

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО ЛАЗЕРОМ ПОКРЫТИЯ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

© 2021 г. Н.Н. Соболева¹, А.В. Макаров^{1,2,3}

¹ Институт машиноведения (ИМАШ) УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

² Институт физики металлов (ИФМ) им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

³ Уральский федеральный университет (УрФУ)
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

Статья поступила в редакцию 30.04.21 г., доработана 01.06.21 г., подписана в печать 07.06.21 г.

Аннотация: Лазерная наплавка, характеризующаяся минимальным тепловым воздействием на подложку, является прогрессивным способом восстановления рабочих размеров деталей, работающих в условиях износа. Покрытия системы Ni–Cr–B–Si могут использоваться в деталях, эксплуатируемых при высоких температурах. Целью работы явилось исследование влияния нагрева и условий последующего охлаждения при проведении высокотемпературной обработки на особенности формирования структурно-фазового состояния покрытия, полученного лазерной наплавкой порошка марки ПГ-СР2 (химический состав, мас. %: 14,8Сг; 2,1В; 2,9Si; 2,6Fe; 0,48С; ост. Ni), и достигаемые при этом свойства (твердость и трибологические характеристики при скольжении по закрепленному абразиву (корунду)). Образцы с наплавленным слоем подвергали нагреву при температуре 1050 °С (выдержка 1 ч) с последующим охлаждением в воде (что позволило зафиксировать структурные превращения при высокотемпературном нагреве), на воздухе, в муфельной и вакуумной печах. Показано, что скорость охлаждения при высокотемпературной обработке наплавленного лазером покрытия ПГ-СР2 оказывает значительное влияние на формируемую структуру и свойства. Высокотемпературный нагрев приводит к частичному диффузионному растворению боридов никеля (Ni₃B) и карбидов хрома (Cr₂₃C₆) в твердом растворе и соответствующему снижению твердости, повышению интенсивности абразивного изнашивания и коэффициента трения. Замедление скорости охлаждения от 1050 °С при охлаждении образцов на воздухе, в муфельной и вакуумной печах приводит к выделению боридов хрома (CrB) и силицидов никеля (Ni₃Si), отсутствовавших в структуре наплавленного покрытия. Высокопрочные бориды CrB с твердостью, соответствующей или даже большей твердости абразива (корунда), ограничивают развитие механизма микрорезания при абразивном изнашивании. Формируемые при медленном охлаждении в печи крупные карбиды и бориды хрома образуют износостойкие структуры каркасоподобного типа. Это приводит к росту твердости и сопротивлению абразивному изнашиванию до уровней, превышающих характеристики исходного наплавленного покрытия.

Ключевые слова: лазерная наплавка, NiCrBSi, покрытие ПГ-СР2, термическая обработка, микроструктура, фазовые превращения, твердость, абразивная износостойкость.

Соболева Н.Н. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. лаборатории конструкционного материаловедения ИМАШ УрО РАН (620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34). E-mail: natashasoboleva@list.ru.

Макаров А.В. – докт. техн. наук, чл.-кор. РАН, зав. отделом материаловедения и лабораторией механических свойств ИФМ УрО РАН (620108, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18), гл. науч. сотр. лаборатории конструкционного материаловедения ИМАШ УрО РАН, профессор кафедры технологии сварочного производства УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). E-mail: av-mak@yandex.ru.

Для цитирования: Соболева Н.Н., Макаров А.В. Влияние условий высокотемпературной обработки на структуру и трибологические свойства наплавленного лазером покрытия на никелевой основе. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021. Т. 27. No. 5. С. 67–77. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-5-67-77.

Influence of high-temperature treatment conditions on the structure and tribological properties of a nickel-based laser clad coating

N.N. Soboleva¹, A.V. Makarov^{1,2,3}

¹ Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

² M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

³ Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

Received 30.04.2021, revised 01.06.2021, accepted for publication 07.06.2021

Abstract: Laser cladding featuring by a minimal thermal impact on the substrate is an advanced method of restoring the working dimensions of parts operated under wear conditions. Ni–Cr–B–Si system coatings can be used in parts operated at high temperatures. The research was

aimed to study the influence of heating and subsequent cooling conditions during high-temperature treatment on the structural phase state formation features of the coating obtained by PG-SR2 powder laser cladding (chemical composition, wt. %: 14.8Cr; 2.1B; 2.9Si; 2.6Fe; 0.48C; the rest is Ni), and properties achieved in this process (hardness and tribological properties when sliding on the fixed corundum abrasive). Samples with the clad layer were heated at 1050 °C (holding for 1 h) with subsequent cooling in water (which made it possible to record structural transformations under high-temperature heating), in air, in a muffle furnace and in a vacuum furnace. It was shown that the cooling rate during the high-temperature treatment of the laser clad PG-SR2 coating has a significant effect on the formed structure and properties. High-temperature heating leads to a partial diffusive dissolution of Ni₃B nickel borides and Cr₂₃C₆ chromium carbides in a solid solution and a corresponding decrease in hardness, an increase in abrasive wear intensity and friction coefficient. Cooling rate deceleration from 1050 °C when samples are cooled in air, muffle and vacuum furnaces leads to the release of CrB chromium borides and Ni₃Si nickel silicides that were absent in the clad coating structure. High-strength CrB borides with hardness equal to or even higher than that of the corundum abrasive limit the development of the microcutting mechanism during abrasive wear. Large chromium carbides and borides formed during slow cooling in the furnace form wear-resistant frame-like structures. This leads to an increase in hardness and abrasive wear resistance to levels that exceed the features of the original clad coating.

Keywords: laser cladding, NiCrBSi, PG-SR2 coating, heat treatment, microstructure, phase transformations, hardness, abrasive wear resistance.

Soboleva N.N. – Cand. Sci. (Eng.), senior researcher of Laboratory of constructional material science, Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (UB RAS) (620049, Russia, Ekaterinburg, Komsomol'skaya str., 34).
E-mail: natashasoboleva@list.ru.

Makarov A.V. – Dr. Sci. (Eng.), corresponding member of the RAS; head of materials science department, head of mechanical properties laboratory, M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the UB RAS (620108, Russia, Ekaterinburg, S. Kovalevskaya str., 18); chief researcher of laboratory of constructional material science, Institute of Engineering Science of the UB RAS; professor of the Department of welding production technology, Ural Federal University (620002, Russia, Ekaterinburg, Mira str., 19).
E-mail: av-mak@yandex.ru.

For citation: Soboleva N.N., Makarov A.V. Influence of high-temperature treatment conditions on the structure and tribological properties of a nickel-based laser clad coating. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2021. Vol. 27. No. 5. P. 67–77 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-5-67-77.

Введение

Износ поверхностей деталей является одной из значимых проблем современного машиностроения, для решения которой актуально применение технологий восстановления изношенных и поврежденных поверхностей изделий, в частности путем нанесения защитных покрытий [1–3]. К прогрессивным способам восстановления рабочих размеров деталей относится лазерная наплавка, отличающаяся минимальным тепловым воздействием на подложку по сравнению с другими методами формирования покрытий [4, 5]. Конечные механические свойства покрытий, полученных лазерной наплавкой, зависят от исходных характеристик порошка, технологических параметров процесса наплавки и во многом определяются направленным теплоотводом и быстрой кристаллизацией расплава, а также возможным развитием вторичных фазовых превращений в твердом состоянии [6–8]. Благодаря формированию в условиях скоростного нагрева и охлаждения неравновесных структурных состояний лазерная наплавка зачастую обеспечивает повышенные свойства покрытий [9].

Порошки NiCrBSi широко используются для получения защитных покрытий на поверхности

деталей в связи с их отличной технологичностью и хорошими эксплуатационными характеристиками, в частности повышенными абразивной износостойкостью и химической стойкостью [10–12]. Структура таких покрытий состоит из твердого раствора на основе никеля (γ), эвтектики и карбидов, боридов и силицидов, обеспечивающих значительную твердость и износостойкость покрытий [11]. На формирование тех или иных упрочняющих фаз влияет как метод нанесения покрытия (условия охлаждения и т.д.), так и химический состав порошка. Например, выделение в процессе кристаллизации карбидов $M_{23}C_6$ или M_7C_3 зависит от концентрации хрома и углерода: обычно при увеличении отношения Cr/C карбид $M_{23}C_6$ формируется легче, чем карбид M_7C_3 [13].

Сплавы на основе никеля являются востребованными материалами для высокотемпературных применений [14]. Покрытия, сформированные лазерной наплавкой из NiCrBSi-порошков, могут быть использованы в изделиях, эксплуатируемых при высоких температурах: рольганги и валки в станах горячей прокатки, штампы горячего деформирования, детали твердотопливных котлов, турбин, теплообменных аппаратов и др. [15–17].

В этой связи очень важен научно обоснованный поиск путей повышения термической стабильности структуры и свойств наплавленных лазером NiCrBSi-покрытий.

В работе [18] для повышения термической устойчивости и расширения возможностей высокотемпературного использования покрытия системы Ni—Cr—B—Si марки ПГ-10Н-01 (химический состав, мас. %: 16,0Cr; 3,5B; 4,0Si; 0,80C; ≤ 5Fe; ост. Ni) обоснован новый предложенный способ (патент РФ № 2492980), который заключается в проведении после лазерной наплавки стабилизирующего отжига при температурах 1000—1075 °С. Показано [19], что способ применим к покрытию, полученному лазерной наплавкой. Это обусловлено формированием при лазерной наплавке метастабильных структур и активным развитием в них превращений при последующей термической обработке [19]. В результате дополнительного отжига покрытия ПГ-10Н-01 достигаются свойства, не уступающие или даже превосходящие свойства исходного покрытия [18, 19]. Отмечено [18, 19], что эффективность реализации предложенного способа за счет проведения после лазерной наплавки высокотемпературного (≥1000 °С) отжига в сильной степени определяется технологическими условиями высокотемпературной обработки, в частности скоростью охлаждения покрытия от температуры нагрева.

Однако в работах [18, 19] исследования проведены на покрытии ПГ-10Н-01, состав и количество упрочняющих фаз в котором отличаются от соответствующих параметров структуры покрытия, наплавленного лазером из широко используемого менее легированного порошка ПГ-СР2. Поэтому цель настоящей работы — установление влияния нагрева и условий последующего охлаждения при проведении высокотемпературной обработки на особенности формирования структурно-фазового состояния покрытия ПГ-СР2, полученного лазерной наплавкой, и достигаемые при этом свойства (твердость и трибологические характеристики при скольжении по закрепленному абразиву).

Методика исследований

В работе использовали порошок марки ПГ-СР2 (ПН-ХН80С2Р2) системы Ni—Cr—B—Si гранулометрического состава 40—160 мкм. Его химический состав, мас. %: 14,8Cr; 2,1B; 2,9Si; 2,6Fe; 0,48C; ост. Ni. Порошок ПГ-СР2 наносили на пластины

размером 150×120×18 мм из низкоуглеродистой стали Ст3, служившей в качестве модельного конструкционного материала. Для эффективно-го повышения сопротивления износу, коррозии или термическому воздействию на поверхностях изделий из недорогих углеродистых или низколегированных сталей может быть экономически целесообразным формирование покрытий из дорогостоящих сплавов на никелевой основе. Порошок наплавливали на основу с использованием излучения CO₂-лазера непрерывного действия. Мощность излучения составляла 1,4—1,6 кВт, скорость обработки — 180 мм/мин, расход порошка — 2,8—3,9 г/мин, размер лазерного пятна на поверхности — 6,0×1,5 мм, транспортирующий газ — аргон. Лазерную наплавку проводили в два прохода. Наплавленные слои подвергали шлифовке, толщина покрытий после шлифовки составляла 0,7—0,8 мм.

Образцы с наплавленным слоем подвергали нагреву при температуре 1050 °С (выдержка 1 ч) с последующим охлаждением в воде, на воздухе, в муфельной и в вакуумной печах для реализации различных скоростей охлаждения покрытий.

Испытания на изнашивание по закрепленному абразиву корунду Al₂O₃ проводили по схеме «палец—пластина» при возвратно-поступательном движении поверхности наплавленных образцов при нормальной нагрузке $N = 49$ Н, средней скорости 0,175 м/с, величине поперечного смещения за один двойной ход 1,2 мм. Интенсивность изнашивания рассчитывали по формуле $I_n = \Delta m / (\rho SL)$, где Δm — потери массы образца, г; ρ — плотность покрытия, г/см³; S — геометрическая площадь контакта, см²; L — путь трения, м. Коэффициент трения f определяли как отношение силы трения F (Н) к нормальной нагрузке N (Н). Для расчета удельной работы абразивного изнашивания (работы, которую необходимо затратить на разрушение материала) применяли формулу $W = fNL\rho/\Delta m$.

Структуру и фазовый состав покрытия изучали с использованием растрового электронного микроскопа VEGA II XMU (Tescan, Чехия), оборудованного волнодисперсионным (IncaWave 700) и энергодисперсионным (INCA Energy 450 XT) микроанализаторами (Oxford Instruments, Великобритания), и рентгеновского дифрактометра XRD-7000 (Shimadzu, Япония) (в CrK_α-излучении). Твердость по Виккерсу измеряли при нагрузке 49 Н на твердомере AVK 1975-1 (Akashi, Япония).

Результаты и их обсуждение

Структурными исследованиями установлено, что наплавленное из порошка марки ПГ-СР2 газопорошковой лазерной наплавкой покрытие системы Ni—Cr—B—Si (рис. 1, *a*) имеет дендритное

строение (рис. 1, *б*). Покрытие по всей толщине характеризуется равномерным распределением структурных составляющих, а также приблизительно постоянными уровнями средней микротвердости и абразивной износостойкости [20]. Переходная зона имеет толщину 5–20 мкм. В таб-

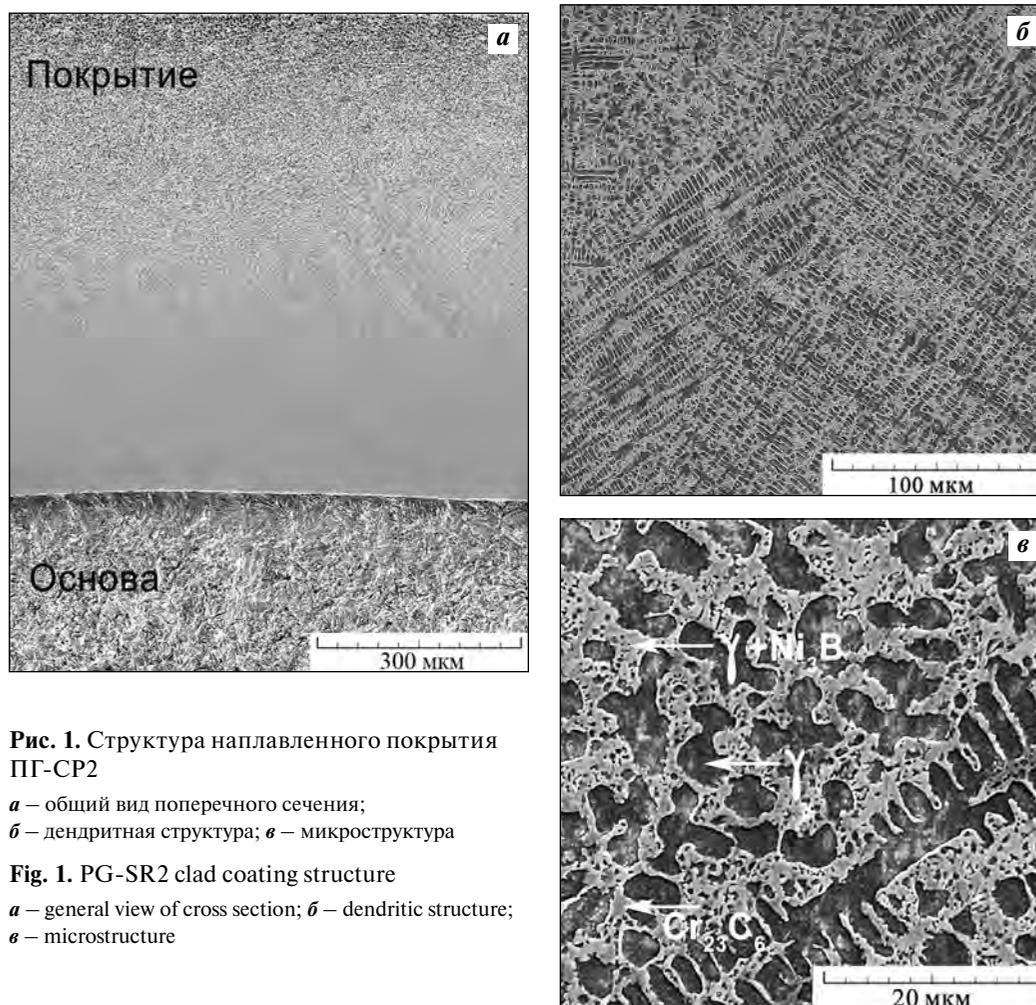


Рис. 1. Структура наплавленного покрытия ПГ-СР2

a – общий вид поперечного сечения;
б – дендритная структура; *в* – микроструктура

Fig. 1. PG-SR2 clad coating structure

a – general view of cross section; *б* – dendritic structure;
в – microstructure

Твердость (HV 5), интенсивность изнашивания (I_h), коэффициент трения (f) и удельная работа изнашивания (W) при испытании по корунду покрытия ПГ-СР2 после наплавки и последующих термических обработок

Hardness (HV 5), wear rate (I_h), friction coefficient (f) and specific wear rate (W) during the corundum test of the PG-SR2 coating after cladding and subsequent heat treatments

Обработка	HV 5	$I_h, 10^{-5}$	f	$W, \text{кДж/см}^3$
Лазерная наплавка (ЛН)	420 ± 10	1,3	0,56	43
ЛН + 1050 °С, вода	310 ± 20	1,5	0,68	44
ЛН + 1050 °С, воздух	380 ± 30	1,4	0,66	46
ЛН + 1050 °С, муфельная печь	410 ± 50	0,9	0,55	63
ЛН + 1050 °С, вакуумная печь	490 ± 30	0,8	0,53	62

лице приведены исследованные виды обработок образцов, а также результаты измерений твердости и трибологических свойств (интенсивности и удельной работы абразивного изнашивания, коэффициента трения) при скольжении по корунду для наплавленного покрытия, а также для покрытия, подвергнутого дополнительному нагреву при температуре 1050 °С и охлаждению в разных средах.

Как показано на рис. 1, *в*, микроструктура покрытия состоит из твердого раствора на основе никеля γ , эвтектики $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$, а также упрочняющей фазы Cr_{23}C_6 (твердостью 1000–1150 HV) [21]. Покрытие в наплавленном состоянии имеет среднюю твердость $420 \pm 10 \text{ HV } 5$, а в условиях испытаний

по закрепленному абразиву (корунду) характеризуется интенсивностью изнашивания $I_h = 1,3 \cdot 10^{-5}$, коэффициентом трения 0,56 и удельной работой изнашивания $W = 43 \text{ кДж/см}^3$ (см. таблицу).

На рис. 2–5 представлены результаты исследования методами растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изменений структуры, фазового и химического составов, происходящих в покрытии в результате выдержки в течение 1 ч при температуре 1050 °С с последующим охлаждением в различных условиях.

Из данных таблицы и рис. 2, 3 следует, что последующая термическая обработка с нагревом до температуры 1050 °С и охлаждением в различных

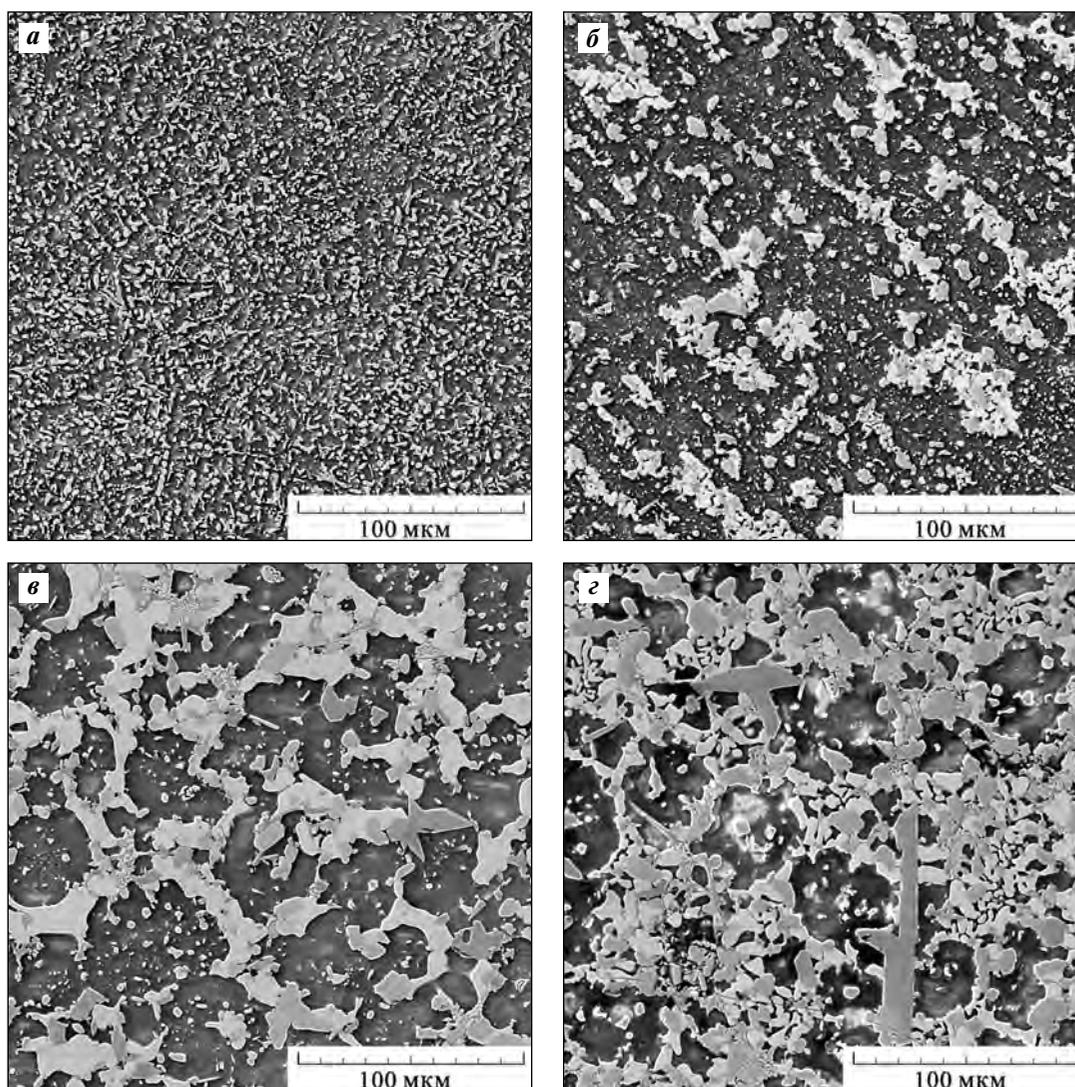


Рис. 2. Общий вид структуры покрытия ПГ-СР2 после высокотемпературной обработки с охлаждением в воде (*а*), на воздухе (*б*), в муфельной печи (*в*) и в вакуумной печи (*г*)

Fig. 2. General view of the PG-SR2 coating structure after high-temperature treatment with cooling in water (*a*), in air (*b*), in a muffle furnace (*v*) and in a vacuum furnace (*g*)

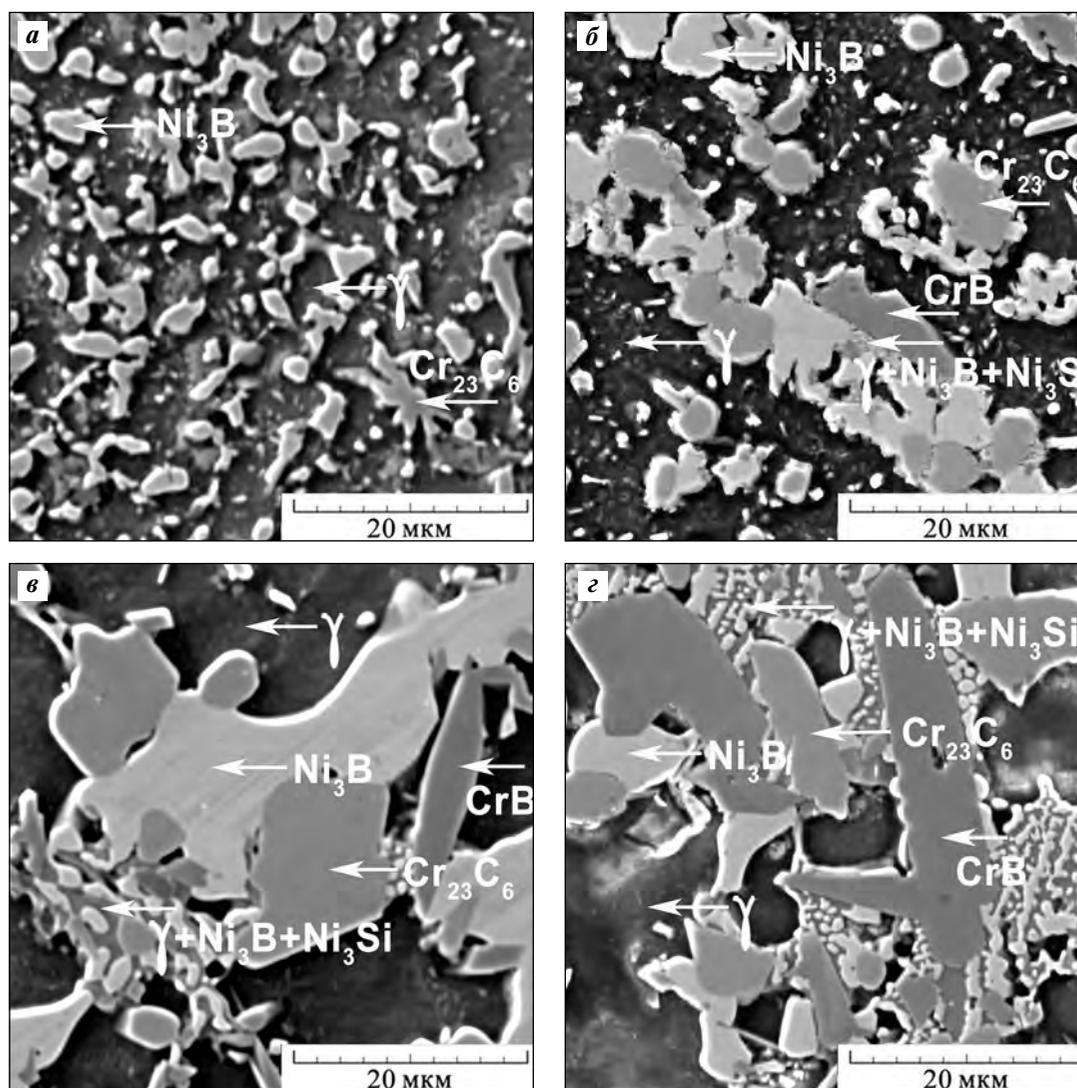


Рис. 3. Микроструктура покрытия ПГ-СР2 после высокотемпературной обработки с охлаждением в воде (а), на воздухе (б), в муфельной печи (в) и в вакуумной печи (г)

Fig. 3. PG-SR2 coating microstructure after high-temperature treatment with cooling in water (a), in air (b), in a muffle furnace (c) and in a vacuum furnace (d)

условиях вызывает структурно-фазовые превращения в наплавленном покрытии ПГ-СР2 и оказывает заметное влияние на его свойства. Быстрое охлаждение в воде позволяет зафиксировать высокотемпературное структурное состояние покрытия, формирующееся при нагреве. Сравнительный анализ рис. 1, в и 3, а показывает, что в результате выдержки 1 ч при температуре 1050 °С структурно-фазовое состояние покрытия претерпевает заметные изменения. Практически полностью исчезает эвтектика $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$. Происходит частичное диффузионное растворение упрочняющих фаз в матричном твердом растворе, что подтверждает также снижение интенсивности рентгеновских

линий, соответствующих фазам Ni_3B и Cr_{23}C_6 (рис. 4, б), по сравнению с интенсивностями указанных линий после наплавки (рис. 4, а).

При высокотемпературном нагреве покрытия ПГ-10Н-01 до 1000 °С (охлаждение в воде) также наблюдалось уменьшение количества эвтектики $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$ в результате интенсивного диффузионного растворения борида никеля [19]. Однако после нагрева в структуре сохранялись карбиды и бориды хрома Cr_7C_3 и CrB , содержащиеся в этом более легированном покрытии после его формирования лазерной наплавкой.

Данные таблицы показывают, что быстрое охлаждение в воде от температуры 1050 °С и обуслов-

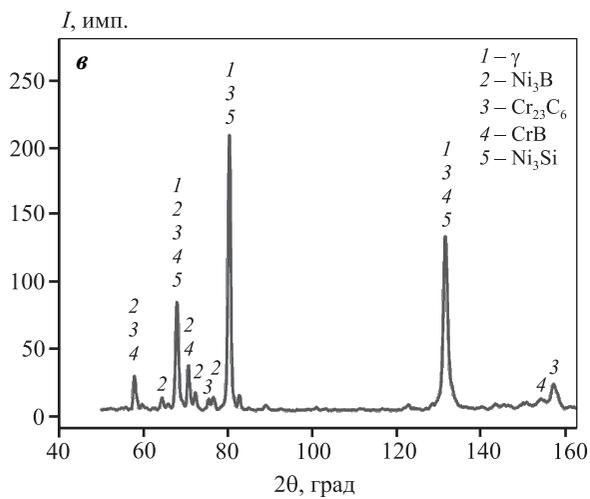
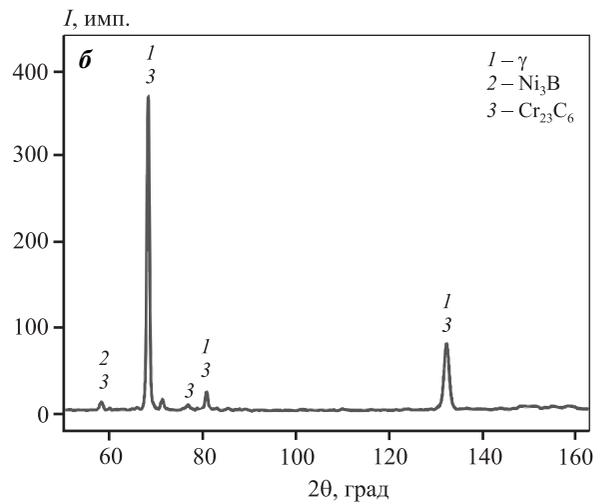
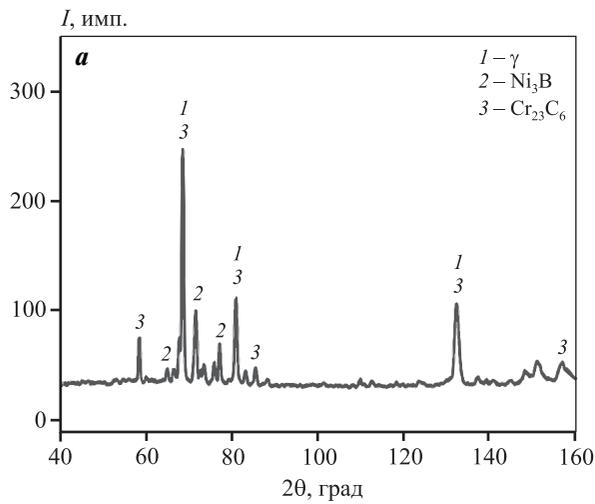


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы покрытия ПГ-СР2 после лазерной наплавки (а) и дополнительной высокотемпературной обработки с охлаждением в воде (б) и в вакуумной печи (в)

Fig. 4. XRD patterns of the PG-SR2 coating after laser cladding (a) and additional high-temperature treatment with cooling in water (b) and in a vacuum furnace (c)

ленные высокотемпературным нагревом структурные изменения приводят к снижению средней твердости покрытия ПГ-СР2 до $310 \pm 20 \text{ HV } 5$, некоторому росту интенсивности изнашивания (до $I_h = 1,5 \cdot 10^{-5}$) и коэффициента трения (до $f = 0,68$). При этом значение удельной работы абразивного изнашивания покрытия после нагрева ($W = 44 \text{ кДж/см}^3$) мало отличается от соответствующей характеристики наплавленного покрытия.

При более медленном охлаждении образцов на воздухе от $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ в покрытии возникает структура (рис. 2, б и 3, б), значительно отличающаяся от структур покрытия после наплавки (рис. 1, в), а также дополнительного высокотемпературного нагрева с последующим резким охлаждением в воде (рис. 2, а и 3, а). В частности, появляется борид хрома CrB (см. рис. 3, б) твердостью 1950—2400 HV [21], отсутствовавший как в структуре исходного наплавленного покрытия, так и в структуре покрытия после нагрева и охлаждения в воде. Кроме того, при охлаждении на воздухе формируется

силицид никеля Ni_3Si , входящий в состав эвтектики $\gamma + \text{Ni}_3\text{B} + \text{Ni}_3\text{Si}$ (рис. 3, б). В работах [22, 23] в сплавах на основе системы Ni—Cr—B—Si при охлаждении в интервале температур $940\text{—}955 \text{ }^\circ\text{C}$ наблюдали подобное превращение с формированием эвтектики, содержащей борид никеля и силицид никеля, следующее за формированием эвтектики $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$ [23]. Выделение при медленном охлаждении большого количества Ni_3B приводит к снижению количества γ , содержащего кремний, поэтому избыточный Si идет на образование силицидов. В условиях же ускоренного охлаждения в процессе лазерной наплавки или охлаждения в воде силицид Ni_3Si не образуется (рис. 1, в и 3, а).

Появление силицидов в результате высокотемпературного нагрева и охлаждения на воздухе после лазерной наплавки наблюдали ранее в покрытии ПГ-10Н-01, а бориды хрома CrB в структуре указанного более легированного покрытия ПГ-10Н-01 присутствовали как в наплавленном состоянии, так и после высокотемпературной об-

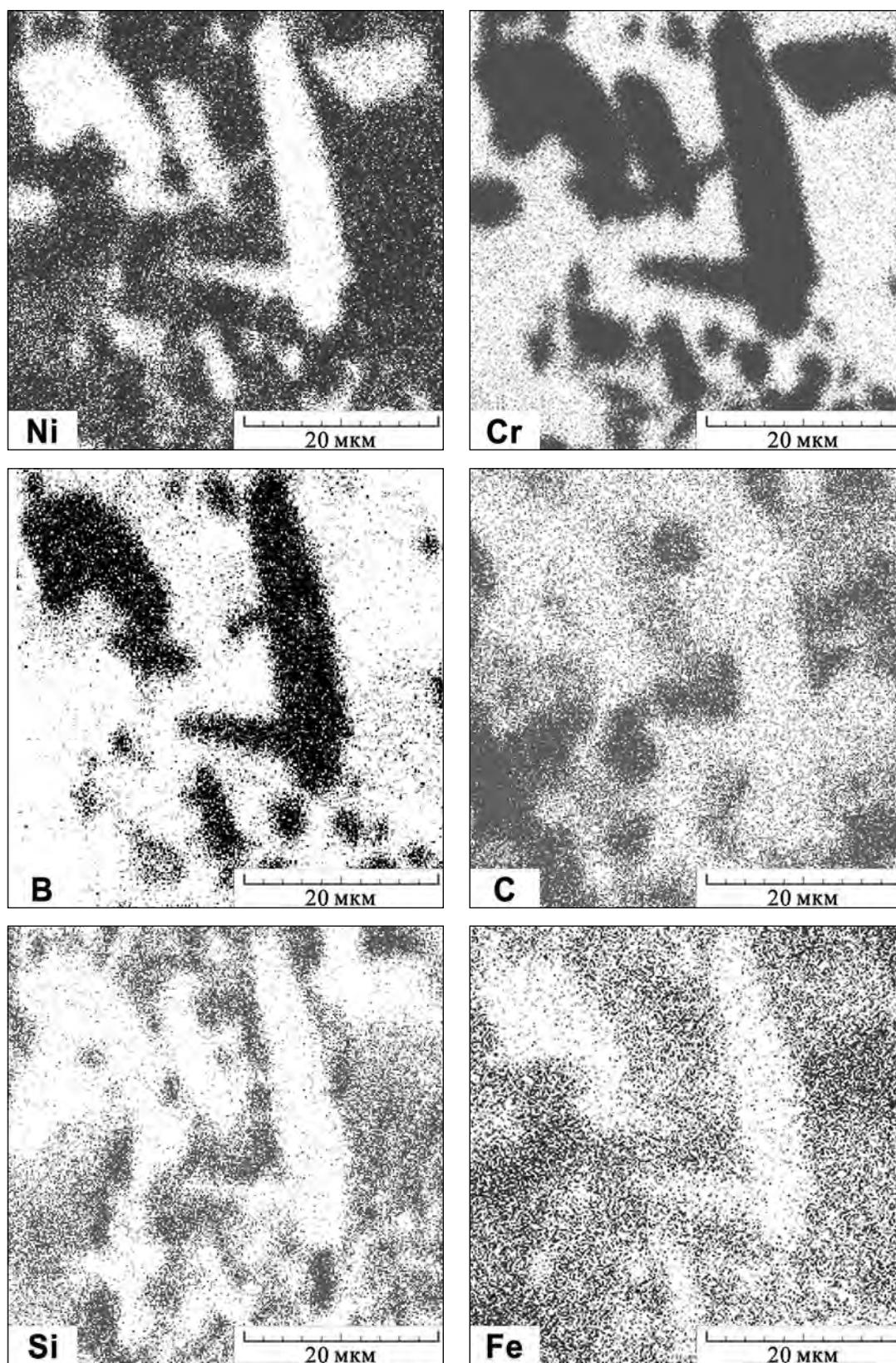


Рис. 5. Поэлементное картирование области, представленной на рис. 3, *з*

Fig. 5. Element mapping of the area shown in Fig. 3, *z*

работки с охлаждением в воде и на воздухе [19]. Формирование же боридов хрома CrB в структуре менее легированного хромом и бором покрытия ПГ-CP2 при охлаждении на воздухе в процессе высокотемпературной обработки является новым результатом. Появление в процессе охлаждения на воздухе наиболее твердой (1950—2400 HV) фазы CrB наряду с некоторым укрупнением частиц Ni₃B твердостью 1000—1140 HV [18] и карбидов Cr₂₃C₆ твердостью 1000—1150 HV обусловило рост средней микротвердости покрытия до 380 HV (см. таблицу). Однако это не привело к ощутимому снижению интенсивности абразивного изнашивания ($I_h = 1,4 \cdot 10^{-5}$) по сравнению с характеристиками покрытия после высокотемпературной обработки с охлаждением в воде ($I_h = 1,5 \cdot 10^{-5}$), что может быть связано с относительно небольшими размерами и количеством упрочняющих фаз, расположенных хаотично и не формирующих в покрытии каркасоподобные структуры (рис. 2, б).

Высокотемпературная обработка покрытия ПГ-CP2 с охлаждением в муфельной и вакуумной печах приводит к формированию такого же фазового состава, что и при охлаждении на воздухе, однако размеры и количество упрочняющих фаз CrB, Cr₂₃C₆ и Ni₃B заметно увеличиваются при замедлении процесса охлаждения (рис. 2, в и г, рис. 3, в и г). Рентгеновская дифрактограмма в этом случае содержит множество пиков, относящихся к боридам и карбидам (рис. 4, в). Формирование при замедленном охлаждении в печах каркасоподобных структур из крупных упрочняющих фаз приводит к повышению твердости (до 410—490 HV 5) и трибологических характеристик покрытия ПГ-CP2 (снижению интенсивности изнашивания до $I_h = (0,8 \div 0,9) \cdot 10^{-5}$ и коэффициента трения до 0,53—0,55, росту удельной работы изнашивания до 62—63 кДж/см³) до уровней, превышающих характеристики покрытия после лазерной наплавки. При этом наибольшей твердостью и износостойкостью характеризуется покрытие после высокотемпературной обработки с наименьшей скоростью охлаждения — в вакуумной печи, когда образуется наибольшее количество крупных упрочняющих фаз (карбидов и боридов) (см. рис. 2, г, рис. 3, г, рис. 5).

Установленные данные о положительном влиянии высокотемпературной обработки на сопротивление абразивному изнашиванию полученного лазерной наплавкой покрытия ПГ-CP2 с основной упрочняющей фазой Cr₂₃C₇ согласуются с ранее

полученными результатами для более легированного покрытия с упрочняющими фазами Cr₇C₃ и CrB [17, 18]. В работе [24] 1,5-часовой отжиг при температуре 1050 °С сформированных прямым лазерным нанесением образцов из материала NiCrBSiAl также привел к повышению их износостойкости в 1,5 раза при трении по закаленной стали.

Анализируя таблицу, важно отметить, что высокотемпературная обработка при температуре 1050 °С покрытия ПГ-CP2 с охлаждением в муфельной печи в сравнении с исходной лазерной наплавкой обеспечивает при равном уровне твердости (410—420 HV 5) существенное снижение интенсивности изнашивания (с $1,3 \cdot 10^{-5}$ до $0,9 \cdot 10^{-5}$) и значимый рост удельной работы абразивного изнашивания (с 43 до 63 кДж/см³). Этот экспериментальный результат подтверждает обоснованный в работе [21] вывод о преобладающей роли упрочняющих фаз в сопротивлении абразивному изнашиванию NiCrBSi-покрытий, сформированных лазерной наплавкой. Износостойкость определяется главным образом не средней твердостью покрытий, а твердостью упрочняющих фаз и механизмами изнашивания, развивающимися в зависимости от соотношения твердости упрочняющих фаз покрытия и твердости абразивных частиц.

При испытании по закрепленному абразиву (корунду Al₂O₃) твердостью ~2000 HV изнашивание покрытия ПГ-CP2 с основной упрочняющей фазой Cr₂₃C₆ твердостью 1000—1150 HV происходит по механизму микрорезания, которое надежно развивается при превышении твердости абразива над твердостью испытуемого материала более чем в 1,3—1,4 раза [25]. При микрорезании продукты изнашивания имеют преимущественно вид микростружек, образующихся в процессе одноактного отделения микрообъема металла под воздействием абразивного зерна [21]. Возникающие в структуре покрытия при высокотемпературной обработке крупные бориды CrB (рис. 3, в и г, рис. 5) препятствуют реализации микрорезания, поскольку твердость боридов CrB (1950—2400 HV) соответствует или даже превышает твердость корунда. Это приводит к частичной смене основного механизма изнашивания покрытия от микрорезания к царапанию (пластическому отеснению) [25]. Механизм царапания, по сравнению с механизмом микрорезания, характеризуется существенно меньшей интенсивностью отделения продуктов изнашивания, преимущественно в виде чешуек. Крупные частицы твердых упрочняющих

фаз в результате ускоренного изнашивания металлической матрицы образуют на поверхности абразивного изнашивания выступающий износостойкий каркас [21], который повышает сопротивление изнашиванию покрытия ПГ-СР2, подвергнутого высокотемпературной обработке.

Заключение

Впервые изучено влияние нагрева и последующего охлаждения при проведении высокотемпературной термической обработки на формирование структуры, твердости и трибологических свойств при скольжении по закрепленному абразиву (корунду) наплавленного лазером покрытия ПГ-СР2 состава, мас. %: 14,8Cr—2,1В—2,9Si—2,6Fe—0,48С—ост. Ni.

Нагрев покрытия до температуры 1050 °С (выдержка 1 ч) приводит к частичному диффузионному растворению боридов никеля Ni₃B и карбидов хрома Cr₂₃C₆ в твердом растворе и, как следствие, к снижению твердости и сопротивления абразивному изнашиванию.

Сильное влияние на формируемое при высокотемпературной обработке структурно-фазовое состояние и свойства покрытия оказывает скорость охлаждения от температуры нагрева. Последовательное замедление скорости охлаждения от 1050 °С при охлаждении образцов на воздухе, в муфельной или вакуумной печи приводит к выделению новых фаз — боридов хрома CrB и силицидов никеля Ni₃Si, отсутствовавших в структуре исходного наплавленного покрытия.

Крупные высокопрочные бориды хрома ограничивают развитие механизма микрорезания при изнашивании по корунду покрытия, подвергнутого высокотемпературной обработке, поскольку твердость данного абразива не превышает твердость фазы CrB. Формируемые при медленном охлаждении в печи крупные карбиды и бориды хрома образуют в покрытии износостойкие структуры каркасоподобного типа. Вследствие этого высокотемпературная обработка покрытия на никелевой основе обеспечивает рост твердости и износостойкости до уровней, превышающих характеристики исходного покрытия, наплавленного лазером.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант 19-79-00031). Экспериментальные исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Авторы выражают благодарность И.Ю. Малыгиной за участие в экспериментах.

Acknowledgments: *The research was funded by the Russian Science Foundation (Grant 19-79-00031). Experimental studies were conducted using the «Plastometry» common use center equipment of the Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS, Ekaterinburg. The authors thank I.Yu. Malygina for her participation in experiments.*

Литература/References

1. Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Сытченко А.Д., Левашов Е.А. Сравнительное исследование электроискровых покрытий, полученных с использованием электродов TiC—NiCr и TiC—NiCr—Eu₂O₃. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2019. No. 5. С. 67—78. DOI: 10.17073/0021-3438-2019-5-67-78.
Kiryukhantsev-Korneev F.V., Sytchenko A.D., Levashov E.A. Comparative study of coatings formed by electrospark alloying using TiC—NiCr and TiC—NiCr—Eu₂O₃ electrodes. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2019. Vol. 60. P. 1—11. DOI: 10.3103/S1067821219060099.
2. Бирюков В.П., Базлова Т.А. Экспериментальное и расчетное определения коэффициента износостойкости покрытий с добавками нанодисперсных частиц карбидов при лазерной наплавке. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2020. No. 2. С. 73—80. DOI: 10.17073/1997-308X-2020-2-73-80.
Biryukov V.P., Bazlova T.A. Experimental and computational determination of the wear resistant coefficient for coatings with nanodispersed carbide particles added by laser surfacing. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2020. Vol. 61. P. 739—744. DOI: 10.3103/S1067821220060048.
3. Pugacheva N.B., Bykova T.M., Trushina E.B., Malygina I.Yu. The structural state and properties of a deposited coating for an internal combustion engine valve. *Diagn., Res. Mech. Mater. Struct.* 2018. Iss. 5. P. 74—85. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.5.074-085.
4. Biryukov V.P. Wear of a laser-surfaced steel shaft and a slip-bearing bush. *Russ. Eng. Res.* 2015. Vol. 35. P. 249—252. DOI: 10.3103/S1068798X15040073.
5. Gao W., Chang C., Li G., Xue Y., Wang J., Zhang Z., Lin X. Study on the laser cladding of FeCrNi coating. *Optik*. 2019. Vol. 178. P. 950—957. DOI: 10.1016/j.ijleo.2018.10.062.
6. Frazier W.E. Metal additive manufacturing: A review. *J. Mater. Eng. Perform.* 2014. Vol. 23. P. 1917—1928. DOI: 10.1007/s11665-014-0958-z.
7. Muvvala G., Patra Karmakar D., Nath A.K. Online monitoring of thermo-cycles and its correlation with microstructure in laser cladding of nickel based super alloy. *Optics Laser Techn.* 2017. Vol. 88. P. 139—152. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2016.08.005.

8. *Логинова И.С., Быковский Д.П., Солонин А.Н., Просвираков А.С., Чеверикин В.В., Поздняков А.В., Петровский В.Н.* Особенности микроструктуры и свойств изделий, получаемых методом прямого лазерного наплавления порошка стали 316L. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2017. No. 4. С. 44—52. DOI: 10.17073/1997-308X-2017-4-44-52.
Loginova I.S., Bykovskiy D.P., Solonin A.N., Prosviryakov A.S., Cheverikin V.V., Pozdnyakov A.V., Petrovskiy V.N. Peculiarities of the microstructure and properties of parts produced by the direct laser deposition of 316L steel powder. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2019. Vol. 60. P. 87—94. DOI: 10.3103/S1067821219010085.
9. *Gómez-del Río T., Garrido M.A., Fernández J.E., Cadenas M., Rodríguez J.* Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings. *J. Mater. Proces. Technol.* 2008. Vol. 204. P. 304—312. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.042.
10. *Fernández E., Cadenas M., González R., Navas C., Fernández R., Damborenea J.D.* Wear behavior of laser clad NiCrBSi coating. *Wear.* 2005. Vol. 259. P. 870—875. DOI: 10.1016/j.wear.2005.02.063.
11. *Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Коржова В.В., Крилицын М.Г., Полянская А.А.* Синтез композиционных порошков «TiC — связка из сплава NiCrBSi» для наплавки и напыления износостойких покрытий. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2018. No. 2. С. 43—53. DOI: 10.17073/1997-308X-2018-2-43-53.
Pribytkov G.A., Firsina I.A., Korzhova V.V., Krinitcyn M.G., Polyanskaya A.A. Synthesis of TiC—NiCrBSi binder alloy composite powders for cladding and deposition of wear-resistant coatings. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2019. Vol. 60. P. 282—2894. DOI: 10.3103/S1067821219030118.
12. *Chen L., Wang H., Zhao C., Lu S., Wang Z., Sha J., Chen S., Zhang L.* Automatic remelting and enhanced mechanical performance of a plasma sprayed NiCrBSi coating. *Surf. Coat. Technol.* 2019. Vol. 369. P. 31—43. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.04.052.
13. *Li Q., Zhang D., Lei T., Chen C., Chen W.* Comparison of laser-clad and furnace-melted Ni-based alloy microstructures. *Surf. Coat. Technol.* 2001. Vol. 137. P. 122—135. DOI: 10.1016/S0257-8972(00)00732-5.
14. *Islak S., Ulutan M., Buytoz S.* Microstructure and wear properties of hot-pressed NiCrBSi/TiC composite materials. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2020. Vol. 61. P. 571—582. DOI: 10.3103/S1067821220050053.
15. *Navas C., Colaco R., Damborenea J., Vilar R.* Abrasive wear behavior of laser clad and flame sprayed—melted NiCrBSi coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2006. Vol. 200. P. 6854—6862. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.10.032.
16. *González R., Cadenas M., Fernández R., Cortizo J.L., Rodríguez E.* Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser. *Wear.* 2007. Vol. 262. P. 301—307. DOI: 10.1016/j.wear.2006.05.009.
17. *Guo Ch., Zhou J., Chen J., Zhao J., Yu Y., Zhou H.* High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC—Ni composite coatings. *Wear.* 2011. Vol. 270. P. 492—498. DOI: 10.1016/j.wear.2011.01.003.
18. *Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л.* Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплоустойчивости комбинированной лазерно-термической обработкой. *Металловедение и терм. обраб. металлов.* 2015. No. 3. С. 39—46.
Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Formation of wear-resistant chromium-nickel coating with extra high thermal stability by combined laser-and-heat treatment. *Met. Sci. Heat Treat.* 2015. Vol. 57. P. 161—168. DOI: 10.1007/s11041-015-9856-8.
19. *Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Kharanzhevskiy E.V.* Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating by high-temperature processing. *J. Crys. Growth.* 2019. Vol. 525. Art. 125200. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2019.125200.
20. *Savrai R.A., Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L.* The behavior of gas powder laser clad NiCrBSi coatings under contact loading. *J. Mater. Eng. Perform.* 2016. Vol. 25. P. 1068—1075. DOI: 10.1007/s11665-016-1925-7.
21. *Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю.* Роль упрочняющих фаз в сопротивлении абразивному изнашиванию NiCrBSi покрытий, сформированных лазерной наплавкой. *Трение и износ.* 2017. No. 38. С. 311—318.
Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu. Role of the strengthening phases in abrasive wear resistance of laser-clad NiCrBSi coatings. *J. Frict. Wear.* 2017. Vol. 38. P. 272—278. DOI: 10.3103/S1068366617040080.
22. *Lebaili S., Durand-Charre M., Hamar-Thibault S.* The metallurgical structure of as-solidified Ni—Cr—B—Si—C hardfacing alloys. *J. Mater. Sci.* 1988. Vol. 23. P. 3603—3611. DOI: 10.1007/BF00540502.
23. *Kim H.-J., Hwang S.-Y., Lee C.-H., Juvanon P.* Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2003. Vol. 172. P. 262—269. DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00348-7.
24. *Gorunov A.I., Gilmutdinov A.Kh.* Study of the effect of heat treatment on the structure and properties of the specimens obtained by the method of direct metal deposition. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2016. Vol. 86. P. 2567—2574. DOI: 10.1007/s00170-016-8405-y.
25. *Khrushchov M.M.* Principles of abrasive wear. *Wear.* 1974. Vol. 28. P. 69—88. DOI: 10.1016/0043-1648(74)90102-1.