически всех легирующих элементов (углерода, азота, алюминия, кремния, ванадия, хрома, молибдена, вольфрама) (рис. 4). Это подтверждает предположение о наличии сложного состава цемента типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al}, \text{W})_3\text{NC}$, что характерно для всех образцов. Количество легирующих элементов (Cr, Mo, W, V, Al, N) колеблется около значения для исходной стали P18Ю для всех образцов.

Результаты испытаний партии наплавленных валков подтверждают, что выполняются все основные требования к поверхности рабочих валков холодной прокатки.

Говоря о природе упрочнения теплостойких сталей высокой твердости (быстрорежущих сталей), легированных азотом, необходимо отметить, что такие стали еще не получили широкого применения и отсутствуют достаточно полные результаты промышленных испытаний [15]. Содержание азота в быстрорежущих сталях может быть повышено от 0,02 – 0,03 % при выплавке в открытой печи на обычной шихте до 0,08 % в случае плавки с использованием азотистого феррохрома. Роль азота зависит от того, присутствует ли он преимущественно в малорастворимых нитридах или же главным образом в карбонитридных фазах, частично растворяющихся при высоком нагреве. В случае плазменной наплавки в среде азота порошковой проволокой, содержащей алюминий, одновременно с легированием азотом (до 0,06 % N) в наплавленном металле увеличивается содержание алюминия (до 0,65 % Al). Образующиеся дисперсные нитриды алюминия (и возможно нитриды вольфрама, молибдена и хрома) не растворяются даже при высоком нагреве при плазменной наплавке и дополнительно задерживают рост зерна. При отпуске азот выделяется из мартенсита, переходя как в цементитный карбид, так и в карбиды легирующих элементов, возможно, и в виде дисперсных нитридов. Вторичная твердость и теплостойкость немного возрастают, улучшается износостойкость из-за увеличения количества выделяющихся фаз – упрочнителей. При несколь-

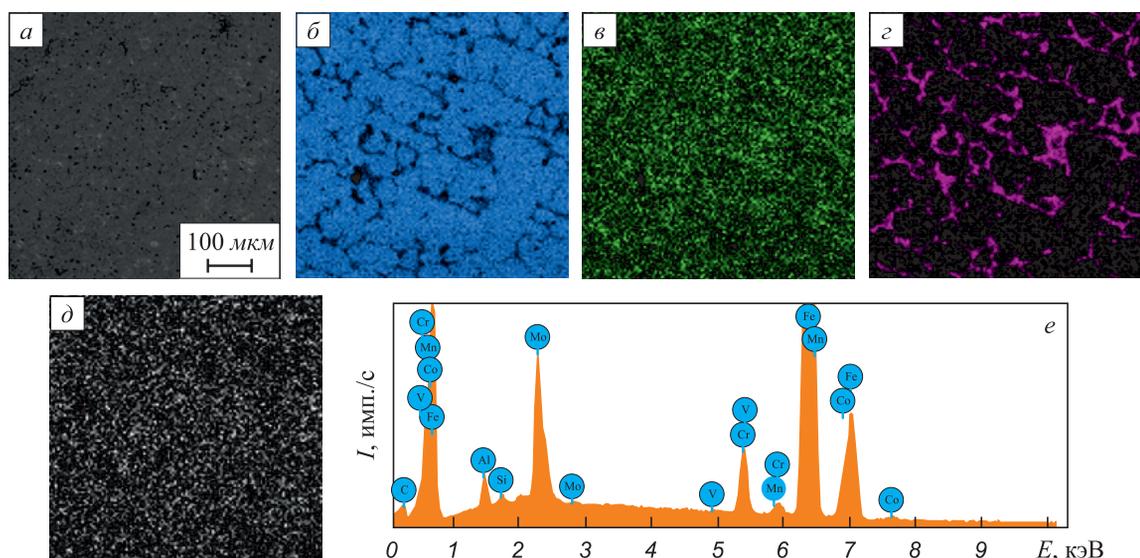


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного покрытия ($a-d$) и суммарный энергетический спектр (e): a – анализируемая область; $b-d$ – изображения анализируемой области, полученные в характеристических рентгеновских излучениях атомов железа, хрома, молибдена и вольфрама соответственно

Fig. 4. Electron microscopic image of the deposited coating structure ($a-d$) and total energy spectrum (e): a – analyzed area; $b-d$ – images of the analyzed area obtained in characteristic X-rays of iron, chromium, molybdenum and tungsten atoms, respectively

ко различном механизме влияние азота и углерода на превращения в сталях их воздействие на свойства близко. Углерод и азот, увеличивая количество карбидных и карбонитридных фаз и устойчивость против обратного разупрочнения, повышают преимущественно износостойкость [15, 19, 20].

Проведение высокотемпературного отпуска после многослойной плазменной наплавки по винтовой линии улучшает свойства наплавленного металла (повышается микротвердость, выравнивается ее разброс, ориентированная дендритная структура практически не просматривается, наблюдается равномерное распределение легирующих элементов, уменьшаются внутренние упругие напряжения). Природа упрочнения наплавленного металла высокой твердости достаточно хорошо согласуется с механизмом упрочнения быстрорежущих сталей азотом, изложенной в классической работе Ю.А. Геллера [15].

Выводы

Проведены исследования структурно-фазового состояния наплавленного теплостойкого металла, допол-

нительно легированного алюминием и азотом, в состоянии после многослойной плазменной наплавки и наплавки с высокотемпературным отпуском. Установлено, что в наплавленном материале основными фазами являются твердый раствор α -железа и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия (Fe_6W_6NC и AlN). Проведение высокотемпературного отпуска после многослойной плазменной наплавки по винтовой линии улучшает свойства наплавленного металла (повышается микротвердость, выравнивается ее разброс, ориентированная дендритная структура практически не просматривается, наблюдается равномерное распределение легирующих элементов, уменьшаются внутренние упругие напряжения). Уточнена природа упрочнения наплавленного теплостойкого металла высокой твердости, дополнительно легированного азотом и алюминием. Основной эффект упрочнения связан с превращениями при высокотемпературном отпуске. Дополнительное легирование увеличивает количество карбидных и карбонитридных фаз, приводит к образованию мелкодисперсного нитрида алюминия, что, в свою очередь, приводит к увеличению твердости и износостойкости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Mazur I.P. Improvement of consumer properties and stability of the technological process of hot rod stock production // *Materials Science Forum*. 2008. Vol. 575–578. P. 379–384. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.575-578.379>
2. Gonçalves J.L., De Mello J.D.B., Costa H.L. Wear in cold rolling milling rolls: A methodological approach // *Wear*. 2019. Vol. 426–427. Part B. P. 1523–1535. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.12.005>

3. Gonçalves J.L., De Mello J.D.B., Costa H.L. Tribological behaviour of alternative surface modifications for cold rolling mill rolls // *Wear*. 2021. Vol. 470–471. Article 203614. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203614>
4. De Mello J.D.B., Gonçalves J.L., Costa H.L. Influence of surface texturing and hard chromium coating on the wear of steels used in cold rolling mill rolls // *Wear*. 2013. Vol. 302. No. 1–2. P. 1295–1309. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.02.006>
5. Hou Z.-W., Dong Y.-W., Jiang Z.-H., Yao K.-A., Li Y.-S., Cao Y.-L. Transient simulations and experiments on compound roll produced by electrosag remelting cladding // *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2021. Vol. 52. No. 2. P. 598–610. <https://doi.org/10.1007/s11663-020-02019-z>
6. Kim M.-S., Park K.-S., Kim D.-I., Suh J.-Y., Shim J.-H., Hong K.T., Choi S.-H. Heterogeneities in the microstructure and mechanical properties of high-Cr martensitic stainless steel produced by repetitive hot roll bonding // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 801. Article 140416. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140416>
7. Barkov L.A., Samodurova M.N., Galkina D.P. Rolling of refractory metals on four-roll passes rolling mills // *International Conference on Industrial Engineering*. 2019. P. 1929–1935. https://doi.org/10.1007/978-3-319-95630-5_207
8. Colombini R., Molinaroli L., Simonetti R., Colombo L.P.M., Manzolini G. Numerical analysis of different designs of roll-bond absorber on PV/T module and performance assessment // *Applied Thermal Engineering*. 2021. Vol. 192. Article 116873. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2021.116873>
9. Aushev A.F., Bedrin A.G., Mironov I.S., Porozhnetov P.N. Device for plasma marking of metal items // *Journal of Optical Technology*. 2003. Vol. 70. No. 4. P. 257–260. <https://doi.org/10.1364/JOT.70.000257>
10. Kartsev S.V. Mathematical model of optimization of controlled parameters of the plasma surfacing technological process of wear-resistant coatings // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2020. Vol. 49. P. 823–828. <https://doi.org/10.3103/S1052618820090095>
11. Konstantinov D., Pustovoytov D., Pesin A. Influence of microstructure on inhomogeneity of stress and strain in the deformation zone during asymmetric cold rolling of ferritic-pearlitic steels // *Procedia Manufacturing*. 2020. Vol. 50. P. 514–519. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.093>
12. Konstantinov D., Pesin A., Pustovoytov D. Multiscale simulation of the stress-strain state of low carbon steel strip processed by asymmetric rolling // *Solid State Phenomena*. 2020. Vol. 304. P. 107–112. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.304.107>
13. Neulybin S.D., Schitsyn Y.D., Belinin D.S., Permyakov G.L. Prospects of using plasma surfacing to producing of layered materials // *International Journal of Emerging Trends in Engineering Research*. 2020. Vol. 8. No. 7. P. 3562–3568. <https://doi.org/10.30534/ijeter/2020/111872020>
14. Малушин Н.Н., Валуев Д.В. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости. Томск: изд. Томского политехнического университета, 2013. 358 с.
15. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975. 584 с.
16. Малушин Н.Н., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Никоненко Е.Л., Осетковский И.В. Влияние высокотемпературного отпуска на свойства хромовольфрамового металла высокой твердости, наплавленного плазменной наплавкой в защитно-легирующей среде азота // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2017. Т. 15. № 12. С. 541–546.
17. Малушин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Башченко Л.П. Структурно-фазовое состояние теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного плазменной на-
3. Gonçalves J.L., De Mello J.D.B., Costa H.L. Tribological behaviour of alternative surface modifications for cold rolling mill rolls. *Wear*. 2021, vol. 470–471, article 203614. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203614>
4. De Mello J.D.B., Gonçalves J.L., Costa H.L. Influence of surface texturing and hard chromium coating on the wear of steels used in cold rolling mill rolls. *Wear*. 2013, vol. 302, no. 1–2, pp. 1295–1309. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.02.006>
5. Hou Z.-W., Dong Y.-W., Jiang Z.-H., Yao K.-A., Li Y.-S., Cao Y.-L. Transient simulations and experiments on compound roll produced by electrosag remelting cladding. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2021, vol. 52, no. 2, pp. 598–610. <https://doi.org/10.1007/s11663-020-02019-z>
6. Kim M.-S., Park K.-S., Kim D.-I., Suh J.-Y., Shim J.-H., Hong K.T., Choi S.-H. Heterogeneities in the microstructure and mechanical properties of high-Cr martensitic stainless steel produced by repetitive hot roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 801, article 140416. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140416>
7. Barkov L.A., Samodurova M.N., Galkina D.P. Rolling of refractory metals on four-roll passes rolling mills. *International Conference on Industrial Engineering*. 2019, pp. 1929–1935. https://doi.org/10.1007/978-3-319-95630-5_207
8. Colombini R., Molinaroli L., Simonetti R., Colombo L.P.M., Manzolini G. Numerical analysis of different designs of roll-bond absorber on PV/T module and performance assessment. *Applied Thermal Engineering*. 2021, vol. 192, article 116873. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2021.116873>
9. Aushev A.F., Bedrin A.G., Mironov I.S., Porozhnetov P.N. Device for plasma marking of metal items. *Journal of Optical Technology*. 2003, vol. 70, no. 4, pp. 257–260. <https://doi.org/10.1364/JOT.70.000257>
10. Kartsev S.V. Mathematical model of optimization of controlled parameters of the plasma surfacing technological process of wear-resistant coatings. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2020, vol. 49, pp. 823–828. <https://doi.org/10.3103/S1052618820090095>
11. Konstantinov D., Pustovoytov D., Pesin A. Influence of microstructure on inhomogeneity of stress and strain in the deformation zone during asymmetric cold rolling of ferritic-pearlitic steels. *Procedia Manufacturing*. 2020, vol. 50, pp. 514–519. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.093>
12. Konstantinov D., Pesin A., Pustovoytov D. Multiscale simulation of the stress-strain state of low carbon steel strip processed by asymmetric rolling. *Solid State Phenomena*. 2020, vol. 304, pp. 107–112. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.304.107>
13. Neulybin S.D., Schitsyn Y.D., Belinin D.S., Permyakov G.L. Prospects of using plasma surfacing to producing of layered materials. *International Journal of Emerging Trends in Engineering Research*. 2020, vol. 8, no. 7, pp. 3562–3568. <https://doi.org/10.30534/ijeter/2020/111872020>
14. Malushin N.N., Valuev D.V. *Ensuring the Quality of Metallurgical Equipment Parts at all Stages of their Life Cycle by Applying Plasma Surfacing with Heat-Resistant Steels of High Hardness*. Tomsk: Tomsk Polytechnic University, 2013, 358 p. (In Russ.).
15. Geller Yu.A. *Tool Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1975, 584 p. (In Russ.).
16. Malushin N.N., Kovalev A.P., Osetkovskii V.L., Nikonenko E.L., Osetkovskii I.V. Influence of high-temperature tempering on the properties of chromium-tungsten metal of high hardness deposited by plasma surfacing in a protective alloying nitrogen medium. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2017, vol. 15, no. 12, pp. 541–546. (In Russ.).
17. Malushin N.N., Romanov D.A., Kovalev A.P., Osetkovskii V.L., Bashchenko L.P. Structural-phase state of heat-resistant alloy of high hardness is formed by plasma welding in the environment of

- плавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском // Известия вузов. Физика. 2019. Т. 62. № 10. С. 106–111.
<https://doi.org/10.17223/00213411/62/10/106>
18. Малущин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Будовских Е.А., Чен Х. Структура быстрорежущего сплава после плазменной наплавки в среде азота и термообработки // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 9. С. 707–715.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-707-715>
 19. Батаев В.А., Батаев А.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение. Новосибирск: Изд-во Новосибирского государственного технического университета, 2002. 383 с.
 20. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. Томск: НТЛ, 2006. 240 с.
18. Malushin N.N., Romanov D.A., Kovalev A.P., Budovskikh E.A., Chen X. Structure of high-speed alloy after plasma surfacing in nitrogen and heat treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 9, pp. 707–715. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-707-715>
 19. Bataev V.A., Bataev A.A. *Composite Materials: Structure, Production, Application*. Novosibirsk: Novosibirsk State Technical University, 2002, 383 p. (In Russ.).
 20. Kul'kov S.N., Gnyusov S.F. *Carbide Steels Based on Titanium and Tungsten Carbides*. Tomsk: NTL, 2006, 240 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Николай Николаевич Малущин, к.т.н, доцент, ведущий инженер кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-0762-1793
E-mail: nmalushin@mail.ru

Денис Анатольевич Романов, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-6880-2849
E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

Nikolai N. Malushin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Leading Engineer of the Chair of Science named after V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-0762-1793
E-mail: nmalushin@mail.ru

Denis A. Romanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-6880-2849
E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

Поступила в редакцию 29.04.2021
После доработки 02.09.2021
Принята к публикации 20.10.2021

Received 29.04.2021
Revised 02.09.2021
Accepted 20.10.2021