

## ПОВЫШЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ХРОМОНИКЕЛЕВОГО ЛАЗЕРНОГО ПОКРЫТИЯ ФИНИШНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

© 2015

**А.В. Макаров**, доктор технических наук, заведующий отделом материаловедения  
и лабораторией механических свойств, главный научный сотрудник, профессор

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева*

*Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)*

*Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)*

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург (Россия)*

**Н.Н. Соболева**, младший научный сотрудник

**Р.А. Саврай**, кандидат технических наук, заведующий лабораторией конструкционного материаловедения

**И.Ю. Малыгина**, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

*Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)*

**Ключевые слова:** лазерная наплавка; хромоникелевые покрытия; фрикционная обработка; микроиндентирование; механизмы изнашивания.

**Аннотация:** Хромоникелевые покрытия, нанесенные на поверхность деталей лазерной наплавкой, характеризуются значительной волнистостью и шероховатостью поверхности. Применение в качестве финишной операции фрикционной обработки наплавленных поверхностей позволяет избежать недостатков традиционного шлифования (прижоги, микротрещины, опасные растягивающие напряжения), обеспечив одновременно дополнительное повышение прочности и износостойкости, формирование благоприятных сжимающих напряжений и низкую шероховатость поверхности. В настоящей работе наряду с измерением микротвердости по методу восстановленного отпечатка применен метод кинетического микроиндентирования для исследования прочностных и упруго-пластических характеристик NiCrBSi лазерного покрытия, подвергнутого фрикционной обработке полусферическим скользящим индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора. Рассмотрены также обусловленные микромеханическими свойствами упрочненного слоя механизмы изнашивания покрытия в условиях сухого трения скольжения. Исследованием распределения микротвердости по глубине подвергнутого фрикционной обработке поверхностного слоя выявлено максимальное упрочнение в тонком (толщиной 5–7 мкм) слое с сильно диспергированной структурой непосредственно на поверхности покрытия. Установлено, что фрикционная обработка покрытия по сравнению с электролитическим полированием не только улучшает качество поверхности (снижает ее шероховатость), но и, по данным микроиндентирования, повышает способность поверхностного слоя сопротивляться механическому контактному воздействию. Как следствие повышения микромеханических свойств, в условиях трения скольжения без смазки фрикционная обработка приводит к смене основных механизмов изнашивания – от схватывания и пластического отгеснения к преимущественно упругому отгеснению. Это обуславливает устранение периода приработки и соответствующее снижение интенсивности изнашивания на начальном этапе трения у упрочненного покрытия.

### ВВЕДЕНИЕ

Нанесение покрытий методом лазерной наплавки является современным эффективным способом упрочнения и повышения износостойкости поверхностей деталей машин [1–3]. Широкое применение в качестве материалов для нанесения таких покрытий находят самофлюсующиеся хромоникелевые порошки, имеющие хорошие характеристики в условиях абразивного воздействия, коррозии и повышенных температур [4–6].

Эксплуатационные характеристики изделий в значительной мере определяются полным технологическим процессом их изготовления [7], причем особая роль здесь принадлежит финишным методам обработки [8]. Для быстроизнашивающихся деталей машин весьма актуальной задачей является целенаправленное формирование в их поверхностном слое специальных износостойких структур [9], что может быть реализовано финишной обработкой. Особенностью наплавленных слоев является значительная волнистость и шероховатость поверхности [10]. Это недопустимо для прецизионных узлов трения. Традиционное шлифование абразивными кругами наплавленных поверхностей может сопровождаться появлением «прижогов» и микротрещин, а также опасных растягивающих напряжений.

Для создания благоприятных сжимающих напряжений в поверхностном слое NiCrBSi плазменных покрытий использовали такой метод поверхностного пластического деформирования как ультразвуковая обработка [11]. Авторами настоящей работы показана возможность применения фрикционной обработки скользящими инденторами не только для одновременного обеспечения благоприятного напряженного состояния поверхностного слоя и низкой шероховатости поверхности хромоникелевого покрытия, но и для его дополнительного упрочнения и повышения сопротивления абразивному и адгезионному изнашиванию [12]. Однако в исследовании [12] не рассматривались характер интенсивности упрочнения по глубине деформированного слоя, упруго-пластические свойства и механизмы изнашивания покрытия, упрочненного фрикционной обработкой.

В работе [13] для стальной поверхности, подвергнутой наноструктурирующей обработке скользящим индентором, развитие различных механизмов изнашивания было впервые соотнесено с результатами кинетического микроиндентирования. Указанный метод на основе непрерывной регистрации диаграммы нагружения и разгрузки в координатах «нагрузка – перемещение

индентора» позволяет определять как прочностные, так и упругие характеристики материала. В работах [4; 14–16] метод индентирования уже был использован для изучения микромеханических характеристик покрытий NiCrBSi. Представляет интерес применить метод микроиндентирования не только для исследования упруго-пластических характеристик хромоникелевого покрытия, но и для обоснования особенностей его деформирования и разрушения в условиях трения скольжения.

Целью работы явилось исследование влияния фрикционной обработки на микромеханические характеристики и обусловленные ими механизмы изнашивания в условиях трения скольжения хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Материалом для покрытий служил порошок марки ПГ-СР2 (0,48 % С; 14,8 % Cr; 2,6 % Fe; 2,9 % Si; 2,1 % В; остальное – Ni). Наплавку осуществляли в два прохода CO<sub>2</sub>-лазером непрерывного действия с мощностью излучения 1,4–1,6 кВт при скорости 160 мм/мин, расходе порошка 2,9–3,8 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6×1,5 мм. После ручной механической полировки проводилось электролитическое полирование образцов в уксусно-хромовом электролите. Фрикционную обработку электрополированных поверхностей выполняли полусферическим индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора при нагрузке 350 Н на воздухе при пятикратном сканировании плоских наплавленных поверхностей со средней скоростью 0,013 м/с, длине хода 18 мм, смещении индентора 0,1 мм на двойной ход.

Структуру и фазовый состав покрытий изучали с применением сканирующих электронных микроскопов (СЭМ) VEGA II XMU и Lira III Tescan с приставками для микроанализа, а также рентгеновского дифрактометра SHIMADZU XRD-7000. Шероховатость поверхности исследовали на оптическом профилометре Wyko NT-1100. Микротвердость по методу восстановленного отпечатка измеряли на микротвердомере Wilson & Wolpert 402 MVD при нагрузке 0,245 Н на индентор Виккерса. Изменение микротвердости по глубине анализировали при последовательном электролитическом удалении поверхностного слоя. Микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием индентора Виккерса при максимальной нагрузке 0,245 Н. Погрешность измерений определяли с доверительной вероятностью  $p=0,95$ .

Испытания в условиях трения скольжения осуществляли при возвратно-поступательном движении образцов с покрытиями на воздухе в паре с пластиной из стали Х12М твердостью 58–60 HRC при нагрузке  $N=294$  Н, средней скорости скольжения  $V=0,07$  м/с, длине рабочего хода  $l=40$  мм, пути трения  $L=12–240$  м.

Определяли потери массы образца  $\Delta m$  и интенсивность изнашивания  $I_h$ , которую рассчитывали по формуле:  $I_h = \Delta m / (\rho SL)$ , где  $\Delta m$  – потери массы образца, г;  $\rho$  – плотность материала образца, г/см<sup>3</sup>;  $S$  – геометрическая площадь контакта, см<sup>2</sup>;  $L$  – путь трения, см. Поверхности изнашивания изучали с помощью СЭМ VEGA II XMU Tescan.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты профилометрического исследования свидетельствуют, что фрикционная обработка хромоникелевого покрытия формирует более качественную поверхность с существенно меньшей шероховатостью по сравнению с исходным электролитическим полированием (табл. 1). При этом средняя микротвердость поверхности покрытия возрастает от 570 HV 0,025 у исходного электрополированного состояния до 855 HV 0,025 после фрикционной обработки (см. табл. 1).

Измерения микротвердости по методу восстановленного отпечатка при последовательном электролитическом удалении поверхностного слоя покрытия показали (рис. 1), что общая толщина упрочненного фрикционной обработкой градиентного слоя у покрытия ПГ-СР2 достигает 100 мкм. Максимальный уровень микротвердости наблюдается непосредственно на поверхности деформированного покрытия, наиболее интенсивное уменьшение твердости происходит в слое толщиной 25 мкм, а для слоя толщиной 60 мкм характерен экспоненциальный характер снижения микротвердости по мере удаления от обработанной поверхности. Это свидетельствует о накоплении наибольшей степени пластической деформации на поверхности обрабатываемого покрытия и экспоненциальном характере уменьшения степени деформации по глубине слоя, что согласуется с результатами математического конечно-элементного моделирования напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя при фрикционной обработке скользящим индентором [17].

По данным микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного [12] методов анализа, структуру наплавленного покрытия составляют  $\gamma$ -твердый раствор на основе Ni, эвтектика из  $\gamma$  и фазы Ni<sub>3</sub>B, а также карбиды Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> с микротвердостью 1000–1150 HV [18] в качестве основной упрочняющей фазы (см. табл. 1, рис. 2 а). По всей толщине лазерное покрытие характеризуется достаточно равномерным распределением структурных составляющих [19]. Согласно рис. 2 б, в результате фрикционной обработки на поверхности покрытия образуется сильно диспергированный слой толщиной 5–7 мкм. Исследованием на высокоразрешающем СЭМ Lira III Tescan с автоэмиссионным катодом Шоттки на деформированной поверхности выявляется смешанная нанокристаллическая (с размером кристаллитов <100 нм) и субмикрорекристаллическая

Таблица 1. Средние значения параметра шероховатости Ra, микротвердости HV 0,025 и фазовый состав поверхности покрытия ПГ-СР2

Состояние образца	Ra, нм	HV 0,025	Фазовый состав
Электрополировка	255	570±10	$\gamma$ , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , Ni <sub>3</sub> B
Фрикционная обработка	60	855±25	$\gamma$ , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>

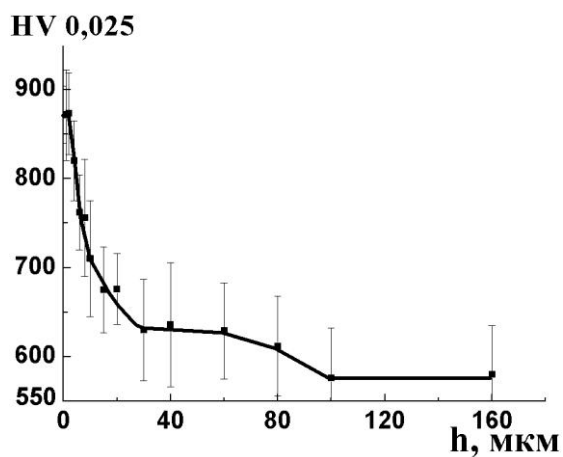


Рис. 1. Изменение микротвердости HV 0,025 по глубине  $h$  поверхностного слоя покрытия ПГ-СР2, подвергнутого фрикционной обработке

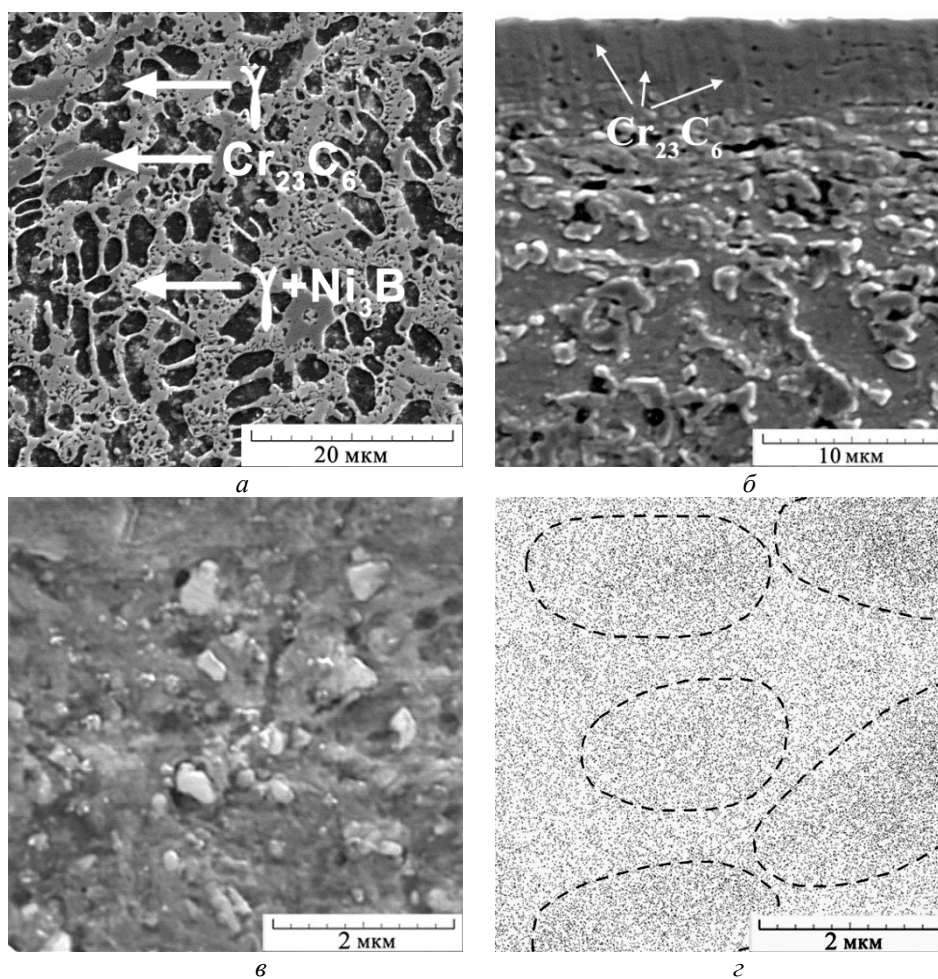


Рис. 2. Микроструктура покрытия ПГ-СР2 без фрикционной обработки (а), после фрикционной обработки (б, в) и распределение хрома (г) в микроструктуре, представленной на рис. 2 в: б – поперечное сечение; в, г – поверхность

(с размером кристаллитов 100–400 нм) структура (рис. 2 в). В процессе фрикционной обработки в тонком поверхностном слое покрытия происходит полное деформационное растворение частиц  $Ni_3B$ , а также диспергирование и частичное растворение карбидов  $Cr_{23}C_6$

(см. табл. 1) [12]. Об этом свидетельствует наличие на деформированной поверхности обогащенных хромом областей, обведенных пунктирной линией на рис. 2 г. Деформационному растворению (диссоциации) боридов и карбидов способствует развитие в поверхностном слое

при фрикционной обработке ротационной пластичности и высокие степени накопленной пластической деформации [17], достаточные для перевода структуры в нано- и субмикрористаллическое состояние.

Таким образом, наблюдаемое на рис. 1 максимальное деформационное упрочнение поверхности покрытия при фрикционной обработке обусловлено не только формированием в тонком поверхностном слое смешанной нано- и субмикроструктуры с повышенной плотностью дислокаций, сконцентрированных в многочисленных границах кристаллитов и субзерен (зернограничное упрочнение), но и обогащением диспергированной структуры  $\gamma$ -твердого раствора на основе Ni бором, хромом и углеродом при деформационном растворении боридов никеля и карбидов хрома (твердорастворное упрочнение), а также наличием диспергированных и неполностью растворившихся частиц карбида  $Cr_{23}C_6$  (дисперсионное упрочнение).

В табл. 2 приведены данные кинетического микроиндентирования, которые показывают, что фрикционная обработка поверхности покрытия ПГ-СР2 снижает значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{max}$  и  $h_p$ , повышает значения твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$  и твердости по Мартенсу  $HM$ , учитывающей не только пластическую, но и упругую деформации. Контактный модуль упругости поверхности покрытия  $E^*$  в результате фрикционной обработки изменился незначительно (в пределах 7%). Видно также, что после фрикционной обработки в 1,3–1,6 раза возрастают значения упругого восстановления  $\%R = ((h_{max} - h_p) / h_{max}) \times 100\%$  [20–22] и отношения  $H_{IT}/E^*$ . Согласно [20; 23], это указывает на

возросшую долю упругой деформации в общей деформации и, соответственно, повышенную способность обработанного покрытия сопротивляться механическому воздействию до начала пластического деформирования. Еще значительно (в 4,2 раза) в результате фрикционной обработки возрастает отношение  $H^3/E^{*2}$  (см. табл. 2), которому пропорционально напряжение течения  $P_y$  материала [24]. Это свидетельствует о повышенном сопротивлении пластическому деформированию покрытия, подвергнутого фрикционной обработке.

При испытаниях на износостойкость в условиях сухого трения скольжения для исходного недеформированного покрытия установлен обычный характер зависимости износа (потерь массы  $\Delta m$ ) от продолжительности испытания (пути трения  $L$ ) (рис. 3 а, кривая  $\Delta m_1$ ): на начальном этапе испытания наблюдается период приработки (до  $L \sim 12$  м) с повышенной интенсивностью изнашивания  $I_{h1} = 25,4 \cdot 10^{-8}$ , а в период установившегося изнашивания у электрополированного покрытия отмечаются практически постоянные значения  $I_{h1} = (9,0 - 9,2) \cdot 10^{-8}$  (рис. 3 б). У покрытия после фрикционной обработки период приработки полностью отсутствует, и с начала испытания на всем пути трения наблюдается период установившегося изнашивания (рис. 3 а, кривая  $\Delta m_2$ ) с уровнем интенсивности изнашивания  $I_{h2} = (6,1 - 8,2) \cdot 10^{-8}$  (рис. 3 б).

Таким образом, сформированный фрикционной обработкой тонкий поверхностный слой покрытия с диспергированной структурой (см. рис. 2 б, в), максимальной микротвердостью (см. рис. 1) и другими повышенными микромеханическими характеристиками (см. табл. 2) эффективно устраняет период приработки,

Таблица 2. Результаты кинетического микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,245 Н покрытия ПГ-СР2 после различных обработок

Состояние образца	$h_{max}$ , МКМ	$h_p$ , МКМ	HM, ГПа	$H_{IT}$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	%R	$H_{IT}/E^*$	$H_{IT}^3/E^{*2}$ , ГПа
Электрополировка	1,46	1,10	4,5	5,9	189	24,5	0,032	0,006
Фрикционная обработка	1,19	0,82	6,8	10,1	202	30,8	0,050	0,025

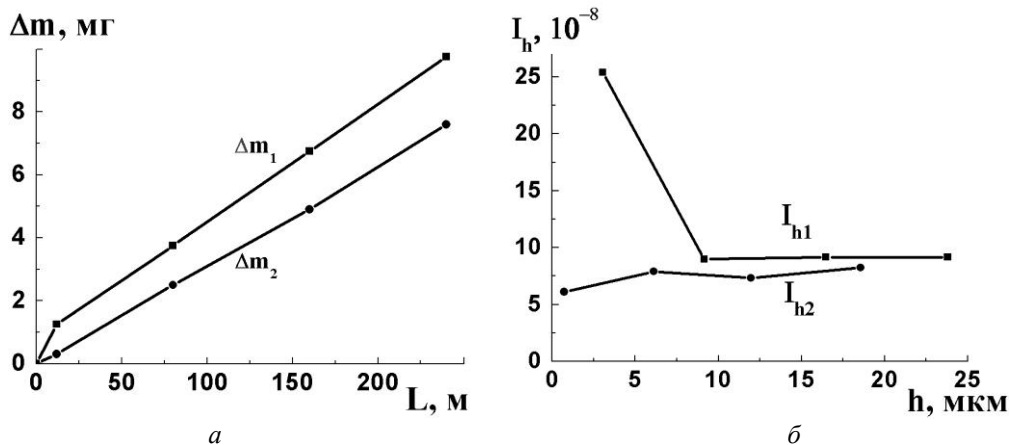
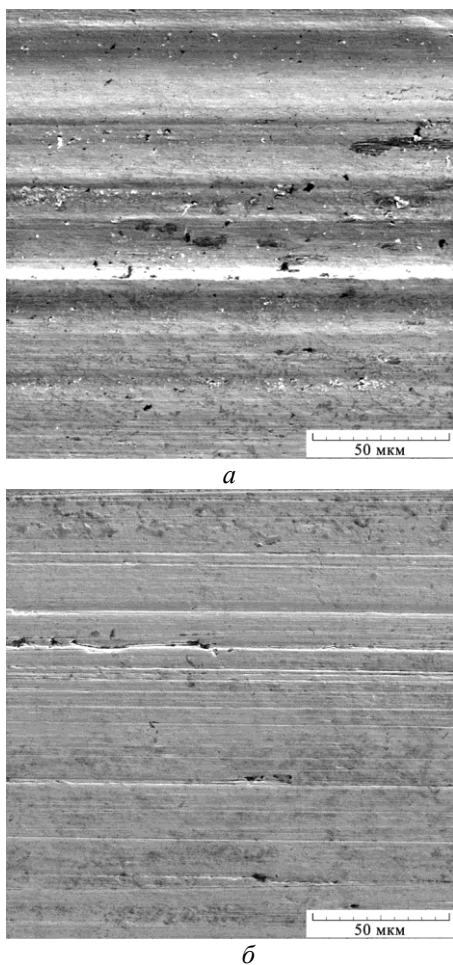


Рис. 3. Изменение потерь массы  $\Delta m$  в зависимости от пути трения  $L$  (а), интенсивности изнашивания  $I_h$  по глубине  $h$  поверхностного слоя (б) при испытаниях на сухое трение скольжения по пластине из стали X12M образцов с покрытием ПГ-СР2 в электрополированном состоянии (1) и после фрикционной обработки (2)

характеризующийся наибольшими скоростями изнашивания деталей. В результате, фрикционная обработка повышает износостойкость лазерного покрытия на начальном этапе трения.

Исследование поверхностей изнашивания показало, что на электрополированной поверхности покрытия на пути трения  $L=12$  м (в период приработки) развиваются процессы схватывания, которые характеризуются высокой скоростью разрушения, главным образом, вследствие образования и разрыва узлов металлических связей [25]. После испытаний на сухое трение скольжения на пути трения  $L=80$  м у исходного недеформированного покрытия наблюдается выраженное пластическое отщеснение (передеформирование) металла (рис. 4 а). Упрочняющая фрикционная обработка эффективно ограничивает процессы схватывания и пластического отщеснения, обеспечивая переход к преимущественно упругому отщеснению (рис. 4 б). При упругом отщеснении в результате многократного деформирования металла в пределах упругой деформации развивается усталостное изнашивание [25] с соответствующими пониженными величинами износа (см. рис. 3 а, кривая  $\Delta m_2$ ) с уровнем интенсивности изнашивания  $I_{i2}=(6,1-8,2) \cdot 10^{-8}$  (рис. 3 б).



**Рис. 4.** Поверхности изнашивания образцов с покрытием ПГ-СР2 в электрополированном состоянии (а) и после фрикционной обработки (б), испытанных на трение скольжения без смазки по пластине из стали X12М на пути трения  $L=80$  м

Обусловленному фрикционной обработкой ограничению процессов схватывания и пластического отщеснения при сухом трении скольжения способствует установленное с использованием метода микроиндентирования повышенное сопротивление упрочненного слоя пластическому деформированию под действием контактного нагружения (см. табл. 2). Повышенная способность поверхностных слоев с фрикционной обработкой деформироваться в упругой области (до начала течения металла) обуславливает смену основных механизмов изнашивания от адгезионного схватывания и пластического отщеснения к упругому отщеснению (см. рис. 4), обеспечивая соответствующее снижение интенсивности изнашивания покрытия на начальном этапе трения.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Фрикционная обработка NiCrBSi лазерного покрытия ПГ-СР2 полусферическим индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе обеспечивает высокое качество поверхности ( $Ra=60$  нм) и упрочнение поверхностного слоя на глубину 100 мкм при достижении наибольшей микротвердости 855 HV<sub>0,025</sub> непосредственно на поверхности покрытия и интенсивном снижении твердости в слое толщиной 25 мкм. Максимальное деформационное упрочнение поверхности покрытия обусловлено формированием в тонком (5–7 мкм) поверхностном слое при фрикционной обработке смешанной нано- и субмикрористаллической структуры  $\gamma$ -твердого раствора на основе Ni, обогащенной бором, хромом и углеродом вследствие деформационного растворения боридов никеля и карбидов хрома, а также содержащей диспергированные и не полностью растворившиеся частицы карбида Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Фрикционная обработка, повышающая микромеханические характеристики поверхностного слоя покрытия, в условиях сухого трения скольжения устраняет период приработки, характеризующийся наибольшей скоростью изнашивания. Это приводит к росту износостойкости покрытия на начальном этапе трения. Обусловленная фрикционной обработкой смена основных механизмов изнашивания покрытия от схватывания и пластического отщеснения к упругому отщеснению является следствием повышенной способности обработанного индентором поверхностного слоя деформироваться в упругой области без остаточного формоизменения, а также эффективнее сопротивляться пластическому деформированию после начала течения металла, на что указывают данные кинетического микроиндентирования.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 15-9-12-45) и в соответствии с планом Фундаментальных научных исследований Государственных академий наук на 2013–2020 годы по теме № 01201375904. Экспериментальные исследования выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.*

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Xu G., Kutsuna M., Liu Z. CO<sub>2</sub> laser cladding and plasma cladding of Ni-based alloy powder on the SUS316LN stainless steel // *JSME International Journal C*. 2006. Vol. 49. № 2. P. 370–378.
2. Xu G., Kutsuna M., Liu Z., Zhang H. Characteristics of Ni-based coating layer formed by laser and plasma cladding processes // *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 417. № 1-2. P. 63–72.
3. Fernández E., Cadenas M., Gonsález R., Navas C., Fernández R., De Damborenea J. Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating // *Wear*. 2005. Vol. 259. № 7-12. P. 870–875.
4. 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. P. 203–209.
5. Xu J.-S., Zhang X.-C., Xuan F.-Z., Wang Z.-D., Tu S.-T. Rolling contact fatigue behavior of laser clad WC/Ni composite coating // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 239. P. 7–15.
6. Shang S., Dan Wellburn, Sun Y.Z., Wang S.Y., Cheng J., Liang J., Liu C.S. Laser beam profile modulation for microstructure control in laser cladding of an NiCrBSi alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 248. P. 46–53.
7. Мельников П.А., Пахоменко А.Н., Лукьянов А.А. Математическая модель формирования микрорельефа шейки вала при обработке алмазным выглаживанием // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 2-2. С. 104–111.
8. Мельников П.А., Бобровский Н.М. Оптимизация параметров процесса выглаживания в производственных условиях с целью получения поверхности, пригодной для работы в условиях гидродинамического трения // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2011. № 2. С. 65–67.
9. Огин П.А. Структура и свойства зон перекрытия при лазерной закалке сталей и чугунов // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 2-2. С. 130–135.
10. Singh R., Kumar D., Mishra S.K., Tiwari S.K. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 351. P. 87–97.
11. Безбородов В.П., Ковалевский Е.А. Влияние ультразвуковой обработки на напряженное состояние газотермических покрытий из никелевых сплавов // *Физика и химия обработки материалов*. 2001. № 1. С. 67–69.
12. Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Упрочняющая фрикционная обработка NiCrBSi лазерного покрытия // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2013. № 4. С. 79–85.
13. Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой // *Трение и износ*. 2012. Т. 33. № 6. С. 587–598.
14. 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. P. 5330–5337.
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. № 1-3. P. 304–312.
16. Houdková Š., Smazalová E., Vostřák M., Schubert J. Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 253. P. 14–26.
17. Вичужанин Д.И., Макаров А.В., Смирнов С.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2011. № 6. С. 61–69.
18. Саврай Р.А., Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Контактная выносливость NiCrBSi покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2014. № 4. С. 43–51.
19. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Малыгина И.Ю., Коган Л.Х., Саврай Р.А., Осинцева А.Л. Вихретоковый контроль твердости, износостойкости и толщины покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки // *Дефектоскопия*. 2009. № 11. С. 68–78.
20. Петржик М.И., Левашов Е.А. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // *Кристаллография*. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002–1010.
21. Петржик М.И., Филонов М.Р., Печеркин К.А., Левашов Е.А., Олесова В.Н., Поздеев А.И. Износостойкость и механические свойства сплавов медицинского назначения // *Известия ВУЗов. Цветная металлургия*. 2005. № 6. С. 62–69.
22. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // *Surface and Coatings Technology*. 1993. Vol. 61. № 1-3. P. 201–208.
23. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614–618.
24. 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.
25. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

**REFERENCES**

1. Xu G., Kutsuna M., Liu Z. CO<sub>2</sub> laser cladding and plasma cladding of Ni-based alloy powder on the SUS316LN stainless steel. *JSME International Journal C*, 2006, vol. 49, no. 2, pp. 370–378.
2. Xu G., Kutsuna M., Liu Z., Zhang H. Characteristics of Ni-based coating layer formed by laser and plasma

- cladding processes. *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 417, no. 1-2, pp. 63–72.
3. Fernández E., Cadenas M., Gonsález R., Navas C., Fernández R., De Damborenea J. Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating. *Wear*, 2005, vol. 259, no. 7-12, pp. 870–875.
  4. 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.
  5. Xu J.-S., Zhang X.-C., Xuan F.-Z., Wang Z.-D., Tu S.-T. Rolling contact fatigue behavior of laser clad WC/Ni composite coating. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 239, pp. 7–15.
  6. Shang S., Dan Wellburn, Sun Y.Z., Wang S.Y., Cheng J., Liang J., Liu C.S. Laser beam profile modulation for microstructure control in laser cladding of an NiCrBSi alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 248, pp. 46–53.
  7. Melnikov P.A., Pakhomenko A.N., Lukyanov A.A. Mathematical mode of forming of microrelife of shaft journal with processing by diamond burnishing. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2-2, pp. 104–111.
  8. Melnikov P.A., Bobrovsky N.M. Optimization of parameters of smoothing in a production environment in order to obtain the land surface suitable for operation in hydrodynamic friction. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2011, no. 2, pp. 65–67.
  9. Ogini P.A. The structure and characteristics of the overlap areas during the laser hardening of steels and irons. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2-2, pp. 130–135.
  10. Singh R., Kumar D., Mishra S.K., Tiwari S.K. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 351, pp. 87–97.
  11. Bezborodov V.P., Kovalevskij E.A. Effect of ultrasonic treatment on stress condition of gas-thermal coatings. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 2001, no. 1, pp. 67–69.
  12. Soboлева N.N., Makarov A.V., Malygina I.Yu. Hardening frictional treatment of NiCrBSi laser clad coating. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)*, 2013, no. 4, pp. 79–85.
  13. Makarov A.V., Pozdejeva N.A., Savrai R.A., Malygina I.Y., Yurovskikh A.S. Improvement of wear resistance of quenched structural steel by nanostructuring frictional treatment. *Journal of Friction and Wear*, 2012, vol. 33, no. 6, pp. 433–442.
  14. 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, pp. 5330–5337.
  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, no. 1-3, pp. 304–312.
  16. Houdková Š., Smazalová E., Vostřák M., Schubert J. Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 253, pp. 14–26.
  17. Vychuzhanin D.I., Makarov A.V., Smirnov S.V., Pozdeeva N.A., Malygina I.Y. Stress and strain and damage during frictional strengthening treatment of flat steel surface with a sliding cylindrical indenter. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2011, vol. 40, no. 6, pp. 554–560.
  18. Savrai R.A., Makarov A.V., Soboлева N.N., Malygina I.Y., Osintseva A.L. The contact endurance of NiCrBSi coatings obtained by gas powder laser cladding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)*, 2014, no. 4, pp. 43–51.
  19. Makarov A.V., Gorkunov E.S., Malygina I.Y., Savrai R.A., Osintseva A.L., Kogan L.K. Eddy-current testing of the hardness, wear resistance, and thickness of coatings prepared by gas-powder cladding. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2009, vol. 45, no. 11, pp. 797–805.
  20. Petrzhih 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.
  21. Petrzhih M.I., Filonov M.R., Pecherkin K.A., Levashov E.A., Olesova V.N., Pozdeev A.I. Wear resistance and mechanical properties of medical alloys. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*, 2005, no. 6, pp. 62–69.
  22. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61, no. 1-3, pp. 201–208.
  23. 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.
  24. 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.
  25. Kragelsky I.V., Dobyichin M.N., Kombalov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [The basis of calculation for friction and wear]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 526 p.

**IMPROVING THE MICROMECHANICAL PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE  
OF NICKEL-CHROMIUM LASER CLAD COATING USING FINISHING FRICTIONAL TREATMENT**

© 2015

**A.V. Makarov**, Doctor of Sciences (Engineering), Head of Department of Material Sciences,  
Head of laboratory of mechanical properties, chief researcher, Professor  
*M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*  
*Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*  
*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

**N.N. Soboleva**, junior researcher

**R.A. Savrai**, PhD (Engineering), Head of laboratory of constructional material science

**I.Yu. Malygina**, PhD (Engineering), senior researcher

*Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*

*Keywords:* laser clad deposit; nickel-chromium coatings; friction treatment; micro-indentation; wear mechanism.

*Abstract:* Nickel-chromium coatings applied on the parts surfaces using laser clad deposit are characterized by the significant surface undulation and roughness. The friction treatment of deposited surfaces used as the finishing operation allows preventing the demerits of customary grinding (burns, microcracks, dangerous tension stresses) and ensuring additional improvement of durability and wear resistance, favorable compressing stresses formation and fine finish. In this research, the authors used both the microhardness testing by regenerated indents method and the method of kinetic micro-indentation for the study of strength and plastic properties of NiCrBSi laser coating, processed by friction treatment using the hemispherical sliding indenter made of finely dispersed cubic boron nitride (borazon). The authors considered the coating wear mechanisms in the conditions of slide rubbing friction resulting from the micromechanical properties of strengthened layer. Using the research of microhardness distribution in depth of the processed by friction treatment surface layer, the authors determined the maximum strengthening in thin layer (the thickness is 5–7  $\mu\text{m}$ ) with greatly dispersed structure on the coating surface. It is determined that the surface friction treatment, comparing with the electrolytic brightening, not only improves the surface quality (reduces its undulation) but also increases (according to the micro-indentation data) the possibility of surface layer to resist to mechanical contact action. As a consequence of micromechanical properties improvement, the friction treatment in the conditions of sliding friction without lubricants causes the change of basic wear mechanisms – from seizure and plastic edging to the prevailing elastic edging. It causes the elimination of burn-in period and the relevant decrease of the strengthened coating wear intensity at the initial stage of friction.