



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой

Наталья Соболева^{1, а, *}, Алексей Макаров^{1, 2, 3, б}, Александр Степченко^{1, 2, в},
Ирина Малыгина^{1, д}, Юрий Коробов^{2, 3, е}

¹ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

³ Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>, natashasoboleva@list.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0001-9431-0170>, alexander.stepchenkov@gmail.com, ^д <https://orcid.org/0000-0002-9463-1473>, malygina@imach.uran.ru,

^е <https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>, yukorobov@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92:620.178.152

История статьи:

Поступила: 21 марта 2020

Рецензирование: 20 апреля 2020

Принята к печати: 11 мая 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Лазерная наплавка

Хромоникелевое покрытие

Термическое воздействие

Инструментальное микроиндентирование

Сканирующая электронная микроскопия

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ 19-79-00031. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Хромоникелевые покрытия могут использоваться в деталях, эксплуатируемых при высоких температурах (штампы горячего деформирования, валки прокатных станов, ролланги, детали турбин, теплообменников и т.д.). Перспективным методом нанесения покрытий является газопорошковая лазерная наплавка, формирующая покрытия с повышенной твердостью и однородностью. Современным методом оценки механических свойств хромоникелевых покрытий является инструментальное микроиндентирование, осуществляющее запись диаграмм в процессе нагружения и разгрузки индентора. **Цель работы** – исследовать влияние термического воздействия в интервале температур 800...1050 °С на микромеханические свойства NiCrBSi покрытия ПГ-10Н-01, полученного газопорошковой лазерной наплавкой. **Методы исследования.** Инструментированное микроиндентирование и сканирующая электронная микроскопия с использованием энергодисперсионного микроанализа. **Результаты и обсуждение.** Термическое воздействие при температуре 800 °С лишь незначительно снижает прочностные характеристики покрытия, а растворение упрочняющих фаз в структуре покрытия при нагреве до 900 °С приводит к существенному уменьшению характеристик твердости и параметров, характеризующих сопротивление упругопластическому деформированию. Формирование при нагреве до 1050 °С (выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе) «каркасоподобной» структуры с основой из крупных карбоборидов Cr₂(B₂C) и боридов Cr₂B с большими модулями упругости приводит к сильному повышению среднего контактного модуля упругости до ~ 280 ГПа (при среднем уровне модуля упругости ~ 200 ГПа у покрытия после наплавки, а также дополнительного нагрева до 800 и 900 °С), росту до наибольших значений прочностных характеристик микроиндентирования (твердости по Мартенсу и твердости вдавливания при максимальной нагрузке) и расчетных параметров, свидетельствующих о повышенной способности покрытия с «каркасоподобной» структурой деформироваться в «благоприятной» упругой области, а также противостоять механическим контактным нагрузкам и после начала пластического течения.

Для цитирования: Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой / Н.Н. Соболева, А.В. Макаров, А.К. Степченко, И.Ю. Малыгина, Ю.С. Коробов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 104–117. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117.

Введение

Для повышения долговечности и надежности деталей машин технологически и экономически целесообразно создавать на поверхности изделий покрытия с заданным комплексом свойств [1–3]. Хромоникелевые покрытия используются для восстановления изношенных

*Адрес для переписки

Соболева Наталья Николаевна, к.т.н., н.с.

Институт машиноведения УрО РАН,

ул. Комсомольская, 34,

620049, г. Екатеринбург, Россия

Тел.: 8 (343) 362-30-33, e-mail: natashasoboleva@list.ru

поверхностей деталей машин и инструментов, а также для улучшения свойств поверхности новых изделий благодаря их стойкости к коррозии и износу [4–6].

Газопорошковая лазерная наплавка является одним из перспективных методов получения поверхностных слоев [7, 8]. В процессе ее проведения присадочный материал (порошок) оплавляется лазерным лучом совместно с тонким поверхностным слоем основного металла (подложки). По сравнению с другими методами нанесения покрытий лазерная наплавка формирует слои с повышенной твердостью и однородностью, а также с отличным металлургическим сцеплением с подложкой [9–11].

Хромоникелевые покрытия могут быть нанесены на детали, эксплуатируемые при высоких температурах, – штампы горячего деформирования, валки прокатных станов, рольганги, детали турбин, теплообменников и т. д. [12–14]. В связи с этим актуальной задачей для оценки возможности их высокотемпературных применений является исследование влияния термического воздействия на их свойства.

Одним из современных методов оценки механических свойств хромоникелевых покрытий является инструментальное микроиндентирование [15–17], осуществляющее запись диаграмм в процессе нагружения и разгружения индентора. Метод позволяет оценить механические свойства материалов, для которых нет возможности провести стандартные испытания на растяжение, сжатие, изгиб [18]. В работе [19] метод микроиндентирования хромоникелевого покрытия после деформационной поверхностной обработки был применен не только для исследования упругопластических характеристик, но и для обоснования механизмов изнашивания в условиях трения скольжения.

Однако изучение микромеханических характеристик хромоникелевого покрытия, сформированного лазерной наплавкой, после дополнительного нагрева не проводилось. Поэтому целью данной работы явилось исследование влияния термического воздействия в интервале температур 800...1050 °С на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного лазерной наплавкой.

Методика исследований

Материалом для покрытий служил самофлюсующийся порошок системы Ni – Cr – B – Si марки ПГ-10Н-01 состава, % (масс.): 0,8 С; 16,0 Cr; <5,0 Fe; 4,0 Si; 3,5 В; остальное – Ni.

Наплавку порошка на пластину из стали Ст3 осуществляли СО₂-лазером непрерывного действия с мощностью излучения 1,4...1,6 кВт при скорости 180 мм/мин, расходе порошка 4,9 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6×1,5 мм. Порошковая смесь гранулометрического состава 40...100 мкм транспортировалась инертным газом аргоном при давлении 0,5 атм. Для уменьшения поверхностных напряжений наплавку проводили в два прохода путем наложения одного слоя на другой. Покрытия после наплавки и шлифовки имели толщину 1,4...1,5 мм.

Образцы с наплавленным слоем подвергали нагреву до температур 800...1050 °С (выдержка 1 ч) с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктуру и химический состав фаз покрытия изучали с применением сканирующего электронного микроскопа *Tescan VEGA II XMU* и энергодисперсионного микроанализатора *INCA Energy 450 XT*. Инструментированное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе *Fischerscope HM2000 XYm* с использованием индентора Виккерса при максимальной нагрузке на индентор 1,96 Н [20, 21]. Время выдержки при максимальной нагрузке составляло 20 с, время нагрузки/разгрузки – 5 с. Микромеханические характеристики покрытий определяли с использованием кривых нагружения и разгружения по методике Оливера и Фарра [22], которая признана методикой, наиболее универсальной и удобной для индентирования пирамидальными инденторами [23]. Погрешность измерения характеристик микроиндентирования по 12 измерениям определяли по величине среднеквадратичного отклонения с доверительной вероятностью $p = 0,95$.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, а изображены диаграммы нагружения (восходящая кривая на рис. 1, а) и разгружения индентора (нисходящая кривая на рис. 1, а)

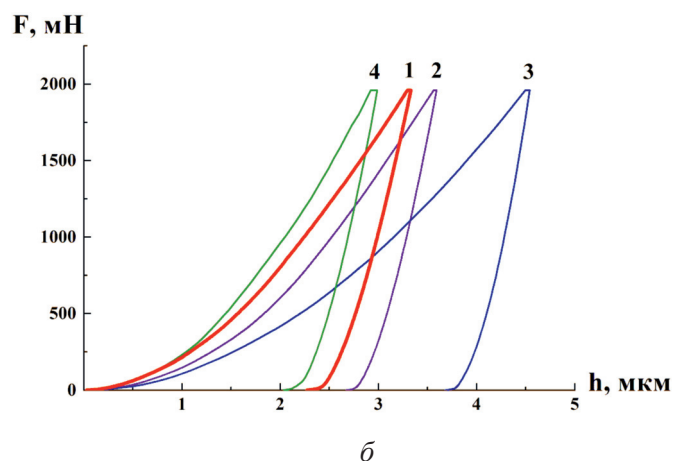
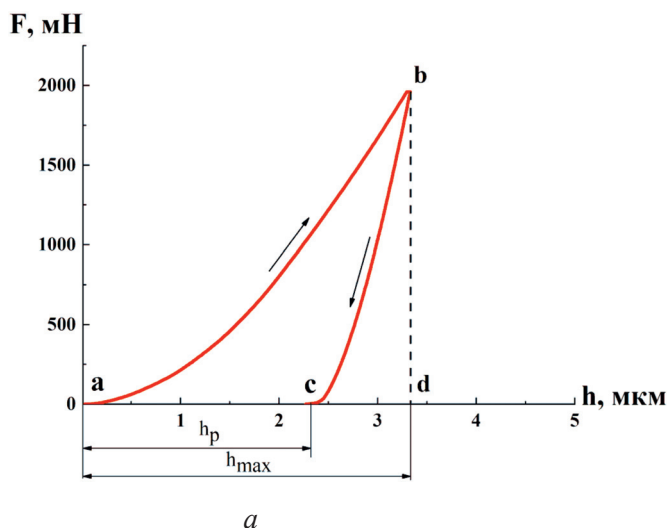


Рис. 1. Пример экспериментальной кривой «нагрузка F – перемещение индентора h » при инструментальном микроиндентировании поверхности образца с покрытием ПГ-10Н-01, сформированным лазерной наплавкой – а; экспериментальные кривые для образцов с покрытием после лазерной наплавки (1) и дополнительного нагрева до температур 800 (2), 900 (3) и 1050 °С (4) – б

Fig. 1. Example of the experimental curve «load F – indenter displacement h » during instrumented microindentation of the surface of a sample with a PG-10N-01 laser clad coating – а, the experimental curves for samples with the coating after laser cladding (1) and additional heating to temperatures of 800 (2), 900 (3) and 1050 °С (4) – б

при максимальной нагрузке $F = 1,96$ Н, определенные методом инструментального микроиндентирования покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой. Как следует из рис. 1, б, последующие термические воздействия при температурах 800...1050 °С оказывают неоднозначное влияние на вид и положение линий. По сравнению с исходной кривой 1 нагрев до температур 800 и 900 °С приводит к последовательному сдвигу кривых 2 и 3 вправо, в то время как нагрев до 1050 °С, напротив, приводит к смещению кривой 4 в сторону меньших значений перемещений индентора h .

На рис. 2 показано, что с ростом температуры нагрева до 800...900 °С наблюдается увеличение значений максимальной $h_{\max}$ и остаточной h_p глубины внедрения индентора в поверхностный слой покрытия ПГ-10Н-01 (определение этих характеристик по диаграммам нагружения и разгрузки поясняет рис. 1, а). Однако дальнейшее повышение температуры до 1050 °С приводит к значительному снижению глубины внедрения индентора до значений даже более низких ($h_{\max} = 3,01 \pm 0,07$, $h_p = 1,96 \pm 0,11$), чем для исходного покрытия ($h_{\max} = 3,47 \pm 0,05$, $h_p = 2,43 \pm 0,03$).

На рис. 3 представлены зависимости от температуры нагрева твердости вдавливания при

максимальной нагрузке H_{IT} , а также твердости по Мартенсу НМ, учитывающей не только пластическую, но и упругую деформацию. Нагрев до 800 °С практически не влияет на значения этих параметров по сравнению с уровнями свойств

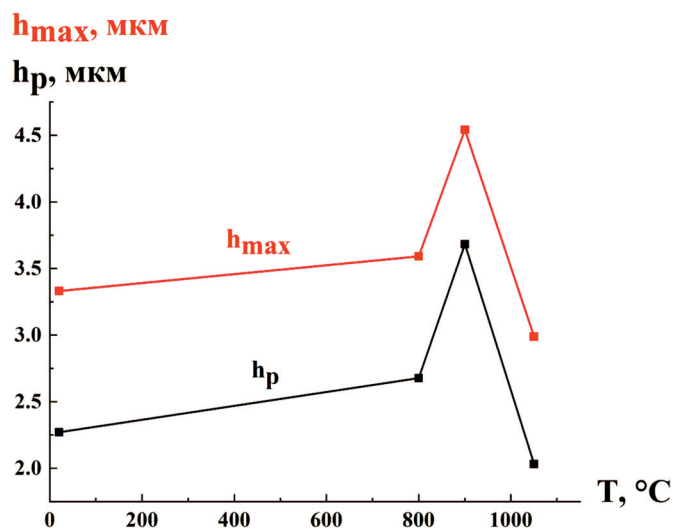


Рис. 2. Влияние температуры нагрева T на максимальную ($h_{\max}$) и остаточную (h_p) глубину внедрения индентора при индентировании покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой

Fig. 2. Influence of the heating temperature T on the maximum ($h_{\max}$) and residual (h_p) penetration depth of the indenter for the PG-10N-01 laser clad coating

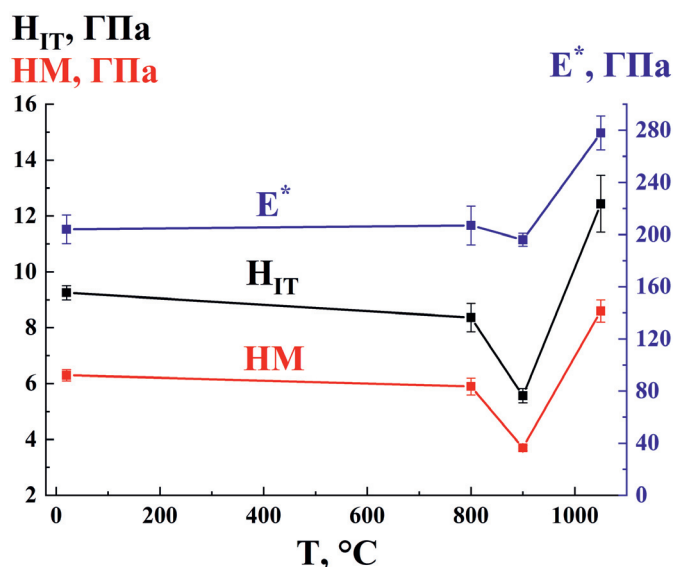


Рис. 3. Влияние температуры нагрева T на твердость по Мартенсу HM , твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и контактный модуль упругости E^* покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой

Fig. 3. Influence of the heating temperature T on the Martens hardness HM , the indentation hardness at the maximum load H_{IT} and the contact elastic modulus E^* for the PG-10N-01 laser clad coating

наплавленного покрытия ($HM = 5,9...6,3$ ГПа, $H_{IT} = 8,3...9,2$ ГПа). Повышение температуры до 900 °C вызывает максимальное разупрочнение покрытия (до значений $HM = 3,7$ ГПа, $H_{IT} = 4,6$ ГПа). Дальнейший нагрев до 1050 °C приводит, напротив, к существенному росту характеристик твердости до максимальных уровней ($HM = 8,6$ ГПа, $H_{IT} = 12,4$ ГПа), существенно превышающих значения твердости исходного наплавленного покрытия (см. рис. 3).

Отмеченное после нагрева покрытия до 800 °C некоторое увеличение глубины внедрения индентора (см. рис. 2) и небольшое снижение характеристик твердости (см. рис. 3) отражают результаты исследования структурно-фазового состояния покрытия [24], согласно которым указанное термическое воздействие вызывает лишь незначительные изменения в структуре покрытия, связанные с трансформацией карбидов хрома Cr_7C_3 в карбобориды сложного состава $(Cr,Ni)_7(C,B)_3$.

Сильный рост значений h_{max} , h_p и соответствующее резкое существенное разупрочнение покрытия при нагреве до 900 °C (см. рис. 2 и 3)

обусловлены, напротив, существенными изменениями структурно-фазового состояния покрытия, металлическую основу которого составляет γ -твердый раствор на основе никеля и эвтектика, образованная γ -твердым раствором и боридом Ni_3B , а основными упрочняющими фазами являются карбиды хрома Cr_7C_3 твердостью $(1650...1800)$ HV 0,05 [24] и бориды хрома CrB твердостью $(1950...2400)$ HV 0,05 [24] (рис. 4, а). На рис. 4, б показано, что нагрев до температуры 900 °C вызывает растворение в матричной γ -фазе наиболее твердой упрочняющей фазы – бориды хрома CrB и боридов никеля Ni_3B твердостью $(1000...1140)$ HV 0,05 [24] из эвтектики $\gamma + Ni_3B$.

Резкое снижение глубины внедрения индентора и большой рост характеристик твердости H_{IT} и HM после термического воздействия при температуре 1050 °C (см. рис. 2, 3) связаны, как показывает рис. 4, в, с формированием «каркасоподобной» структуры из частиц, значительно более крупных, чем частицы упрочняющих фаз в структуре исходного покрытия, не подвергнутого дополнительной термической обработке (см. рис. 4, а). По данным микрорентгеноспектрального анализа крупные частицы в структуре покрытия, подвергнутого высокотемпературной обработке при 1050 °C, являются карбоборидами и боридами хрома состава $Cr_2(B,C)$ и Cr_2B (см. рис. 4, в). В структуре покрытия наряду с матричной фазой γ -твердого раствора содержится также в небольших количествах эвтектика $\gamma + Ni_3B$ и отдельные частицы бориды никеля Ni_3B . Карбидов хрома состава Cr_7C_3 в рассматриваемой структуре не обнаружено.

Полученная отжигом при 1050 °C «каркасоподобная» структура качественно отличается по составу от структур, формируемых в $NiCrBSi$ покрытии высокотемпературной обработкой при температурах 1025 °C [24–26] и 1000 °C [27], когда в отожженной структуре наблюдали фазы CrB , Cr_7C_3 и силициды никеля Ni_3Si . По-видимому, нагрев до 1050 °C (почти до предплавильных для металлической основы температур) вызывает более полное растворение карбида хрома Cr_7C_3 и соответствующее насыщение твердого раствора хромом, что и приводит к выделению при охлаждении от температуры отжига соединений $Cr_2(B,C)$ и Cr_2B с высоким содержанием хрома. Согласно литературным данным [28] бо-

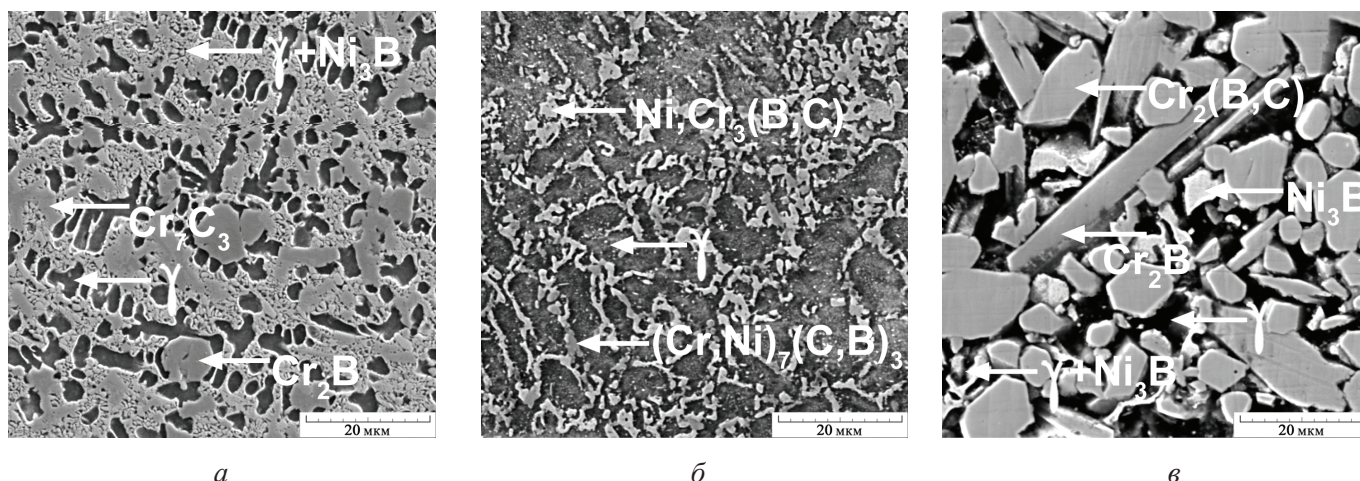


Рис. 4. Микроструктуры покрытия ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки (а) и дополнительного нагрева до температур 900 (б) и 1050 °С (в) (выдержка 1 ч) с последующим охлаждением на воздухе

Fig. 4. Microstructures of the PG-10N-01 coating after laser cladding (a) and additional heating to temperatures of 900 (б) and 1050 °C (в) (exposure time of 1 h) followed by air cooling

рид хрома Cr_2B имеет меньшую твердость (1350 HV), чем фазы CrB , Cr_7C_3 . Однако повышенное содержание в структуре покрытия, отожженно-го при 1050 °С (см. рис. 4, в), упрочняющих фаз $\text{Cr}_2(\text{B,C})$, Cr_2B и Ni_3B при существенно меньшем, чем в исходном покрытии (см. рис. 4, а) количестве эвтектики $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$ (твердость которой составляет (580...750) HV 0,05 [24]), обуславливает наблюдаемые у «каркасоподобной» структуры, представленной на рис. 2 и 3, минимальные глубины внедрения индентора и максимальные прочностные характеристики.

Из рис. 3 следует также, что нагрев покрытия до температур 800...900 °С не оказывает заметного влияния на уровень контактного модуля упругости E^* , который остается в пределах 196...207 ГПа. Таким образом, существенные структурные изменения, обусловленные нагревом до 900 °С, связанные с растворением борида хрома CrB и частичным растворением борида никеля Ni_3B (см. рис. 4, б; [24]), не приводят к значимому изменению величины E^* . Это согласуется с известными представлениями о малой чувствительности модулей упругости к структурному состоянию недеформированных материалов [29], в то время как деформации могут оказывать заметное влияние на модуль упругости металлов и сплавов, например [30–33].

Однако, как показывает рис. 3, нагрев до 1050 °С вызывает резкий рост контактного модуля упругости покрытия до 278 ± 13 ГПа. Обнаруженный столь высокий уровень модуля

упругости «каркасоподобной» структуры, сформированной в покрытии высокотемпературным отжигом, можно объяснить только вкладом в средний модуль упругости крупных частиц боридов и карбоборидов хрома Cr_2B и $\text{Cr}_2(\text{B,C})$, поскольку у структурных составляющих на основе никеля модули упругости относительно невелики. В частности, у борида никеля Ni_3B модуль упругости составляет 172 ГПа [34], у борида хрома состава Cr_2B , напротив, модуль упругости чрезвычайно высок (410 ГПа) [34]. В результате высокотемпературной (при 1050 °С) обработки покрытия не только образуются частицы упрочняющих фаз более крупные, чем в исходном наплавленном лазером покрытии, но и существенно увеличивается объемная доля боридов (карбоборидов) хрома с повышенными модулями упругости, а количество эвтектики $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$ со значительно более низким уровнем E^* , напротив, снижается (см. рис. 4, а, в). Следует отметить, что при индентировании с использованной в настоящем исследовании максимальной нагрузкой 1,98 Н (200 гс) анализировали средние микромеханические свойства покрытия с данным типом структуры, а не характеристики отдельных фаз. В работе [35] также наблюдали зависимость среднего модуля упругости композиционного материала от количества фаз с разными модулями упругости.

Как следует из рис. 5, а, значения полной механической работы при индентировании W_p , определяемой площадью под кривой нагрузки

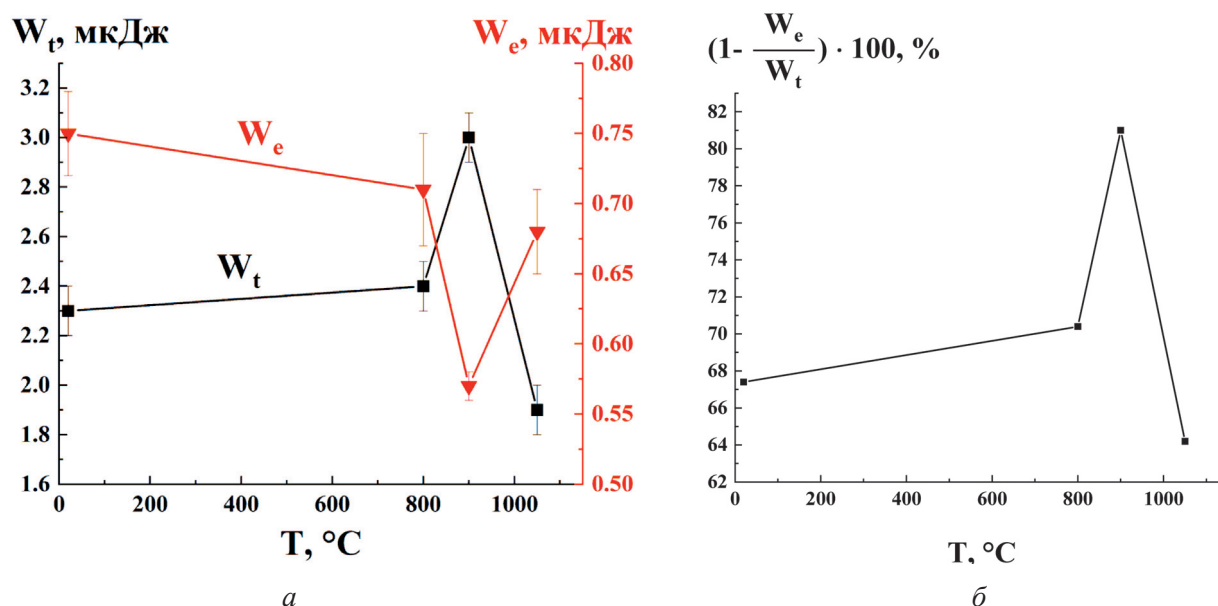


Рис. 5. Влияние температуры нагрева T на величины работы упругой деформации W_e , полной механической работы W_t (а) и пластической составляющей работы (б) при микроиндентировании покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой

Fig. 5. Influence of the heating temperature T on the values of the elastic work W_e , the total mechanical work W_t (a) and the plastic component of the work (b) during microindentation for the PG-10N-01 laser clad coating

(треугольник abd , рис. 1, а) и состоящей из работы пластической деформации и работы упругого восстановления (упругой деформации), имеют обратную зависимость от температуры нагрева по сравнению со значениями твердости по Мартенсу и твердости вдавливания при максимальной нагрузке (см. рис. 3), поскольку чем более упрочнен материал, тем меньше он деформируется под индентором и соответственно тем меньшая работа затрачивается на деформирование. Определяемая площадью под кривой разгрузки (треугольник cbd , рис. 1, а) работа упругой деформации при индентировании W_e , освобождаемая при снятии приложенной нагрузки, имеет минимальные значения при температуре 900 °C (0,57 мкДж). При этом нагрев до 1050 °C приводит к росту работы W_e до 0,68 мкДж, что несколько ниже уровня, характерного для исходного покрытия ($W_e = 0,75$ мкДж).

Установленные значения полной механической работы вдавливания W_t и работы упругой деформации W_e были использованы при расчете по формуле $(1 - (W_e/W_t))100 \%$ согласно ГОСТ Р 8.748–2011 [21] пластической составляющей работы при индентировании поверхности покрытия. На рис. 5, б показано влияние температуры термического воздействия на величину

установленной пластической составляющей. Видно, что из четырех рассмотренных состояний покрытия наибольшей и наименьшей пластической составляющей работы, совершенной при индентировании, характеризуются структуры покрытия после нагрева соответственно до 900 и 1050 °C.

На рис. 6 представлены зависимости от температуры термического воздействия ряда расчетных параметров (определенных по данным микроиндентирования), используемых для оценки сопротивления поверхности материалов упруго-пластическому деформированию при механическом контактом нагружении. Согласно рис. 6, а величина упругого восстановления $R = ((h_{\max} - h_p)/h_{\max})100 \%$ [36–38] и отношение H_{IT}/E^* (удельная контактная твердость) [39] изменяются одинаковым образом в зависимости от температуры нагрева покрытия. Значения R и H_{IT}/E^* несколько снижаются при нагреве до 800 °C по сравнению с параметрами исходного покрытия и резко падают при температуре 900 °C. Дальнейшее повышение температуры термической обработки до 1050 °C приводит к сильному росту обоих параметров до значений, превышающих уровень характеристик исходного покрытия (в случае R) либо соответствующих этому

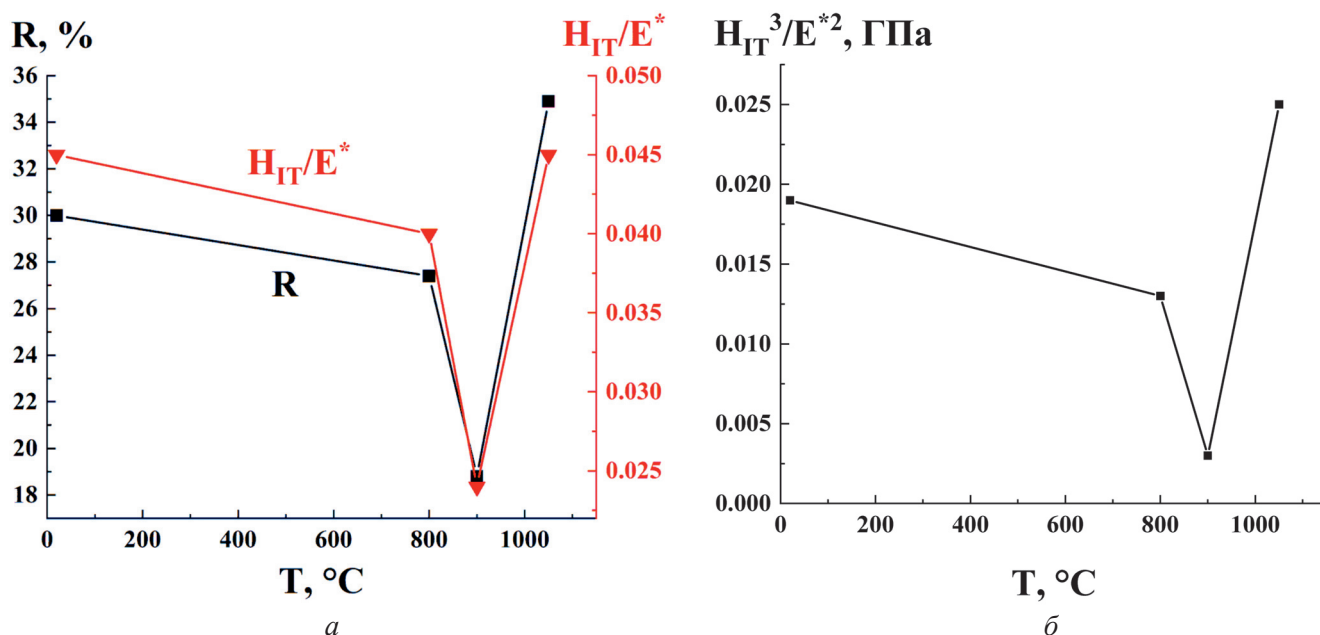


Рис. 6. Влияние температуры нагрева T на величину упругого восстановления R , отношение H_{IT}/E^* (а) и отношение H_{IT}^3/E^{*2} (б), определенные при микроиндентировании покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой

Fig. 6. Influence of the heating temperature T on the values of elastic recovery R , the ratio H_{IT}/E^* (a) and the ratio H_{IT}^3/E^{*2} (b), determined during microindentation for the PG-10N-01 laser cladded coating

уровню (в случае H_{IT}/E^*). Равенство удельной контактной твердости (твердости вдавливания, нормированной на контактный модуль упругости H_{IT}/E^*) [39] у покрытия без термической обработки и покрытия после нагрева до 1050 °C (см. рис. 6, а) обусловлено одновременным значительным ростом обеих характеристик (H_{IT} и E^*) (см. рис. 3) при формировании в покрытии «каркасоподобной» структуры проведением высокотемпературного отжига (см. рис. 4, в).

Принято считать [38, 40], что упругое восстановление R и отношение H_{IT}/E^* характеризуют долю упругой деформации в общей деформации при индентировании. Поэтому отмеченный на рис. 6, а рост рассматриваемых величин после термического воздействия при 1050 °C указывает на повышенную способность покрытия с «каркасоподобной» структурой упруго сопротивляться механическому воздействию вплоть до начала пластического деформирования. Об этом же качественно свидетельствует и установление у «каркасоподобной» структуры минимальной пластической составляющей работы по индентированию (см. рис. 5, б), что соответствует минимальной доле пластической деформации, а следовательно, и повышенной доле

упругой деформации в общей деформации при нагружении.

Представленные на рис. 6, б значения отношения считаются характеристикой сопротивления материала пластической деформации после начала течения, поскольку указанное степенное отношение пропорционально напряжению течения P_y материала [41]. Видно, что отношение H_{IT}^3/E^{*2} принимает минимальное значение после нагрева покрытия до температуры 900 °C, а наибольшее значение – после отжига при 1050 °C.

Таким образом, представленные на рис. 5 и 6 данные свидетельствуют, что по сравнению с исходным наплавленным покрытием у покрытия после термического воздействия при температуре 900 °C при микроиндентировании отмечается ускоренный переход к пластической деформации с последующим наименьшим сопротивлением развитию пластического течения. Покрытие с «каркасоподобной» структурой, сформированной термической обработкой при 1050 °C, напротив, характеризуется и максимальным деформированием в упругой области (т. е. замедленным переходом к пластической стадии деформации), и повышенной способно-

стью противостоять контактными нагрузкам после начала пластического течения.

Для сопротивления различным механизмам изнашивания при трении и абразивном воздействии наиболее благоприятным является упругое деформирование материала в зоне фрикционного контакта, а также повышенное сопротивление развитию пластического деформирования. Поэтому установленный инструментальным микроиндентированием характер упругопластического деформирования покрытия ПГ-10Н-01 в различных структурных состояниях позволяет обосновать, почему покрытие после отжига при 1050 °С, не обладающее повышенной микротвердостью (измеренной по методу восстановленного отпечатка) по сравнению с микротвердостью исходного покрытия (без отжига), заметно превосходит его в абразивной износостойкости [24]. Рассмотренные данные микроиндентирования дополняют также обоснование причин резкого роста интенсивности абразивного изнашивания (т. е. падения износостойкости) лазерного покрытия при нагреве до 900 °С [24].

Выводы

1. По данным проведенного инструментального микроиндентирования, сформированного газопорошковой лазерной наплавкой NiCrBSi покрытия ПГ-10Н-01, термическое воздействие при температуре 900 °С, сопровождающееся растворением высокопрочного борида хрома Cr₃B и частичным растворением борида никеля Ni₃B, вызывает значительное уменьшение прочностных характеристик (твердости по Мартенсу НМ и твердости вдавливания при максимальной нагрузке Н_{IT}) и не влияет на уровень контактного модуля упругости E^* покрытия. Нагрев до 900 °С резко повышает пластическую составляющую работы по индентированию и снижает величины упругого восстановления R , а также отношений H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} , что указывает на ускоренный переход при контактном нагружении покрытия к пластическому деформированию с последующим низким сопротивлением развитию пластического течения.

2. Нагрев покрытия до 1050 °С (выдержка 1, охлаждение на воздухе) формирует «каркасоподобную» структуру с основой из крупных карбоборидов Cr₂(B,C) и боридов Cr₂B. Впер-

вые установлено наличие у «каркасоподобной» структуры повышенного среднего контактного модуля упругости ($E^* \sim 280$ ГПа) по сравнению со средними модулями упругости покрытия без термической обработки и после нагрева до температур 800 и 900 °С ($E^* = 196 \dots 207$ ГПа). Это обусловлено увеличением в «каркасоподобной» структуре объемной доли крупных боридов (карбоборидов) хрома с высокими модулями упругости ($E^*_{Cr_2B} \sim 410$ ГПа [34]) и уменьшением количества эвтектики γ -Ni₃B (с относительно низким уровнем E^*) по сравнению с фазовым составом исходного покрытия.

3. «Каркасоподобная» структура, формируемая в NiCrBSi покрытии высокотемпературной (при 1050 °С) термической обработкой, характеризуется более высокими, чем у исходного покрытия с относительно дисперсной структурой, уровнями характеристик твердости НМ и Н_{IT}, упругого восстановления R и отношения H_{IT}^3/E^{*2} (значения H_{IT}/E^* у двух рассматриваемых состояний покрытия одинаковы), а также минимальной пластической составляющей работы при индентировании. Это свидетельствует о повышенной способности покрытия с «каркасоподобной» структурой деформироваться в «благоприятной» упругой области, а также противостоять механическим контактными нагрузкам и после начала пластического течения.

Список литературы

1. Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И. Оптимизация процесса напыления износостойких покрытий на основе многофункциональной оксидной керамики // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2015. – № 2. – С. 46–54. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-2-39-45.
2. Получение упрочняющих покрытий из аморфизуемых сплавов Fe–Cr–Si–B–C лазерно-плазменными методами / М.Н. Хомяков, П.А. Пинаев, П.А. Стаценко, И.Б. Мирошниченко, Г.Н. Грачев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – № 4. – С. 21–34. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34.
3. Выбор параметров термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений / Е.Н. Еремин, А.С. Лосев, С.А. Бородихин, И.А. Пономарев, А.Е. Маталасова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – № 4. – С. 72–82. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-72-82.

4. Влияние температуры оплавления на структуру и свойства самофлюсующихся покрытий на основе никеля / Е.Е. Корниенко, А.А. Никулина, А.Г. Баннов, В.И. Кузьмин, М. Мильдебрах, В.А. Безрукова, А.А. Жойдик // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2016. – № 4. – С. 52–62. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-52-62.
5. Automatic remelting and enhanced mechanical performance of a plasma sprayed NiCrBSi coating / L. Chen, H. Wang, C. Zhao, S. Lu, Z. Wang, J. Sha, S. Chen, L. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 369. – P. 31–43. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.04.052.
6. Microstructure, wear and corrosion behaviors of plasma sprayed NiCrBSi–Zr coating / J. Xiao, Y. Wu, W. Zhang, J. Chen, X. Wei, C. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 360. – P. 172–180. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.114.
7. Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi–WC coatings on stainless steel / M.J. Tobar, C. Álvarez, J.M. Amado, G. Rodríguez, A. Yáñez // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200, iss. 22–23. – P. 6313–6317. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.11.093.
8. Study on the laser cladding of FeCrNi coating / W. Gao, C. Chang, G. Li, Y. Xue, J. Wang, Z. Zhang, X. Lin // *Optik*. – 2019. – Vol. 178. – P. 950–957. – DOI: 10.1016/j.ijleo.2018.10.062.
9. D'Oliveira A.S.C.M., Vilar R., Feder C.G. High temperature behavior of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings // *Applied Surface Science*. – 2002. – Vol. 201, iss. 1–4. – P. 154–160. – DOI: 10.1016/S0169-4332(02)00621-9.
10. Tamanna N., Crouch R., Naher S. Progress in numerical simulation of the laser cladding process // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2019. – Vol. 122. – P. 151–163. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2019.05.026.
11. Microstructure and wear behaviors of WC–Ni coatings fabricated by laser cladding under high frequency micro-vibration / C. Li, Q. Zhang, F. Wang, P. Deng, Q. Lu, Y. Zhang, S. Li, P. Ma, W. Li, Y. Wang // *Applied Surface Science*. – 2019. – Vol. 485. – P. 513–519. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.04.245.
12. Abrasive wear behavior of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings / C. Navas, R. Colaço, J. de Damborenea, R. Vilar // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200, iss. 24. – P. 6854–6862. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.10.032.
13. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser / R. González, M. Cadenas, R. Fernández, J.L. Cortizo, E. Rodríguez // *Wear*. – 2007. – Vol. 262, iss. 3–4. – P. 301–307. – DOI: 10.1016/j.wear.2006.05.009.
14. High temperature wear resistance of laser clad-ding NiCrBSi and NiCrBSi/WC–Ni composite coatings / Ch. Guo, J. Zhou, J. Chen, J. Zhao, Y. Yu, H. Zhou // *Wear*. – 2011. – Vol. 270, iss. 7–8. – P. 492–498. – DOI: 10.1016/j.wear.2011.01.003.
15. Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings / T. Gómez-del Río, M.A. Garrido, J.E. Fernández, M. Cadenas, J. Rodríguez // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 204, iss. 1–3. – P. 304–312. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.042.
16. Serres N., Portha N., Machi F. Influence of salt fog aging tests on mechanical resistance of laser clad-coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – Vol. 205, iss. 23–24. – P. 5330–5337. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.05.042.
17. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding / H.-F. Xuan, Q.-Y. Wang, S.-L. Bai, Z.-D. Liu, H.-G. Sun, P.-Ch. Yan // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 244. – P. 203–209. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.021.
18. Оценка влияния наполнителей на механические свойства эпоксидного клеевого покрытия, определенные методом инструментального микроиндентирования / С.В. Смирнов, И.А. Веретенникова, Е.О. Смирнова, А.В. Пестов // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2017. – № 6. – С. 103–111. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.103-111.
19. Повышение микромеханических свойств и износостойкости хромоникелевого лазерного покрытия финишной фрикционной обработкой / А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2015. – № 4. – С. 60–67. – DOI: 10.18323/2073-5073-2015-4-60-67.
20. ISO 14577–1:2015. Metallic materials instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method. – Publication date: 2015-07. – [S. 1.], 2015. – 46 p.
21. ГОСТ Р 8.748–2011. Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Ч. 1. Метод испытаний. – М.: Стандартинформ, 2013. – 28 с.
22. Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *Journal of Materials Research*. – 1992. – Vol. 7, iss. 6. – P. 1564–1583. – DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.
23. Golovin Yu.I. Nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrovolumes, thin near-surface layers, and films: a review // *Physics of the Solid State*. – 2008. – Vol. 50, N 12. – P. 2205–2236. – DOI: 10.1134/S1063783408120019.

24. Formation of wear-resistant chromium-nickel coating with extra high thermal stability by combined laser-and-heat treatment / A.V. Makarov, N.N. Soboleva, I.Yu. Malygina, A.L. Osintseva // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2015. – Vol. 57, iss. 3–4. – P. 161–168. – DOI: 10.1007/s11041-015-9856-8.

25. Патент 2492980 Российская Федерация. Способ получения теплостойкого покрытия / А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева. – № 2012114841/02; заявл. 13.04.2012; опубл. 20.09.2013, Бюл. № 26. – 6 с.

26. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications / A.V. Makarov, Yu.S. Korobov, N.N. Soboleva, Yu.V. Khudorozhkova, A.A. Vopneruk, P. Balu, L. Kotte, I.Yu. Malygina, S.V. Burov, A.K. Stepchenkov // *Letters on Materials*. – 2019. – Vol. 9, N 4. – P. 470–474. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-4-470-474.

27. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating by high-temperature processing / A.V. Makarov, N.N. Soboleva, I.Yu. Malygina, E.V. Kharanzhevskiy // *Journal of Crystal Growth*. – 2019. – Vol. 525. – P. 125200-1–125200-5. – DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2019.125200.

28. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды. – М.: Атомиздат, 1975. – 376 с.

29. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1998. – 398 с. – ISBN 5-87623-017-0.

30. Change of Young's modulus of cold-deformed pure iron in a tensile test / J.A. Benito, J. Jorba, J.M. Manero, A. Roca // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2005. – Vol. 36, iss. 12. – P. 3317–3324. – DOI: 10.1007/s11661-005-0006-6.

31. Юркова А.И., Мильман Ю.В., Бякова А.В. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. II. Механические свойства нано- и субмикроструктурного железа // *Деформация и разрушение материалов*. – 2009. – № 2. – С. 2–8.

32. Structural features of the behavior of a high-carbon pearlitic steel upon cyclic loading / A.V. Makarov, R.A. Savrai, V.M. Schastlivtsev, T.I. Tabatchikova, I.L. Yakovleva, L.Yu. Egorova // *Physics of Metals and Metallography*. – 2011. – Vol. 111, iss. 1. – P. 95–109. – DOI: 10.1134/S0031918X11010091.

33. Повышение прочности коррозионно-стойкой аустенитной стали AISI 321 фрикционной обработкой / Р.А. Саврай, А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, С.А. Роговая, А.Л. Осинцева // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2017. – № 5. – С. 43–62. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.

34. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.

35. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites / N.B. Pugacheva, N.S. Michurov, E.I. Senaeva, T.M. Bykova // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117. – P. 1144–1151. – DOI: 10.1134/S0031918X16110119.

36. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: A critique // *Surface and Coatings Technology*. – 1993. – Vol. 61, iss. 1–3. – P. 201–208. – DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.

37. Износостойкость и механические свойства сплавов медицинского назначения / М.И. Петржик, М.Р. Филонов, К.А. Печеркин, Е.А. Левашов, В.Н. Олесова, А.И. Поздеев // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2005. – № 6. – С. 62–69.

38. Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // *Crystallography Reports*. – 2007. – Vol. 52, N 6. – P. 966–974. – DOI: 10.1134/S1063774507060065.

39. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. Новые методологические возможности определения механических свойств современных материалов методом автоматического индентирования // *Наука та інновації*. – 2010. – Т. 6, № 5. – С. 7–18.

40. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. – 1998. – Vol. 73, N 5. – P. 614–618. – DOI: 10.1063/1.121873.

41. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – Vol. 174–175. – P. 725–731. – DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Influence of Thermal Effects on the Micromechanical Properties of the Nickel-Chromium Coating obtained by Gas Powder Laser Cladding

Natalia Soboleva^{1, a, *}, Aleksey Makarov^{1, 2, 3, b}, Alexander Stepchenkov^{1, 2, c},
Irina Malygina^{1, d}, Yuri Korobov^{2, 3, e}

¹ Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation

² M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 18 Sofia Kovalevskaya st., Yekaterinburg, 620219, Russian Federation

³ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira st., Yekaterinburg, 620002, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>, natashasoboleva@list.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-9431-0170>, alexander.stepchenkov@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0002-9463-1473>, malygina@imach.uran.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>, yukorobov@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 21 March 2020

Revised: 20 April 2020

Accepted: 11 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Laser cladding

Nickel-chromium coating

Thermal action

Instrumental microindentation

Scanning electron microscopy

Funding

The work was supported by RSF, grant No. 19-79-00031. The research was done on the equipment of the Plastometriya collective use center, IES UB RAS.

ABSTRACT

Introduction. Nickel-chromium coatings can be used in parts that are operated at high temperatures (hot deformation dies, rolls of rolling mills, live rolls, parts of turbines, heat exchangers, etc.). A promising method of coating deposition is gas powder laser cladding, which forms coatings with increased hardness and uniformity. A modern method for evaluating the mechanical properties of nickel-chromium coatings is instrumental microindentation, which records diagrams during loading and unloading of the indenter. **The aim** of the work is to study the effect of thermal action in the temperature range of 800...1050 °C on the micromechanical properties of the NiCrBSi coating PG-10N-01 obtained by gas powder laser cladding. **Methods of research** are instrumental microindentation and scanning electron microscopy using energy-dispersive microanalysis. **Results and discussion.** Thermal action at a temperature of 800 °C only slightly reduces the strength characteristics of the coating, while the dissolution of the strengthening phases in the structure of the coating when heated to 900 °C leads to a significant decrease in the hardness characteristics and parameters that characterize the resistance to elastic-plastic deformation. The formation of a “frame-like” structure with a base of large carboborides Cr₂(B,C) and borides Cr₂B with increased elastic moduli upon heating to 1050 °C (holding for 1 h, cooling in air) leads to a strong increase in the average contact elastic modulus to ~280 GPa (with an average level of elastic modulus of ~200 GPa in the coating after cladding and after additional heating to 800 and 900 °C). Also, the strength characteristics of microindentation (Martens hardness and indentation hardness at maximum load) and calculated parameters that indicate the improved ability of the coating with a “frame-like” structure to deform in a “favorable” elastic region, as well as to resist mechanical contact loads even after the beginning of the plastic flow, grow to maximum values.

For citation: Soboleva N.N., Makarov A.V., Stepchenkov A.K., Malygina I.Yu., Korobov Yu.S. Influence of thermal effects on the micromechanical properties of the nickel-chromium coating obtained by gas powder laser cladding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 104–117. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117. (In Russian).

References

1. Okovity V.A., Panteleenko A.F. Optimizatsiya protsessa napyleniya iznosostoikikh pokrytii na osnove mnogofunktsional'noi oksidnoi keramiki [Optimization of the deposition process of wear-resistant coatings based on multifunctional oxide ceramics]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2015, no. 2, pp. 46–54. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-2-46-54. (In Russian).

* Corresponding author

Soboleva Natalia N., Ph.D. (Engineering), Scientific associate
 Institute of Engineering Science Ural Branch, Russian Academy
 of Sciences, 34 Komsomolskaya str.,
 620049, Yekaterinburg, Russian Federation
 Tel.: 8 (343) 362-30-33, e-mail: natashasoboleva@list.ru



2. Khomyakov M.N., Pinaev P.A., Statsenko P.A., Miroshnichenko I.B., Grachev G.N. Poluchenie uprochnyayushchikh pokrytii iz amorfiziruemykh splavov Fe–Cr–Si–B–C lazerno-plazmennymi metodami [Formation of hardening coatings based on Fe–Cr–Si–B–C alloys with high glass-forming ability by laser-plasma methods]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 21–34. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34. (In Russian).

3. Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., Ponomarev I.A., Matalasova A.E. Vybor parametrov termicheskoi obrabotki naplavlennykh vysokokhromistyykh pokrytii, legirovannykh kompleksom boridnykh soedinenii [Rationalization of heat treatment parameters of the surfaced high-chromium coatings alloyed with a complex of boride compounds]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 72–82. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-72-82. (In Russian).

4. Kornienko E.E., Nikulina A.A., Bannov A.G., Kuz'min V.I., Mildebrath M., Bezrukova V.A., Zhoidik A.A. Vliyanie temperatury oplavleniya na strukturu i svoistva samoflyusuyushchikhsya pokrytii na osnove nikelya [The influence of flowing temperature on the structure and properties of the self-fluxing coatings]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 4, pp. 52–62. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-52-62. (In Russian).

5. 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. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 369, pp. 31–43. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.04.052.

6. Xiao J., Wu Y., Zhang W., Chen J., Wei X., Zhang C. Microstructure, wear and corrosion behaviors of plasma sprayed NiCrBSi–Zr coating. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 360, pp. 172–180. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.114.

7. Tobar M.J., Álvares C., Amado J.M., Rodríguez G., Yáñez A. Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi–WC coatings on stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 200, iss. 22–23, pp. 6313–6317. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.11.093.

8. 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, pp. 950–957. DOI: 10.1016/j.ijleo.2018.10.062.

9. D'Oliveira A.S.C.M., Vilar R., Feder C.G. High temperature behavior of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings. *Applied Surface Science*, 2002, vol. 201, iss. 1–4, pp. 154–160. DOI: 10.1016/S0169-4332(02)00621-9.

10. Tamanna N., Crouch R., Naher S. Progress in numerical simulation of the laser cladding process. *Optics and Lasers in Engineering*, 2019, vol. 122, pp. 151–163. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2019.05.026.

11. Li C., Zhang Q., Wang F., Deng P., Lu Q., Zhang Y., Li S., Ma P., Li W., Wang Y. Microstructure and wear behaviors of WC–Ni coatings fabricated by laser cladding under high frequency micro-vibration. *Applied Surface Science*, 2019, vol. 485, pp. 513–519. DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.04.245.

12. Navas C., Colaço R., Damborenea J. de, Vilar R. Abrasive wear behavior of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 200, iss. 24, pp. 6854–6862. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.10.032.

13. 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, iss. 3–4, pp. 301–307. DOI: 10.1016/j.wear.2006.05.009.

14. 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, iss. 7–8, pp. 492–498. DOI: 10.1016/j.wear.2011.01.003.

15. 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. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 204, iss. 1–3, pp. 304–312. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.042.

16. Serres N., Portha N., Machi F. Influence of salt fog aging tests on mechanical resistance of laser clad-coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 205, iss. 23–24, pp. 5330–5337. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.05.042.

17. Xuan H.-F., Wang Q.-Y., Bai S.-L., Liu Z.-D., Sun H.-G., Yan P.-Ch. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 244, pp. 203–209. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.021.

18. Smirnov S.V., Veretennikova I.A., Smirnova E.O., Pestov A.V. Otsenka vliyaniya napolnitelei na mekhanicheskie svoistva epoksidnogo kleeвого pokrytiya, opredelennye metodom instrumental'nogo mikroindentirovaniya [Estimating the effect of fillers on the mechanical properties of epoxy glue coatings by

microindentation]. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 6, pp. 103–111. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.103-111. (In Russian).

19. Makarov A.V., Soboleva N.N., Savrai R.A., Malygina I.Yu. Povyshenie mikromekhanicheskikh svoystv i iznosostoikosti khromonikelevogo lazernogo pokrytiya finishnoi friktsionnoi obrabotkoi [The improvement of micro-mechanical properties and wear resistance of chrome-nickel laser coating using the finishing friction treatment]. *Vektor nauki Tol'yatinskogo gosudarstvennogo universiteta = Vector of sciences. Togliatti State University*, 2015, no. 4, pp. 60–67. DOI: 10.18323/2073-5073-2015-4-60-67.

20. ISO 14577-1:2015. Metallic materials instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Test method: pt. 1. Publication date: 2015-07. 46 p.

21. State Standard R 8.748-2011. Metals and alloys. Measurement of hardness and other characteristics of materials during instrumental indentation. Pt. 1. Test method. Moscow, Standartinform Publ., 2013. 28 p. (In Russian).

22. Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7, iss. 6, pp. 1564–1583. DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.

23. Golovin Yu.I. Nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrovolumes, thin near-surface layers, and films: a review. *Physics of the Solid State*, 2008, vol. 50, no. 12, pp. 2205–2236. DOI: 10.1134/S1063783408120019.

24. 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. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 57, iss. 3–4, pp. 161–168. DOI: 10.1007/s11041-015-9856-8.

25. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. *Sposob polucheniya teplostoikogo pokrytiya* [Method of producing heat-resistant coating]. Patent RF, no. 2492980, 2013.

26. Makarov A.V., Korobov Yu.S., Soboleva N.N., Khudorozhkova Yu.V., Vopneruk A.A., Balu P., Kotte L., Malygina I.Yu., Burov S.V., Stepchenkov A.K. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications. *Letters on Materials*, 2019, vol. 9, no. 4, pp. 470–474. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-4-470-474.

27. 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. *Journal of Crystal Growth*, 2019, vol. 525, pp. 125200-1–125200-5. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2019.125200.

28. Samsonov G.V., Serebryakova T.I., Neronov V.A. *Boridy* [Borides]. Moscow, Atomizdat Publ., 1975. 376 p.

29. Zolotarevsky V.S. *Mekhanicheskie svoystva metallov* [Mechanical properties of metals]. 3rd ed., rev. Moscow, MISIS Publ., 1998. 398 p. ISBN 5-87623-017-0.

30. Benito J.A., Jorba J., Manero J.M., Roca A. Change of Young's modulus of cold-deformed pure iron in a tensile test. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 36, iss. 12, pp. 3317–3324. DOI: 10.1007/s11661-005-0006-6.

31. Yurkova A.I., Mil'man Yu.V., Byakova A.V. Struktura i mekhanicheskie svoystva zheleza posle poverkhnostnoi intensivnoi plasticheskoi deformatsii treniem. II. Mekhanicheskie svoystva nano- i submikrokristallicheskogo zheleza [Structure and mechanical properties of iron resulted from surface severe plastic deformation by friction: II. Mechanical properties of nano- and submicrocrystalline iron]. *Deformatsiya i razrushenie materialov = Deformation and Fracture of Materials*, 2009, no. 2, pp. 2–8.

32. Makarov A.V., Savrai R.A., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Egorova L.Yu. Structural features of the behavior of a high-carbon pearlitic steel upon cyclic loading. *Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 111, iss. 1, pp. 95–109. DOI: 10.1134/S0031918X11010091.

33. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L. Povyshenie prochnosti korrozionnostoikoi austenitnoi stali AISI 321 friktsionnoi obrabotkoi [Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment]. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 5, pp. 43–62. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062. (In Russian).

34. Kosolapova T.Ya, ed. *Svoystva, poluchenie i primeneniye tugoplavkikh soedinenii* [Properties, preparation and application of refractory compounds]. Moscow, Metallurgy Publ., 1986. 928 p.

35. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Senaeva E.I., Bykova T.M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, pp. 1144–1151. DOI: 10.1134/S0031918X16110119.

36. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: A critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61, iss. 1–3, pp. 201–208. DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.



37. Petrzhik M.I., Filonov M.R., Pecherkin K.A., Levashov E.A., Olesova V.N., Pozdeev A.I. Iznosostoikost' i mekhanicheskie svoistva splavov meditsinskogo naznacheniya [Wear resistance and mechanical properties of medical alloys]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2005, no. 6, pp. 62–69.

38. Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, vol. 52, no. 6, pp. 966–974. DOI: 10.1134/S1063774507060065.

39. Firstov S.A., Gorban V.F., Pechkovsky E.P. Novye metodologicheskie vozmozhnosti opredeleniya mekhanicheskikh svoistv sovremennykh materialov metodom avtomaticheskogo indentirovaniya [New methodological opportunities of modern materials mechanical properties definition by the automatic indentation method]. *Nauka ta innovacii' = Science and Innovation*, 2010, vol. 6, no. 5, pp. 7–18. DOI: 10.15407/scin6.05.07. (In Russian).

40. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol. 73, no. 5, pp. 614–618. DOI: 10.1063/1.121873.

41. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174–175, pp. 725–731. DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).