

УДК 621.791.92

СТРУКТУРА БЫСТРОРЕЖУЩЕГО СПЛАВА ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ В СРЕДЕ АЗОТА И ТЕРМООБРАБОТКИ*

Малушин Н.Н.¹, к.т.н, доцент, старший научный сотрудник (nmalushin@mail.ru)
Романов Д.А.¹, д.т.н, доцент, главный научный сотрудник (romanov_da@physics.sibsiu.ru)
Ковалев А.П.², начальник углеобогадательной фабрики (da_rom@live.ru)
Будовских Е.А.¹, д.т.н, доцент, профессор кафедры естественнонаучных дисциплин
 им. проф. В.М. Финкеля (budovskikh@mail.ru)
Chen Xi-zhang³, PhD, Professor (chenxizhang@wzu.edu.cn)

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
 (654007, Россия, Кемеровская область – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)
² АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
 (654043, Россия, Кемеровская область – Кузбасс, Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)
³ College of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University Institute
 of Laser and Optoelectronic Intelligent Manufacturing
 (Wenzhou, 325024, China)

Аннотация. Исследовано влияние плазменной наплавки и последующего высокотемпературного отпуска на морфологию поверхности и элементный состав наплавленных покрытий из хромовольфрамовой стали высокой твердости типа стали P18, дополнительно легированной алюминием и азотом (0,86 % С; 4,84 % Cr; 17,0 % W; 5,40 % Mo; 0,50 % V; 0,65 % Al; 0,06 % N). В качестве основного металла использовали сталь 30ХГСА с высокими механическими свойствами. Особенностью проведенной наплавки явилось применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева, а также термического цикла наплавки. Цикл наплавки состоял из трех основных стадий: первая стадия наплавки обеспечивала ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращала рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур; вторая стадия – нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии; третья стадия – получение наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин. Методом растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа исследованы морфология поверхности и элементный состав покрытий в двух состояниях: непосредственно после наплавки; в состоянии после наплавки и высокотемпературного отпуска. Установлено, что в первом случае основная часть поверхности материала представляет собой перлитные зерна. В стыках и по границам зерен располагается цементит сложного состава и соединения на основе железа, вольфрама и молибдена 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, возможно, фаза AlN . Высокотемпературный отпуск приводит к увеличению твердости, изменению формы и размера зерен, количественному изменению элементного состава и равномерному распределению легирующих элементов по объему материала. Показано, что предложенный способ плазменной наплавки с высокотемпературным отпуском обеспечивает все основные требования к поверхности рабочих валков холодной прокатки, что подтверждают результаты испытаний партии наплавленных валков.

Ключевые слова: наплавка, хромовольфрамовый наплавленный металл, растровая электронная микроскопия, морфология поверхности, элементный состав, термический цикл наплавки, структура, фазовый состав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-707-715

ВВЕДЕНИЕ

Основными требованиями, предъявляемыми к материалам поверхностных слоев деталей машин и инструментов горно-металлургического оборудования, которые работают в условиях абразивного изнашивания (например, рабочих и опорных прокатных валков), являются высокая и равномерная твердость, теплостой-

кость, износостойкость, удовлетворительная вязкость и прочность [1 – 3]. Материал поверхностного слоя должен обеспечивать стойкость против образования трещин [4], выкрошек и других поверхностных дефектов [5], высокое качество поверхности после обработки, высокие механические свойства [6]. Достижению этих свойств способствует применение современных методов моделирования [7 – 9]. Кроме того, технология изготовления и металл должны обеспечивать оптимальное распределение и минимальную величину остаточных напряжений [10] по всему сечению валка после закалки и отпуска (необходим плавный переход от закаленного слоя к внутренней области валка), отсутствие

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

металлургических дефектов и загрязнений [11] (грубых неметаллических включений) в стали, флокенов, грубых скоплений карбидов, карбидной сетки, крупноиглового мартенсита и других дефектов макро- и микроструктуры, а также дефектов механической обработки [12 – 14]. Твердость по всей площади бочки валков должна быть одинаковой. Наружная поверхность валков должна быть гладкой и чистой, без острых кромок и дефектов, видимых невооруженным глазом.

В Сибирском государственном индустриальном университете разработаны способы изготовления деталей горно-металлургического оборудования, которые включают плазменную наплавку теплостойкими сталями высокой твердости [15]. Для предотвращения образования холодных трещин, характерных для данного класса сталей, предложено использовать эффект кинетической пластичности («сверхпластичности») [15]. Особенностью предлагаемых способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{\text{под}} = 230 \div 280 \text{ }^{\circ}\text{C}$) и термического цикла наплавки, состоящего из трех основных стадий [15]. Первая стадия термического цикла обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур, может быть реализована путем применения высококонцентрированных источников нагрева (например, сжатой дугой) и сопутствующего охлаждения. Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается применением подогрева с температурой $T_{\text{под}} = M_n + (50 \div 100) \text{ }^{\circ}\text{C}$. Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки на третьей стадии термического цикла путем временного снижения температуры $T_{\text{под}}$ ниже температуры M_n . При этом временные напряжения снижаются за счет частичной релаксации при мартенситном или бейнитном превращении. Такой термический цикл позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низкими остаточными напряжениями и обеспечивает высокую и равномерную твердость наплавленного металла после трехкратного высокотемпературного отпуска при температуре $560 - 580 \text{ }^{\circ}\text{C}$ [15]. Эффективным методом создания покрытий с высокой износостойкостью является электровзрывное напыление [16]. Для создания зеркально гладкой поверхности электровзрывных покрытий и устранения поверхностных дефектов используется электронно-пучковая обработка [17].

Целью настоящей работы является исследование морфологии поверхности и элементного состава поверхности деталей, сформированной плазменной наплавкой хромовольфрамовым металлом высокой твер-

дости типа стали Р18, дополнительно легированной алюминием и азотом после высокотемпературного отпуска.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали влияние способа изготовления (плазменная наплавка с высокотемпературным отпуском) на морфологию поверхности и элементный состав наплавленных хромовольфрамовых сталей типа стали Р18, дополнительно легированной алюминием и азотом. Использовали сталь следующего химического состава: 0,86 % С; 4,84 % Cr; 17,0 % W; 5,40 % Mo; 0,50 % V; 0,65 % Al; 0,06 % N; остальное – железо. В качестве основного металла использовали сталь 30ХГСА, обладающую комплексом высоких механических свойств. Сталь 30ХГСА содержит от 0,28 до 0,34 % углерода, от 0,9 до 1,2 % кремния, от 0,8 до 1,1 % марганца, не более 0,3 % никеля, не больше 0,025 % серы, менее 0,025 % фосфора, от 0,8 до 1,1 % хрома и менее 0,3 % меди.

Наплавку заготовки осуществляли на установке для плазменной наплавки тел вращения [15]. Валки наплавливали плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18Ю. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Плазменную наплавку осуществляли по термическому циклу, описанному в работе [4]. Заготовку с припусками под наплавку 5 – 10 мм на сторону устанавливали в центре наплавочной установки, проводили предварительный подогрев до температуры $230 \text{ }^{\circ}\text{C}$, включали охлаждение шеек вала с расходом холодной воды до 2 л/мин. После завершения подготовительных операций проводили наплавку 5 – 6 слоев. Режим наплавки: сварочный ток $I_{\text{св}} = 150 \div 160 \text{ А}$, напряжение на дуге $U_{\text{д}} = 50 \div 55 \text{ В}$, скорость наплавки $v_n = 18 \text{ м/ч}$, скорость подачи порошковой проволоки $v_{\text{п.пр}} = 60 \text{ м/ч}$, смещение с зенита 10 – 12 мм, длина дуги $l_{\text{д}} = 20 \text{ мм}$, расход защитного газа (азота) $Q_{\text{защ}} = 20 \div 22 \text{ л/мин}$, расход плазмообразующего газа (аргона) $Q_{\text{плазм}} = 6 \div 8 \text{ л/мин}$, диаметр проволоки 3,7 мм. После окончания наплавки заготовку охлаждали на воздухе. Режим наплавки обеспечивал скорость охлаждения наплавленного металла $15 - 20 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ в интервале температур перлитного превращения $750 - 860 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и замедленное охлаждение со скоростью $0,10 - 0,08 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ при температурах бейнитного превращения $400 - 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Дефекты наплавки при визуальном осмотре валков не обнаружены. Качество наплавленной поверхности удовлетворительное.

Образцы вырезали на станке электроискровой резки из верхних слоев наплавленного металла. Половину образцов подвергали термической обработке, режимы которой в случае наплавленных образцов выбирали по рекомендациям для близких по составу кованых сталей Р18 (температура нагрева $580 \text{ }^{\circ}\text{C}$, время выдержки 1 ч, число отпусков 4) [15].

Исследование полученных образцов проводили в двух состояниях: 1 – образец непосредственно в состоянии после наплавки; 2 – образец в состоянии после наплавки и высокотемпературного отпуска. Для исследований образцы разрезали на электроискровом станке в керосине на несколько частей. Затем образцы механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, после чего электролитическим способом стравливали деформированный слой и выравнивали поверхность. Для электрополировки образцов из сталей использовали электролит состава $80 \text{ мл } \text{H}_3\text{PO}_4 + 6 \text{ г } \text{Cr}_2\text{O}_3 + 14 \text{ мл } \text{H}_2\text{O}$. Электрополировку всех типов подложек проводили при напряжении на электродах 10 – 70 В. Травление поверхности образцов проводили 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). Все исследования проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ при увеличениях 500, 1000, 2000 и при необходимости 5000 крат. Состав определяли локально в отдельных частицах и в режиме картирования ЭДС (распределение элементов по площади образца; интенсивностью свечения обозначается наличие и количество присутствующего элемента).

Для анализа элементного состава применяется рентгеноспектральный анализ, в котором детектируется характеристическое рентгеновское излучение вещества, возникающее при облучении поверхности образца электронами. В настоящей работе использовали энергодисперсионный детектор. Исследования методом растровой электронной микроскопии проводили по определенной схеме поверхностей исследования: 1 – поверхность; 2 – центральная часть наплавленного металла; 3 и 4 – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки и со стороны основного металла.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Структурно-фазовое состояние наплавленного металла и прилегающего объема основного материала изучали методом РЭМ, исследования проводили на травленых шлифах в четырех местах. На рис. 1 показаны изображения травленых шлифов после плазменной наплавки без термообработки. Как видно, кристаллизация наплавленного материала приводит к формированию структуры, которую по морфологическому признаку в любом из четырех исследованных участков можно условно разделить на несколько характерных областей, отличающихся формой, размерами и расположением ферритных и перлитных зерен. На рис. 1, а (поверхность) наблюдается явно выраженная ориентированная дендритная структура. Основная часть поверхности материала представляет собой перлитные зерна. В стыках и по границам зерен располагается цементит, который

представляет собой карбид железа Fe_3C и соединения на основе железа, вольфрама и молибдена переменного состава $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{N}$, FeWN_2 и $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$. Так как наплавленная сталь имеет большое количество легирующих элементов, то, по всей видимости, цементит имеет сложный состав типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al}, \text{W})_3\text{C}$. Присутствуют также твердые растворы на основе алюминия и, возможно, фаза AlN . Другие три части образца (центральная часть наплавки, зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки, зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны основного металла) существенно не отличаются от морфологии поверхности первого образца. Надо отметить, что в этих образцах ориентированность дендритной структуры менее выражена.

Что касается образца после плазменной наплавки и высокотемпературного отпуска, то здесь картина несколько другая (рис. 2). Ориентированная дендритная структура практически не просматривается. Видны более четкие границы перлитных зерен. Количество зерен сложного цементита в стыках зерен и по их границам существенно меньше. Видны следы выпадения цементита (черные образования по границам перлитных зерен). Во-первых, возможно их выкрашивание при высокотемпературном отпуске и, во-вторых, при распаде сложных карбидов возможно их растворение и образование твердых растворов или других фаз в материале матрицы. Об этом более точно можно судить по параметру кристаллической решетки материала при исследовании методом рентгеноструктурного анализа.

Интересно отметить, что на материале стыка со стороны металла просматриваются иглы, по структуре напоминающие мартенсит. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в первом образце с наплавкой (поверхность) присутствующие элементы, такие как углерод, азот, алюминий, кремний, ванадий, хром, железо, молибден, распределены равномерно по поверхности материала (рис. 3). И только вольфрам четко повторяет рисунок цементита по границам и стыкам зерен. Это подтверждает предположение о наличии сложного состава цементита типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al}, \text{W})_3\text{C}$, что характерно для всех образцов этой серии. Количество легирующих добавок хрома, молибдена, ванадия, алюминия, азота, определенных методом МРСА, колеблется около значения для исходной стали Р18Ю для всех образцов этой серии (рис. 3). И только количество вольфрама уменьшается по мере удаления от наплавленной поверхности примерно от 20 до 7 % (ат.).

После наплавки и последующего высокотемпературного отпуска картина несколько другая. Здесь равномерное распределение имеют практически все легирующие добавки, в том числе и вольфрам. Вероятно, вольфрам в результате высокотемпературного отжига перераспределился по объему материала. Проведенные исследования показали, что в наплавленном металле отсутствуют поверхностные дефекты, дефекты

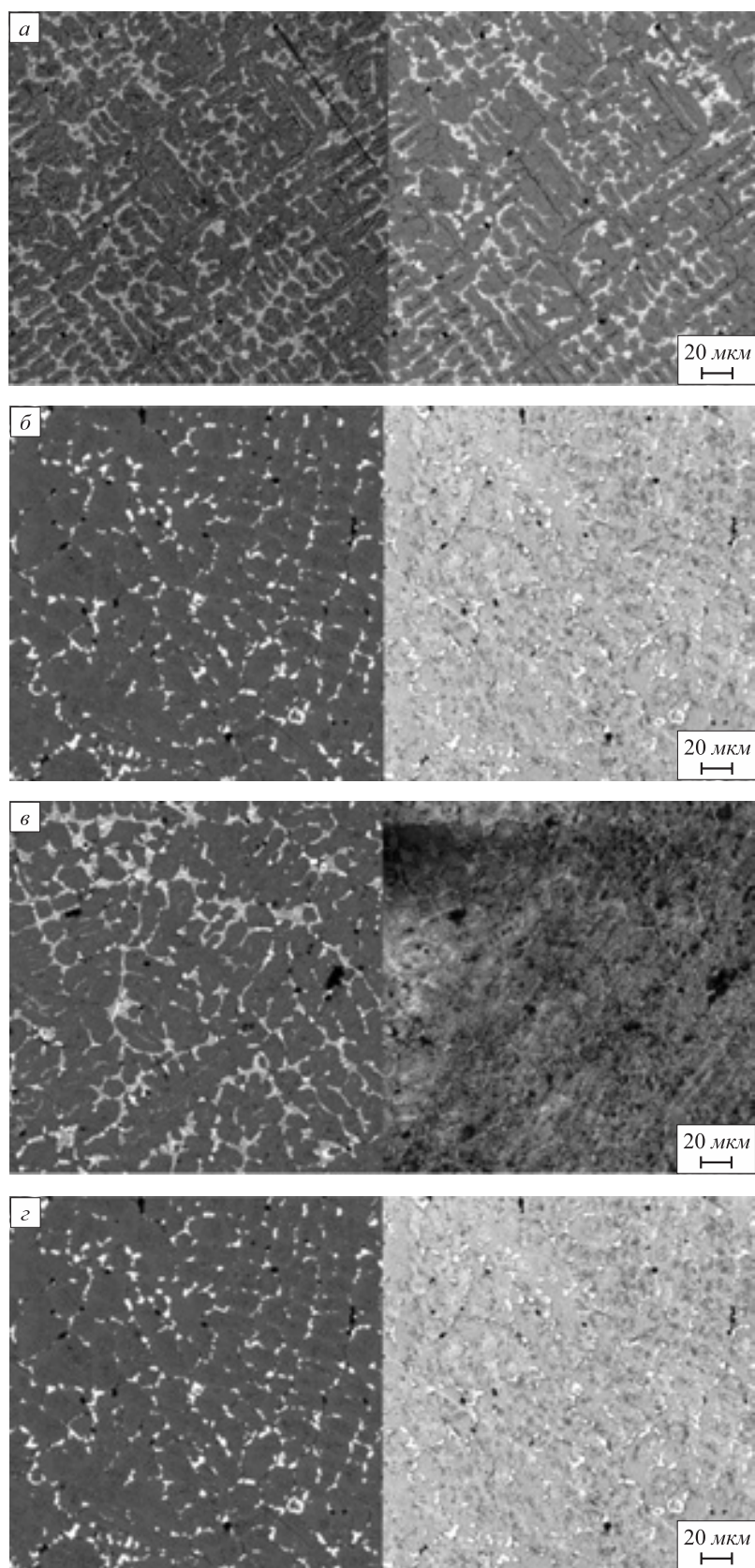


Рис. 1. Морфология поверхности образца стали 30ХГСА с наплавленным металлом типа стали Р18, дополнительно легированной алюминием и азотом:
a – поверхность; *б* – центральная часть наплавки; *в* и *г* – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки и со стороны металла

Fig. 1. Surface morphology of a sample of 30KhGSA steel with deposited metal such as R18 steel, additionally alloyed by aluminum and nitrogen:
a – surface; *б* – central part of the surfacing; *в* and *г* – fusion zone of base metal with weld on the surfacing side and with weld metal

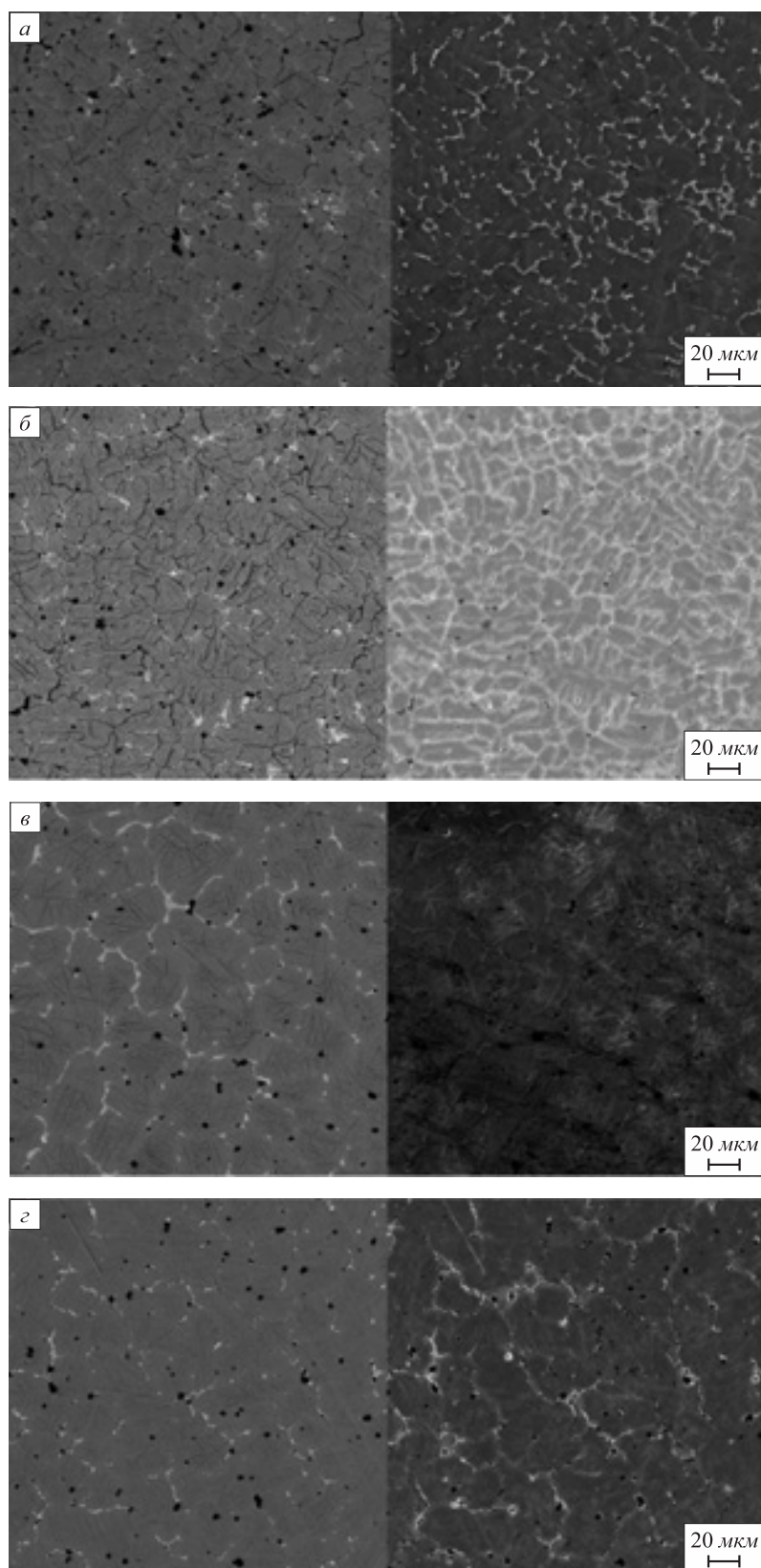


Рис. 2. Морфология поверхности образца стали 30ХГСА с наплавленным металлом типа стали Р18, дополнительно легированной алюминием и азотом, после высокотемпературного отпуска:
a – поверхность; *б* – центральная часть наплавки; *в* и *г* – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки и со стороны металла

Fig. 2. Surface morphology of a sample of 30KhGSA steel with deposited metal such as R18 steel, additionally alloyed by aluminum and nitrogen with high-temperature tempering:
a – surface; *б* – central part of the surfacing; *в* and *г* – fusion zone of base metal with weld on the surfacing side and with weld metal

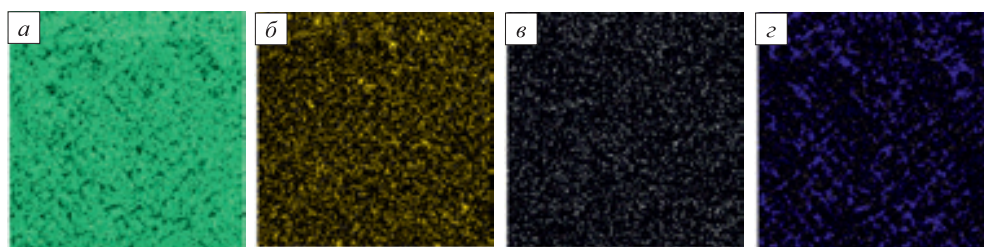


Рис. 3. Распределение элементов в характеристическом излучении Fe (K_α), Cr (K_α), Mo (L_α), W (M_α) (a – z)

Fig. 3. Distribution of elements in the characteristic radiation of Fe (K_α), Cr (K_α), Mo (L_α), W (M_α) (a – z)

в наплавленном металле и в зоне сплавления основного металла с наплавленным, а также дефекты макро- и микроструктуры, обеспечено равномерное распределение легирующих элементов.

Структура наплавленного металла при этом близка по своему составу к структуре быстрорежущей стали типа P18 в закаленном состоянии и состоит из мартенсита (25 – 30 %), карбонитридов (до 10 %) и остаточного аустенита (60 – 65 %) [15]. Получение такой структуры наплавленного металла обеспечивается плазменной наплавкой с низкотемпературным подогревом. Сохранению в наплавленном металле большого количества остаточного аустенита способствует кратковременная выдержка в процессе наплавки при температуре вблизи температуры начала мартенситного превращения M_n , что связано с эффектом стабилизации переохлажденного аустенита.

В быстрорежущих сталях возможно образование карбидов типа Me_6C , $Me_{23}C_6$, Me_2C , MeC , а в сталях, содержащих азот, также нитридов и карбонитридов. По ранее полученным результатам [18] рентгеноструктурного анализа установлено, что основной составляющей анодного осадка является фаза, изоморфная карбиду Me_6C . В анодном осадке присутствуют также в малом количестве $Me_{23}C_6$ и следы Me_2C . Содержание $Me_{23}C_6$ в наплавленных термически необработанных сталях несколько больше, чем в закаленных. Съемку со шлифов проводили на установке ДРОН – 2,0. Использовали FeK_α -излучение. Образцы перед съемкой шлифовали и подвергали полированию в электролите, содержащем 1000 мл ледяной уксусной кислоты и 50 мл хлорной кислоты (плотность 1,6 г/мл), при плотности тока 0,4 – 0,8 А/см² и напряжении 40 – 60 В. Продолжительность электролиза составляла 25 – 30 с. Параметры кристаллических решеток рассчитывали по положению пиков (110) для мартенсита, (111) для аустенита, (511) для карбонитрида $Me_6(CN)$. Количество структурных составляющих определяли по интенсивности аналитических пиков.

Пониженную твердость наплавленной стали P18 после наплавки можно объяснить системой легирования. Более высокое по сравнению с коваными сталями содержание углерода, а также хрома, наличие азота, пониженное содержание ванадия увеличивают количе-

ство остаточного аустенита в закаленной наплавленной стали. Твердость наплавленных сталей P18, не подвергавшихся термической обработке, на 6 – 8 HRC единиц меньше, а содержание остаточного аустенита примерно на 20 % больше, чем у термически обработанных. По-видимому, замедленное охлаждение наплавленного металла в интервале температур мартенситного превращения приводит к стабилизации аустенита. Косвенно о распределении основных легирующих элементов между ($\alpha + \gamma$)-твердым раствором и карбонитридной фазой можно судить по изменению параметра решетки карбонитрида $Me_6(CN)$. Параметр решетки карбонитрида в сталях, не подвергавшихся термической обработке, меньше, чем в закаленных, что свидетельствует о большом содержании вольфрама (молибдена) в карбонитриде закаленных сталей. Из результатов физико-химического анализа видно, что карбонитридная фаза закаленных сталей содержит большее количество вольфрама (молибдена), чем у сталей, не прошедших термическую обработку. Соответственно, содержание хрома и железа в карбонитридной фазе этих сталей после закалки незначительно уменьшилось. В термообработанных сталях для α -железа параметр a кристаллической решетки изменяется в пределах от 2,868 до 2,885 Å, величина D изменяется в пределах от 25 до 50 нм, а величина соотношения $\frac{\Delta d}{d \cdot 10^{-3}}$ – в пределах от 3,3 до 5,0. Для термообработанных сталей для α -железа параметр a кристаллической решетки изменяется в пределах от 2,869 до 2,887 Å, D – в пределах от 90 до 100 нм, а $\frac{\Delta d}{d \cdot 10^{-3}}$ – в пределах от 1,7 до 3,5.

Различие содержания элементов в карбонитридной фазе термически необработанных сталей, подвергнутых наплавке, можно объяснить тем, что при наплавке быстрорежущих сталей происходит насыщение карбонитрида $Me_6(CN)$ вольфрамом (молибденом). Это снижает растворимость карбонитрида при последующем нагреве под закалку, что увеличивает количество вольфрама (молибдена) в карбонитридной фазе закаленных сталей.

Повышенное содержание хрома и железа в этой фазе термически необработанных сталей определяется также несколько большим количеством карбида (карбони-

трида) $Me_{23}C_6$. Можно предположить, что при наплавке в результате термоциклического воздействия дуги происходит выделение небольшого количества $Me_{23}C_6$. Наличие более легированного вольфрамом (молибденом) твердого раствора у наплавленных сталей можно объяснить также тем, что при наплавке присадочный металл в дуге нагревается до температур, значительно превышающих температуры закалки быстрорежущих сталей. Следовательно, при указанных выше скоростях охлаждения твердый раствор наплавленных сталей получается более легированным вольфрамом (молибденом), чем термически обработанных. В этом случае теплостойкость и вторичная твердость наплавленных быстрорежущих сталей должны превышать теплостойкость и вторичную твердость термически обработанного металла. Наплавленные быстрорежущие стали типа P18, не подвергавшиеся термической обработке, содержат повышенное количество остаточного аустенита, имеют более легированный ($\alpha + \gamma$)-твердый раствор и пониженную твердость по сравнению с наплавленными, термически обработанными сталями. Повышенное количество остаточного аустенита и более высокую легированность твердого раствора наплавленных сталей можно объяснить ускоренным охлаждением металла с температур, превышающих оптимальные температуры закалки быстрорежущих сталей, и замедленным охлаждением в интервале мартенситного превращения. Твердость после высокотемпературного отпуска наплавленных быстрорежущих сталей получается равной или несколько выше твердости закаленных и термически обработанных сталей [15, 18]. Полученные результаты хорошо согласуются с результатами других авторов [19 – 21]. Причиной повышения твердости является формирование высокопрочных и высокомодульных фаз.

Были изготовлены опытно-промышленные партии деталей (валки стана 6/100×315, стана 425, валки для проката керамической пленки, детали валковых дробилок и др.) путем плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота порошковыми проволоками типа ПП-P18Ю. Дефекты наплавки при визуальном осмотре деталей не обнаружены. Качество наплавленной поверхности (рис. 4) удовлетворительное. Твер-

дость наплавленного металла составляет 54 – 58 HRC. Для увеличения твердости и износостойкости проводили четырехкратный по 1 ч отпуск при 580 °С, твердость активного слоя наплавленных деталей при этом возросла до 62 – 64 HRC. После отпуска проводили окончательную механическую обработку (шлифовку) валков холодной прокатки, к рабочей поверхности которых предъявляются высокие требования. Детали типа валов, роторов, молотков дробилок аглодоменного оборудования можно эксплуатировать сразу в состоянии после наплавки.

Выводы

Методом растровой электронной микроскопии проведены исследования морфологии поверхности и элементного состава стали 30ХГСА, наплавленного хромовольфрамовым металлом типа стали P18, легированной алюминием и азотом. Установлено, что в наплавленном металле основными фазами являются твердый раствор α -Fe и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена и алюминия. Высокотемпературный отпуск наплавленного материала приводит к увеличению твердости, изменению формы и размера зерен, изменению количественного элементного состава и равномерному распределению химических элементов по объему материала. Равномерное распределение имеют практически все легирующие элементы. Структура наплавленного металла при этом близка по своему составу к структуре быстрорежущей стали типа P18 в закаленном состоянии. Твердость является важнейшим свойством быстрорежущих сталей, характеризующим напряженное состояние, близкое к неравномерному сжатию. С увеличением твердости возрастает износостойкость. Кроме того, при высокой твердости улучшается чистота поверхности самого инструмента, получаемая при шлифовании и доводке, уменьшается налипание металла на его поверхность. При повышении твердости улучшается чистота поверхности металла, обрабатываемого резанием: шероховатость поверхности уменьшается на один класс при повышении твердости режущей части от 62 – 63 HRC до 67 – 68 HRC.

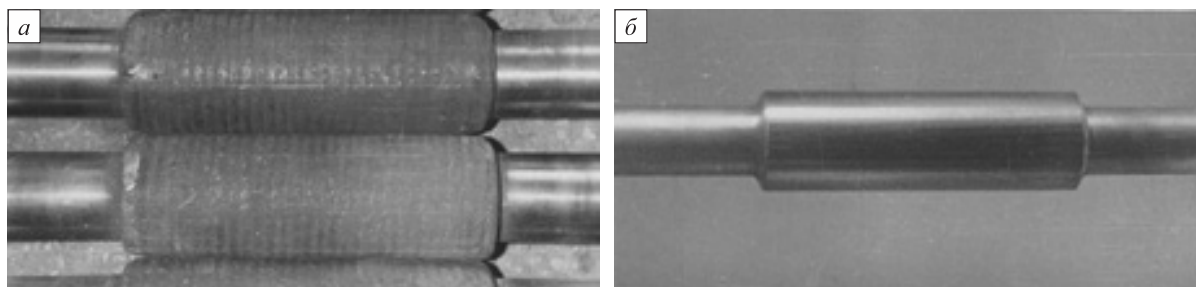


Рис. 4. Наплавленные валки после наплавки (а) и после механической обработки (б)

Fig. 4. Deposited rolls after surfacing (a) and after machining (b)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Otoni M., Dias P., Xavier L.H. A circular approach to the e-waste valorization through urban mining in Rio de Janeiro, Brazil // *Journal of Cleaner Production*. 2020. Vol. 261. Article 120990.
- Lin J., Ding X., Qu D., Li H. Non-intrusive load monitoring and decomposition method based on decision tree // *Journal of Mathematics in Industry*. 2020. Vol. 10. No. 1. Article 1.
- Arendt R., Muhl M., Bach V., Finkbeiner M. Criticality assessment of abiotic resource use for Europe – application of the SCARCE method // *Resources Policy*. 2020. Vol. 67. Article 101650.
- To T., Jensen L.R., Smedskjaer M.M. On the relation between fracture toughness and crack resistance in oxide glasses // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020. Vol. 534. No. 4. Article 119946.
- Yang H., Cheng J., Liu Z., Liu Q., Zhao L., Wang J., Chen M. Dynamic behavior modeling of laser-induced damage initiated by surface defects on KDP crystals under nanosecond laser irradiation // *Scientific Reports*. 2020. Vol. 10. Article 500.
- Wang Q., Cao J., Liu X., Yang S., Jiang M. Self-healing coatings for inhibiting corrosion of ferrous metals exposed to preservative-treated bamboo // *Journal of Wood Science*. 2020. Vol. 66. Article 18.
- Nevskii S., Sarychev V., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. No. 1. P. 539 – 550.
- Sarychev V., Nevskii S., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Disintegration mechanism of second phase particles under electron beams // *Materials Research Express*. 2019. Vol. 6. Article 106556.
- Li B. 3D FEM modelling for stress simulation and experimental investigation of dual-gradient coating using PVD // *Int. Journal of Materials Research (formerly Zeitschrift für Metallkunde)*. 2016. Vol. 107. No. 4. P. 300 – 308.
- Androulidakis C., Koukaras E.N., Paterakis G., Trakakis G., Galiotis C. Tunable macroscale structural superlubricity in two-layer graphene via strain engineering // *Nature Communications*. 2020. Vol. 11. Article 1595.
- Prasad Mahto R., Pal S.K. Friction stir welding of dissimilar materials: an investigation of microstructure and nano-indentation study // *Journal of Manufacturing Processes*. 2020. Vol. 55. P. 103 – 118.
- Valluzzi L.G., Valluzzi M.G., Darriba G.N., Meyer M., Damon-L.C. Surfactant and dopant addition effect on optical and structural properties of ZnSe (Te) nanostructured semiconductors // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 829. Article 154488.
- Kavashima L.H., Neto V.G., Bastos N.A., Fortulan C.A., Borges A.F.S., Pintão C.A.F., Foschini C.R. Measuring the static and dynamic elastic modulus in Y-TZP ceramic applied to dentistry // *Journal of Testing and Evaluation*. 2020. Vol. 48. No. 4. P. 3024 – 3034.
- Wu P., Jia Q., He J., Lu L., Chen L., Zhu J., Peng C., He M., Xiong J., Zhu W., Li H. Mechanical exfoliation of boron carbide: a metal-free catalyst for aerobic oxidative desulfurization in fuel // *Journal of Hazardous Materials*. 2020. Vol. 391. Article 122183.
- Малушин Н.Н., Валуев Д.В. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплоустойчивыми сталями высокой твердости. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358 с.
- Romanov D.A. Improving die tooling properties by spraying TiC–Ti–Al and TiB₂–Ti–Al electro-explosive coatings // *Materials Research Express*. 2020. Vol. 7. Article 045010.
- Romanov D.A., Moskovskii S.V., Sosnin K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Semin A.P., Bataev V.A. Effect of electron-beam processing on structure of electroexplosive electroerosion resistant coatings of CuO–Ag system // *Materials Research Express*. 2019. Vol. 6. No. 8. Article 085077.
- Малушин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Башенко Л.П. Структурно-фазовое состояние теплоустойчивого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском // *Изв. вуз. Физика*. 2019. Т. 62. № 10. С. 106 – 111.
- Bararpour S.M., Aval H., Jamshidi, Jamaati R. Effects of Zn powder on alloying during friction surfacing of Al–Mg alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 818. Article 152823.
- Bararpour S.M., Aval H., Jamshidi, Jamaati R. Effect of non-isothermal aging on microstructure and mechanical properties of friction surfaced AA5083-15 wt % Zn composites // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 384. Article 125307.
- Shi Z.P., Wang Z.B., Wang J.Q., Qiao Y.X., Chen H.N., Xiong T.Y., Zheng Y.G. Effect of Ni interlayer on cavitation erosion resistance of NiTi cladding by tungsten inert gas (TIG) surfacing process // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2020. Vol. 33. No. 3. P. 415 – 424.

Поступила в редакцию 15 мая 2020 г.

После доработки 26 июня 2020 г.

Принята к публикации 29 июня 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 9, pp. 707–715.

STRUCTURE OF HIGH-SPEED ALLOY AFTER PLASMA SURFACING IN NITROGEN AND HEAT TREATMENT

N.N. Malushin¹, D.A. Romanov¹, A.P. Kovalev², E.A. Budovskikh¹, Chen Xi-zhang³

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

²JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

³College of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University Institute of Laser and Optoelectronic Intelligent Manufacturing, Wenzhou, China

Abstract. The authors have studied the effect of plasma surfacing and subsequent high-temperature tempering on surface morphology and elemental composition of deposited coatings of high hardness chrome tungsten steel, such as R18, additionally alloyed with aluminum and nitrogen (0.86 % C; 4.84 % Cr; 17.0 % W; 5.40 % Mo; 0.50 % V; 0.65 % Al; 0.06 % N). 30KhGSA steel, which has a complex of high

mechanical properties, is used as the base metal. Specific feature of the surfacing was low-temperature preliminary and concurrent heating, as well as thermal deposition cycle, consisting of three main stages. At the first stage with limited heating time and increased cooling rate at high temperatures, grain growth and decomposition of austenite was prevented with formation of equilibrium low-strength structures. At the second stage deposited metal stayed in austenitic state. At the third one, the deposited metal with low tendency to crack has been obtained. Using the method of scanning electron microscopy and X-ray spectral microanalysis, surface morphology and elemental composition of the coatings were studied in two states: immediately after surfacing and in state after surfacing and high-temperature tempering. It has been established that in the first case, the main part of material surface is pearlite grains. At the joints and along grain boundaries, cementite of complex composition and compounds based on iron, tungsten and molybdenum, of variable composition (Fe₄W₂N, FeWN₂ and Fe₄W₂C) are located. Solid solutions based on aluminum and, possibly, the AlN

phase also present. High temperature tempering leads to hardness increase, change in shape and size of grains, quantitative change in elemental composition, and uniform distribution of alloying elements over the volume of material. The proposed method of plasma surfacing with high temperature tempering provides all the basic requirements for the surface of working rolls of cold rolling, which is confirmed by test results of the batch of deposited rolls.

Keywords: deposition, chromium tungsten deposited metal, scanning electron microscopy, surface morphology, elemental composition, thermal deposition cycle, structure, phase composition.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-707-715

REFERENCES

- Ottoni M., Dias P., Xavier L.H. A circular approach to the e-waste valorization through urban mining in Rio de Janeiro, Brazil. *Journal of Cleaner Production*. 2020, vol. 261, article 120990.
- Lin J., Ding X., Qu D., Li H. Non-intrusive load monitoring and decomposition method based on decision tree. *Journal of Mathematics in Industry*. 2020, vol. 10, no. 1, article 1.
- Arendt R., Muhl M., Bach V., Finkbeiner M. Criticality assessment of abiotic resource use for Europe – application of the SCARCE method. *Resources Policy*. 2020, vol. 67, article 101650.
- To T., Jensen L.R., Smedskjaer M.M. On the relation between fracture toughness and crack resistance in oxide glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020, vol. 534, no. 4, article 119946.
- Yang H., Cheng J., Liu Z., Liu Q., Zhao L., Wang J., Chen M. Dynamic behavior modeling of laser-induced damage initiated by surface defects on KDP crystals under nanosecond laser irradiation. *Scientific Reports*. 2020, vol. 10, article 500.
- Wang Q., Cao J., Liu X., Yang S., Jiang M. Self-healing coatings for inhibiting corrosion of ferrous metals exposed to preservative-treated bamboo. *Journal of Wood Science*. 2020, vol. 66, article 18.
- Nevskii S., Sarychev V., Kononov S., Granovskii A., Gromov V. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020, vol. 9, no. 1, pp. 539–550.
- Sarychev V., Nevskii S., Kononov S., Granovskii A., Gromov V. Disintegration mechanism of second phase particles under electron beams. *Materials Research Express*. 2019, vol. 6, article 106556.
- Li B. 3D FEM modelling for stress simulation and experimental investigation of dual-gradient coating using PVD. *Int. Journal of Materials Research (formerly Zeitschrift für Metallkunde)*. 2016, vol. 107, no. 4, pp. 300–308.
- Androulidakis C., Koukaras E.N., Paterakis G., Trakakis G., Galiotis C. Tunable macroscale structural superlubricity in two-layer graphene via strain engineering. *Nature Communications*. 2020, vol. 11, article 1595.
- Prasad Mahto R., Pal S.K. Friction stir welding of dissimilar materials: An investigation of microstructure and nano-indentation study. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020, vol. 55, pp. 103–118.
- Valluzzi L.G., Valluzzi M.G., Darriba G.N., Meyer M., Damon L.C. Surfactant and dopant addition effect on optical and structural properties of ZnSe (Te) nanostructured semiconductors. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, vol. 829, article 154488.
- Kavashima L.H., Neto V.G., Bastos N.A., Fortulan C.A., Borges A.F.S., Pintão C.A.F., Foschini C.R. Measuring the static and dynamic elastic modulus in Y-TZP ceramic applied to dentistry. *Journal of Testing and Evaluation*. 2020, vol. 48, no. 4, pp. 3024–3034.
- Wu P., Jia Q., He J., Lu L., Chen L., Zhu J., Peng C., He M., Xiong J., Zhu W., Li H. Mechanical exfoliation of boron carbide: A metal-free catalyst for aerobic oxidative desulfurization in fuel. *Journal of Hazardous Materials*. 2020, vol. 391, article 122183.
- Malushin N.N., Valuev D.V. *Obespechenie kachestva detalei metallurgicheskogo oborudovaniya na vseh etapakh ikh zhiznennogo tsikla putem primeneniya plazmennoi naplavki teplostoikimi stalyami vysokoi tverdsti* [Quality assurance of parts of metallurgical equipment at all stages of their life cycle by plasma surfacing with heat-resistant steels of high hardness]. Tomsk: Izd-vo Tomskogo politekhnicheskogo universiteta, 2013, 358 p. (In Russ.).
- Romanov D.A. Improving die tooling properties by spraying Ti–Ti–Al and TiB₂–Ti–Al electro-explosive coatings. *Materials Research Express*. 2020, vol. 7, article 045010.
- Romanov D.A., Moskovskii S.V., Sosnin K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Semin A.P., Bataev V.A. Effect of electron-beam processing on structure of electroexplosive electroerosion resistant coatings of CuO–Ag system. *Materials Research Express*. 2019, vol. 6, no. 8, article 085077.
- Malushin N.N., Romanov D.A., Kovalev A.P., Osetkovskii V.L., Bashchenko L.P. Structural-phase state of a high-hardness heat-resistant alloy formed by plasma cladding in a nitrogen atmosphere and high-temperature tempering. *Russian Physics Journal*. 2020, vol. 62, no. 10, pp. 1865–1870.
- Bararpour S.M., Aval H., Jamshidi, Jamaati R. Effects of Zn powder on alloying during friction surfacing of Al–Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, vol. 818, article 152823.
- Bararpour S.M., Aval H., Jamshidi, Jamaati R. Effect of non-isothermal aging on microstructure and mechanical properties of friction surfaced AA5083-15 wt % Zn composites. *Surface and Coatings Technology*. 2020, vol. 384, article 125307.
- Shi Z.P., Wang Z.B., Wang J.Q., Qiao Y.X., Chen H.N., Xiong T.Y., Zheng Y.G. Effect of Ni interlayer on cavitation erosion resistance of NiTi Cladding by tungsten inert gas (TIG) surfacing process. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2020, vol. 33, no. 3, pp. 415–424.

Funding. The work was financially supported by the Grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists – doctors of sciences MD-486.2020.8, and by the Russian Foundation for Basic Research, within the scientific project No. 20-08-00044.

Information about the authors:

N.N. Malushin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher (nmalushin@mail.ru)

D.A. Romanov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Chief Researcher (romanov_da@physics.sibsiu.ru)

A.P. Kovalev, Head of Coal Enrichment Plant (da_rom@live.ru)

E.A. Budovskikh, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (budovskikh@mail.ru)

Xi-zhang Chen, PhD, Professor (chenxizhang@wzu.edu.cn)

Received May 15, 2020

Revised June 26, 2020

Accepted June 29, 2020