



Оптимизация технологии лазерной наплавки и ее влияние на свойства покрытий

В. П. Бирюков
Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН,
Москва, Россия

В работе рассмотрены результаты металлографических и триботехнических испытаний зон лазерной наплавки подслоя порошком, содержащим Fe-Co-Cr-Mo, и композиционной шихты Ni-Cr-B-Si+WC на образцы стали 40X. Показано, что обработка с применением поперечных колебаний луча по нормали к вектору скорости сканирования повышает производительность процесса наплавки. Нанесение подслоя не склонного к трещинообразованию способствует повышению качества наплавленных покрытий с добавлением карбидной фазы, исключает образование трещин в наплавленной шихте с карбидами. Повышение плотности энергии выше оптимальных значений приводит к частичному растворению карбидов, испарению углерода, уменьшению толщины подслоя и перемешиванию с шихтой с карбидной фазой и снижению микротвердости покрытий. Лазерная наплавка на оптимальных режимах позволила повысить абразивную износостойкость при испытании незакрепленными зёрнами в ПЗ по сравнению с основной сталью.

Ключевые слова: лазерная наплавка, микротвердость, абразивная износостойкость

Статья поступила: 30.08.2023

Статья принята: 18.09.2023

ВВЕДЕНИЕ

Стремление улучшить эксплуатационные параметры деталей машин и инструментов и повысить их долговечность привело к разработке методов

Optimization of Laser Surfacing Technology and Its Effect on Coating Properties

V. P. Biryukov
Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAN), Moscow, Russia

The paper considers the results of metallographic and tribotechnical tests of the zones of laser surfacing of the sublayer with a powder containing Fe-Co-Cr-Mo and a composite charge Ni-Cr-B-Si+WC on steel samples 40Kh. It is shown that processing using transverse beam vibrations normal to the scanning velocity vector increases the productivity of the surfacing process. The application of a sublayer not prone to cracking improves the quality of deposited coatings with the addition of a carbide phase, eliminates the formation of cracks in the deposited charge with carbides. An increase in the energy density above the optimal values leads to partial dissolution of carbides, evaporation of carbon, a decrease in the thickness of the sublayer and mixing with the charge with the carbide phase and a decrease in the microhardness of coatings. Laser surfacing at optimal conditions allowed to increase the abrasive wear resistance when tested with loose grains by 11 times compared to the base steel.

Keywords: laser surfacing, microhardness, abrasive wear resistance

Article received: 30.08.2023

Article accepted: 18.09.2023

INTRODUCTION

The desire to improve the operational parameters of machine parts and tools and increase their durability has led to the development of surface treatment



обработки поверхностей и нанесения покрытий. Одним из передовых современных методов нанесения покрытий является лазерная наплавка, которая обладает рядом преимуществ по сравнению с другими традиционными методами наплавки и нанесения покрытий [1-3]. Технология лазерной наплавки может быть применена для изготовления износостойких или коррозионностойких металлических покрытий и композиционных материалов с металлической матрицей. Обычно в качестве металлической матрицы для композитного покрытия используются сплавы на основе Ni или Co, поскольку они обладают высокой стойкостью к окислению, в том числе при высокой температуре. Установлено, что если к сплавам Ni-Cr добавить 6,0% Re, то стойкость к коррозии и образованию оксидов покрытий, эксплуатируемых при повышенной температуре, может быть значительно повышена [4]. Среднеуглеродистые стали широко используются для изготовления шатунов, зубчатых колес, подшипников и других важных конструктивных компонентов [5, 6]. Однако износостойкость этих сталей ограничена, и при эксплуатации в тяжелых условиях эти детали часто выходят из строя из-за сильного износа поверхности, что значительно удорожает эксплуатационные расходы в промышленном использовании машин и агрегатов [7-9]. Лазерная наплавка широко используется для повышения износостойкости промышленных деталей [10, 11]. При лазерной наплавке используют два метода с предварительным нанесением шликерных обмазок и синхронной подачи порошка [12, 13].

Покрытия порошками NiCrBSi с размером частиц 13-63 мкм с добавками карбидов вольфрама WC-Co были нанесены на подложку, состоящую из низкоуглеродистой мягкой стали [14]. Для лазерной наплавки использовали оптическую головку WC 50 с коаксиальной подачей порошка. На стальные образцы наносили одиночные и частично перекрывающиеся дорожки. В качестве переменного параметра использовалась различная скорость перемещения луча. Эксперименты проводились с использованием диодного лазера Coherent F1000 (Coherent, Санта-Клара, Калифорния, США), оснащенного семи осевым роботом CLOOS 7. Для транспортировки порошка использовали питатель AT-1200HPHV Termach, а в качестве защитного газа и газа-носителя аргон. Лазерную наплавку проводили при мощности излучения 720 Вт, скорости перемещения 0,45-0,85 м/мин и расходе порошка 4 г/мин. Для оценки износостойкости нанесенных покрытий использовался трибометр TR-20 (Ducom

and coating methods. One of the advanced modern methods of coating is laser surfacing, which has a number of advantages over other traditional methods of surfacing and coating [1-3]. Laser surfacing technology can be used for the manufacture of wear-resistant or corrosion-resistant metal coatings and composite materials with a metal matrix. Typically, Ni or Co-based alloys are used as a metal matrix for a composite coating, since they are highly resistant to oxidation, including at high temperature. It has been found that if 6.0% Re is added to Ni-Cr alloys, the resistance to corrosion and the formation of oxide coatings operated at elevated temperatures can be significantly increased [4]. Medium carbon steels are widely used for the manufacture of connecting rods, gears, bearings and other important structural components [5, 6]. However, the wear resistance of these steels is limited, and when used in harsh conditions, these parts often fail due to severe surface wear, which significantly increases the cost of operating costs in the industrial use of machines and aggregates [7-9]. Laser surfacing is widely used to increase the wear resistance of industrial parts [10, 11]. In laser surfacing, two methods are used with preliminary application of slip coatings and synchronous powder feeding [12, 13].

Coatings with NiCrBSi powders with a particle size of 13-63 μm with additives of WC-Co tungsten carbides were applied to a substrate consisting of low-carbon mild steel [14]. A WC 50 optical head with coaxial powder feeding was used for laser surfacing. Single and partially overlapping roads were applied to steel samples. As a variable parameter, a different speed of beam movement was used. The experiments were carried out using a Coherent F1000 diode laser (Coherent, Santa Clara, California, USA) equipped with a seven-axis robot CLOOS 7. An AT-1200HPHV Termach feeder was used to transport the powder, and argon was used as a protective gas and carrier gas. Laser surfacing was carried out at a radiation power of 720 W, a travel speed of 0.45-0.85 m/min and a powder consumption of 4 g/min. A TR-20 tribometer (Ducom Instruments, Bangalore, India) was used to assess the wear resistance of the applied coatings. Before testing, the samples were ground and polished to obtain a mirror surface. A WC ball with a diameter of 6 mm was used as a counter-sample with an applied load of 15 N. The diameter of the wear track was 12 mm, the test time was 132 min, and the friction path was 2000 m. The friction coefficients varied in the range of 0.463-0.695, and the wear rate of 0.125-0.735 $\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{km}$. Crack-free coatings with



Instruments, Бангалор, Индия). Перед испытанием образцы шлифовали и полировали до получения зеркальной поверхности. В качестве контробразца был использован шарик WC диаметром 6 мм при приложенной нагрузке 15 Н. Диаметр дорожки износа составлял 12 мм, время испытания – 132 мин, а путь трения – 2000 м. Коэффициенты трения изменялись в пределах 0,463–0,695, а скорость изнашивания 0,125–0,735 мм³/Н·км. Покрытия без трещин с желаемым распределением карбидов могут быть получены путем оптимизации скорости лазерного наплавления. Кроме того, повышение твердости было достигнуто за счет уменьшения зоны расплава между покрытием и подложкой.

Для экспериментов [15] использовали порошок, состоящий из 60% WC, смешанных с 40% частиц NiCrBSi с размерами частиц 45–106 мкм. Лазерная наплавка была выполнена с использованием дискового лазера Trumpf TruDisk 8002, оснащенного головкой Precitec YC52 с коаксиальной подачей порошка. Были проведены две серии экспериментов. В первой серии экспериментов изменялась скорость перемещения луча (S), в то время как мощность (P) и расход порошка (F) оставались постоянными. Во второй серии расход порошка оставался постоянным, и скорость перемещения луча тоже, а переменной была мощность излучения. Коэффициент перекрытия дорожек наплавки составлял 50%. Покрытия наносились на пластины из углеродистой стали (EN10083 2: C45) размерами 100×100×20 мм для обеспечения достаточного отвода тепла. Подложки предварительно нагревались до 350 °C перед нанесением, чтобы избежать растрескивание покрытия из-за высокого температурного градиента. После лазерной наплавки образцы оставляли остывать при комнатной температуре. Испытание на абразивный износ незакрепленным зерном проводили по схеме «плоский образец-образующая поверхность резинового диска» в соответствии с ASTM G-65. Параметры испытания были следующими: нагрузка 22 Н; абразивная среда кварцевый песок Al₂O₃ с размером зерен 200–300 мкм; общий путь трения 718 м. Самое твердое покрытие достигло значения твердости выше 800 HV1. Твердость покрытий снижалась с уменьшением параметра P/F·S до 600–700 HV1. В зонах с более высоким содержанием частиц WC измеренная твердость превышала 1000 HV1, а в местах перекрытия дорожек твердость варьировалась от 500 до 700 HV1. Значения коэффициента износа изменялись от 2,2·10⁻⁴ до 1,1·10⁻³ мм³/Нм, в зависимости от параметров лазерной обработки.

the desired carbide distribution can be obtained by optimizing the laser deposition rate. In addition, an increase in hardness was achieved by reducing the melt zone between the coating and the substrate.

For experiments [15], a powder consisting of 60% WC mixed with 40% NiCrBSi particles with particle sizes of 45–106 μm was used. Laser surfacing was performed using a Trumpf TruDisk 8002 disk laser equipped with a Precitec YC52 head with coaxial powder feeding. Two series of experiments were conducted. In the first series of experiments, the beam velocity (S) changed, while the power (P) and the powder consumption (F) remained constant. In the second series, the powder consumption remained constant and the speed of the beam movement, and the radiation power was variable. The coefficient of overlap of the surfacing tracks was 50%. The coatings were applied to carbon steel plates (EN10083 2: C45) with dimensions of 100×100×20 mm to ensure sufficient heat dissipation. The substrates were preheated to 350 °C before application to avoid cracking of the coating due to the high temperature gradient. After laser surfacing, the samples were left to cool at room temperature. The test for abrasive wear with loose grain was carried out according to the scheme “flat sample-forming surface of a rubber disc” in accordance with ASTM G-65. The test parameters were as follows: load 22 N; abrasive medium quartz sand Al₂O₃ with a grain size of 200–300 μm; total friction path 718 m. The hardest coating has reached a hardness value above 800 HV1. The hardness of the coatings decreased with a decrease in the P/F·S parameter to 600–700 HV1. In areas with a higher content of WC particles, the measured hardness exceeded 1000 HV1, and in places where the tracks overlap, the hardness varied from 500 to 700 HV1. The values of the wear coefficient varied from 2.2·10⁻⁴ to 1.1·10⁻³ mm³/Nm, depending on the laser processing parameters. The deposited coatings with a higher concentration of spherical carbides resisted abrasive wear better than those samples in which carbides dissolved in the coating. The material of the previous laser surfacing track was re-melted, the carbide particles were dissolved and re-deposited again. The melting of the surface of the sample based on iron, and the dissolution of carbides led to a deterioration in the hardness of the coatings and wear resistance.

The laser surfacing system [16] consisted of an industrial Nd-YAG laser with a power of 2 kW (Rofin-Sinar DY 22), an optical head, a powder feeder (Sulzer-Metco Twin 10 c). The laser beam was defocused to a diameter of 3.5 mm on the work surface.



Наплавленные покрытия с более высокой концентрацией сферических карбидов лучше сопротивлялись абразивному износу, чем те образцы в покрытии которых произошло растворение карбидов. Материал предыдущей лазерной дорожки наплавки повторно расплавлялся, частицы карбида растворялись и снова осаждались повторно. Расплавление поверхности образца на основе железа и растворение карбидов приводили к ухудшению твердости покрытий и износостойкости.

Система лазерной наплавки [16] состояла из промышленного Nd-YAG-лазера мощностью 2 кВт (Rofin-Sinar DY 22), оптической головки, питателя порошка (Sulzer-Metco Twin 10 с). Лазерный луч был расфокусирован до диаметра 3,5 мм на рабочей поверхности. Наплавка производилась на образцы толщиной 5 мм из низкоуглеродистой стали С25, предварительно разогретой до 400 °С. Наплавленные участки размером 30×30 мм были получены при коэффициентах перекрытия дорожек 35-40%. Для экспериментов по лазерной наплавке использовались порошки карбида вольфрама на никель-хромовой основе фирмы Technolase T60 (700 HV), T40 (400 HV) и T30 (300 HV). Триботехнические испытания были проведены на поверхностях с нанесенными покрытиями при сухом скольжении с использованием трибометра MT4002 по схеме трения «шар (Al₂O₃ диаметром 4 мм, 1500 HV) – диск (наплавленный образец)» в соответствии со стандартом ASTM G99-05. Испытания выполняли при скорости скольжения 100 мм/с, нормальной нагрузке 20 Н, на пути трения 500 м. После испытаний оценивались потеря массы образцов с покрытиями и контробразцов. Растрескивания покрытий не удалось избежать ни в одном из обработанных образцов Т60. Среднее количество трещин составляло 10 на длине 40 мм, перпендикулярно траектории лазерных дорожек. Трещинообразование заметно снизилось на покрытиях Т40 и его удалось избежать на образцах наплавленных сплавом Т30. Скорости износа для Т30 и Т40 составили 0,0176 и 0,0242 · 10⁻⁹ Кг/Н·м и были ниже, чем полученные для Т60, 0,0375 · 10⁻⁹ Кг/Н·м.

Порошок NiCrBSi наплавляли на стальную подложку [17] на CO₂-лазере при мощности 1,4-1,6 кВт, скорости сканирования 160-180 мм/мин, пятном 6,0×1,5 мм, при расходе порошка 2,9-4,9 г/мин. Наплавленные образцы подвергались последующей обработке путем нагревания в диапазоне 200-1050 °С с последующим охлаждением на воздухе и в вакуумной печи. Образцы из сплава Cu-Cr-Zr S18150 ASTM с размерами 100×100×40 мм наплавляли покрытием NiBSi-WC на диодном

The surfacing was carried out on samples with a thickness of 5 mm made of low-carbon steel C25 preheated to 400°C. The surfaced sections with a size of 30×30 mm were obtained at track overlap coefficients of 35-40%. Technolase nickel-chromium-based tungsten carbide powders T60 (700 HV), T40 (400 HV) and T30 (300 HV) were used for laser surfacing experiments. Tribotechnical tests were carried out on surfaces with applied coatings during dry sliding using the MT4002 tribometer according to the friction scheme “ball (Al₂O₃ with a diameter of 4 mm, 1500 HV) – disk (deposited sample)”, in accordance with the ASTM G99-05 standard. The tests were performed at a sliding speed of 100 mm/s, a normal load of 20 N, and a friction path of 500 m. After the tests, the weight loss of coated samples and counter-tiles was estimated. Cracking of the coatings could not be avoided in any of the treated T60 samples. The average number of cracks was 10 at a length of 40 mm, perpendicular to the trajectory of the laser tracks. Cracking has noticeably decreased on T40 coatings and it was avoided on samples deposited with T30 alloy. The wear rates for T30 and T40 were 0.0176 and 0.0242 · 10⁻⁹ Kg/N·m and were lower than those obtained for T60, 0.0375 · 10⁻⁹ Kg/N·m.

NiCrBSi powder was deposited on a steel substrate [17] using a CO₂ laser at a power of 1.4-1.6 kW, a scanning speed of 160-180 mm/min, a spot of 6.0×1.5 mm, with a powder consumption of 2.9-4.9 g/min. The deposited samples were further processed by heating in the range of 200-1050 °C, followed by cooling in air and in a vacuum furnace. Samples from Cu-Cr-Zr S18150 ASTM alloy with dimensions of 100×100×40 mm were deposited with a NiBSi-WC coating on a HighLight 10000D diode laser (Coherent, USA), at a power of 5 kW, with a spot of 6×2 mm, with a step of 6 mm and a powder consumption of 36 g/min. Coatings with a thickness of 0.6 and 1.6 mm were applied at a scanning speed of 10 and 2.5 mm/s, respectively. NiCrBSi coated samples were subjected to abrasive wear on a fixed abrasive grain of corundum Al₂O₃ with a specific load of 1 MPa and an average sliding speed of 0.175 m/s. according to the “pin - disc (steel Kh12M, 61.5 HRC)” scheme at a pressure of 2 MPa, sliding speeds of 3.1, 4.7, 6.1 and 9.3 m/s, test time 9.5-30 min. Tribotechnical tests of the NiBSi-WC coating were carried out according to the scheme “pin (surfaced sample)-plate (steel X12M)” with reciprocating motion with a pressure of 6 MPa, with a sliding speed of 0.08 m/s, and a double stroke length of 60 mm. High-temperature (1025 °C) annealing of samples with NiCrBSi laser surfac-



лазере HighLight 10000D (Coherent, США), при мощности 5 кВт, пятном 6×2 мм, с шагом 6 мм и расходом порошка 36 г/мин. Покрытия толщиной 0,6 и 1,6 мм наносили со скоростью сканирования 10 и 2,5 мм/с соответственно. Образцы с покрытием NiCrBSi подвергли абразивному изнашиванию на закрепленном абразивном зерне корунда Al₂O₃ с удельной нагрузкой 1 МПа и средней скоростью скольжения 0,175 м/с. по схеме «штифт – диск (сталь X12M, 61,5 HRC)» при давлении 2 МПа, скорости скольжения 3,1, 4,7, 6,1 и 9,3 м/с, времени испытаний 9,5–30 мин. Триботехнические испытания покрытия NiBSi-WC проводились по схеме «штифт (образец с наплавкой) – пластина (сталь X12M)» при возвратно-поступательном движении с давлением 6 МПа, со скоростью скольжения 0,08 м/с, и длиной двойного хода 60 мм. Высокотемпературный (1025 °C) отжиг образцов с лазерной наплавкой NiCrBSi приводил к образованию крупных фаз карбидов и боридов, позволяющих сохранять износостойкость при высоких температурах. Покрытия NiBSi-WC на подложке из сплава Cu-Cr-Zr имели в структуре крупные карбобориды, что повышало износостойкость наплавленных слоев в более толстых покрытиях на 20% по сравнению с тонкими покрытиями.

Лазерную наплавку [18] проводили на образцы стали 42CrMo с размерами 70×15×10 мм порошками высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) в соответствии с молярным соотношением FeCoNiCrNb_{0,5}Mo_x (x=0,00; 0,25; 0,50; 0,75; 1,00). Обработку проводили на волоконном лазере FL020 в атмосфере аргона при мощности излучения 1400 Вт, скорости сканирования 3 мм/с, диаметре пятна 4 мм. Покрытия Mo_{0,00} и Mo_{0,25} имели доэвтектическую структуру, в то время как покрытия Mo_{0,50}, Mo_{0,75} и Mo_{1,00} полностью эвтектическую структуру. Покрытие ВЭС Mo_{0,75} при испытаниях на коррозию имело самую низкую плотность тока и обладало наилучшей коррозионной стойкостью.

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для оптимизации технологии лазерной наплавки использовали образцы стали 40X с размерами 15×20×70 мм. Обработку образцов выполняли на автоматизированной системе ИМАШ РАН. В качестве подслоя применяли порошок на основе железа Fe-Co-Cr-Mo (50–150 мкм), а для наплавки основного покрытия – порошок на основе никеля с добавкой карбида вольфрама 40 вес. % (WC-W₂C) (40–100 мкм) + 60 вес. % (Ni-Cr-B-Si) с размерами

ing led to the formation of large phases of carbides and borides allowing to maintain wear resistance at high temperatures. NiBSi-WC coatings on a Cu-Cr-Zr alloy substrate had large carboborides in the structure, which increased the wear resistance of the deposited layers in thicker coatings by 20% compared to thin coatings.

Laser surfacing [18] was carried out on 42CrMo steel samples with dimensions of 70×15×10 mm with powders of high-entropy alloys (HES) in accordance with the molar ratio FeCoNiCrNb_{0.5}Mo_x (x=0.00, 0.25, 0.50, 0.75, 1.00). The treatment was carried out on a fiber laser FL020 in an argon atmosphere at a radiation power of 1400 W, scanning speed of 3 mm/s, spot diameter of 4 mm. The coatings Mo_{0.00} and Mo_{0.25} had a pre-eutectic structure, while the coatings Mo_{0.50}, Mo_{0.75} and Mo_{1.00} had a completely eutectic structure. The coating of the Mo_{0.75} wind farm during corrosion tests had the lowest current density and had the best corrosion resistance.

EQUIPMENT AND RESEARCH METHODS

To optimize the laser surfacing technology, 40Kh steel samples with dimensions of 15×20×70 mm were used. The samples were processed on the automated system of IMASH RAN. Iron-based powder Fe-Co-Cr-Mo (50–150 μm) was used as a sublayer, and nickel-based powder with the addition of tungsten carbide 40 wt. % (WC-W₂C) (40–100 μm) + 60 wt. % (Ni-Cr-B-Si) was used for surfacing the main coating with particle sizes of 40–125 microns. To obtain various parameters of the deposited zones, the laser radiation power density was changed in the range of 28–45 J/mm² (Fe-Co-Cr-Mo) and 32–86 J/mm² (Ni-Cr-B-Si+WC). The speed of application of laser tracks varied between 5–10 mm/s and 5–7 mm/s, and the spot diameter was 2.5–3.5 mm, respectively. Surfacing was performed with a defocused and oscillating beam to equalize the energy density along the cross-section of the tracks with a frequency of 218 Hz normal to the processing speed vector. The thickness of the slip coatings with a water-based binder was 0.6 and 0.85 mm. After applying the coating to the samples, they were dried at a temperature of 80 °C for 2 hours. The surfacing of the laser tracks was performed with an overlap of 35%. After applying the sublayer, the samples were ground to a size of 12.3–0.1 mm. A digital microscope, the OMOS M1000 metallographic system and the PMT-3 microhardness meter were used in the conduct of metallographic studies. Determination of the elemental composition of

частиц 40–125 мкм. Для получения различных параметров наплавленных зон изменяли плотность мощности лазерного излучения в пределах 28–45 Дж/мм² (Fe-Co-Cr-Mo) и 32–86 Дж/мм² (Ni-Cr-B-Si+WC). Скорость нанесения лазерных дорожек варьировали в пределах 5–10 мм/с и 5–7 мм/с, а диаметр пятна 2,5–3,5 мм соответственно. Наплавку выполняли расфокусированным и колеблющимся лучом для выравнивания плотности энергии по поперечному сечению дорожек с частотой 218 Гц по нормали к вектору скорости обработки. Толщина шликерных покрытий, со связующим на водной основе составляла 0,6 и 0,85 мм. После наенесения обмазки на образцы их высушили при температуре 80 °С в течении 2 часов. Наплавку лазерных дорожек выполняли с перекрытием 35%. После нанесения подслоя образцы шлифовали в размер 12,3–0,1 мм. При поведении металлографических исследований использовали цифровой микроскоп, металлографическую систему ОМОС М1000 и микротвердомер ПМТ-3. Определение элементного состава покрытий проводили на сканирующем электронном комплексе SEC SNE 4500M Plus, Корея, оснащенный энергодисперсионным анализатором фирмы Bruker, Германия, в отраженных электронах.

Триботехнические испытания на абразивное изнашивание незакрепленным абразивным зерном проводили по схеме «широкая сторона образца с наплавленным покрытием, основа – кольцевая поверхность плоского резинового диска». В качестве абразива использовали кварцевый песок с размерами частиц 0,2–0,6 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены микрошлифы наплавленных покрытий порошком для подслоя Fe-Co-Cr-Mo (рис. 1 а) и основным порошком (Ni-Cr-B-Si+WC) (рис. 1 б). Высота и ширина зон наплавки при обработке расфокусированным и колеблющимся лучом по нормали к вектору скорости сканирования луча составляли 0,48–0,86, 0,45–0,79 мм и 1,9–2,9 мм и 3,2–5,8 мм соответственно. Глубина и ширина зон закалки основы, стали 40Х, составляла 0,49–0,86, 0,35–0,89 мм и 1,8–2,85 и 3,1–5,7 мм соответственно. Применение поперечных колебаний лазерного луча приводило к повышению производительности наплавки в 1,6–2,2 раза по сравнению с обработкой расфокусированным лучом. На рис. 2 представлены микроструктуры лазерных дорожек на границе с материалом основы. При более высокой скорости лазерной наплавке

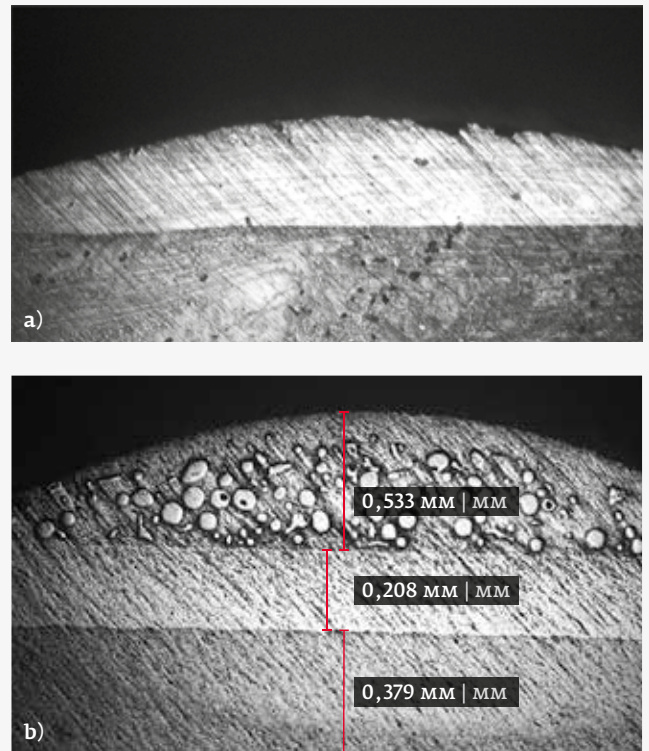


Рис. 1. Микрошлифы зон лазерной наплавки колеблющимся лучом $\times 50$: а) подслоя Fe-Co-Cr-Mo; б) основного слоя Ni-Cr-B-Si+WC

Fig. 1. Cross-section of laser surfacing zones with an oscillating beam $\times 50$: a) sublayer Fe-Co-Cr-Mo; b) main layer Ni-Cr-B-Si+WC

coatings was carried out on a scanning electronic complex SEC SNE 4500M Plus, Korea, equipped with an energy dispersion analyzer from Bruker, Germany, in reflected electrons.

Tribotechnical tests for abrasive wear with loose abrasive grain were carried out according to the scheme “the wide side of the sample with a surfaced coating, the base is the annular surface of a flat rubber disc”. Quartz sand with a particle size of 0.2–0.6 mm was used as an abrasive.

RESULTS OF EXPERIMENTAL STUDIES

Fig. 1 shows the microslips of deposited coatings with powder for the Fe-Co-Cr-Mo sublayer (Fig.1, a) and the main powder (Ni-Cr-B-Si+WC) (Fig. 1, b). The height and width of the surfacing zones during processing with a defocused and oscillating beam along the normal to the vector, the scanning speeds of the beam were 0.48–0.86, 0.45–0.79 mm and 1.9–2.9 mm and 3.2–5.8 mm, respectively. The depth

и меньшей мощности толщина подслоя составляла 200–300 мкм, а при повышении мощности излучения до 1000 Вт и уменьшении скорости сканирования до 5 мм/с толщина подслоя снижалась и была

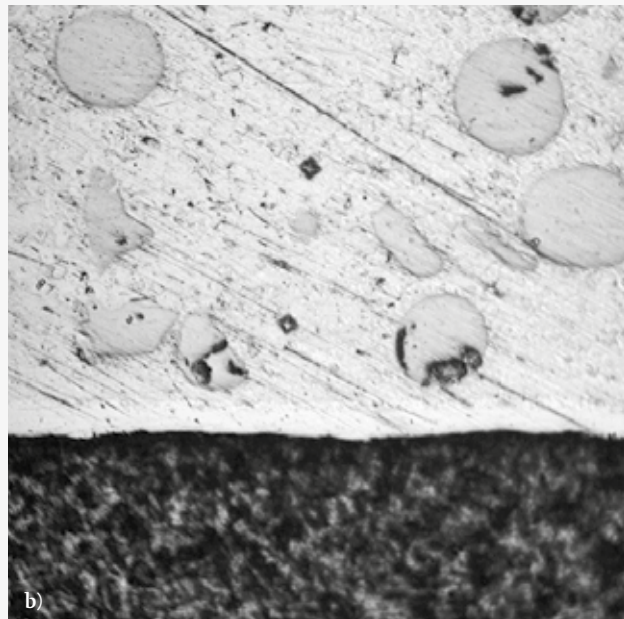
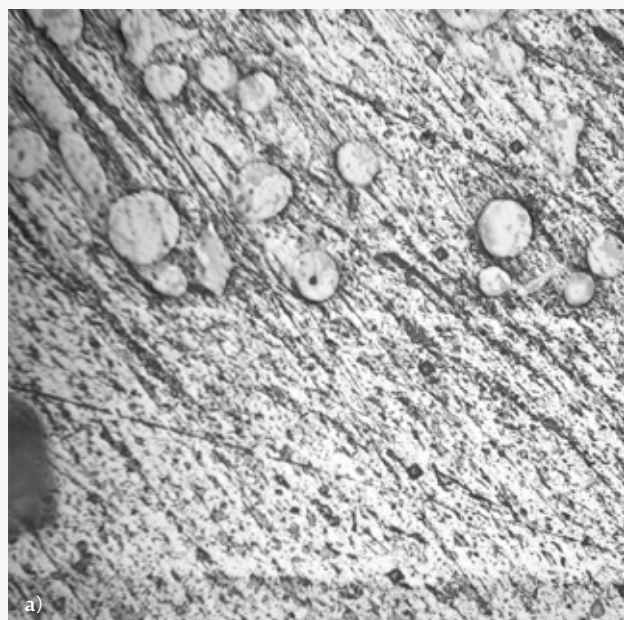
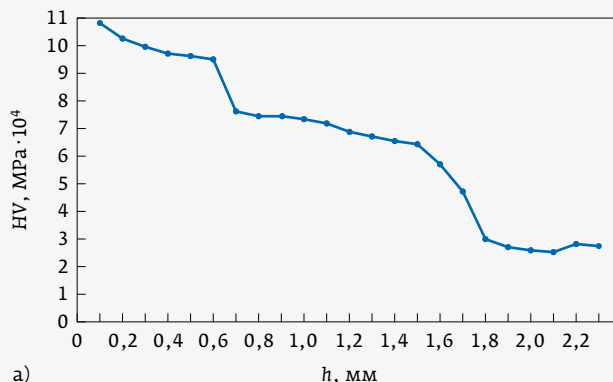
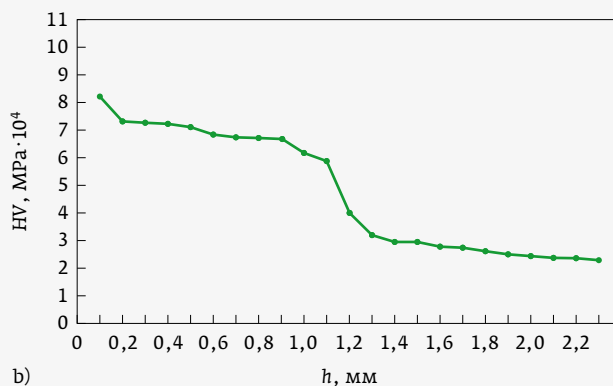


Рис. 2. Микроструктура зон наплавки на границе с материалом основы при диаметре луча 3 мм, увеличение $\times 200$: а) $P=700$ Вт, $V=7$ мм/с; б) $P=1000$ Вт, $V=7$ мм/с

Fig. 2. Microstructure of surfacing zones at the boundary with the base material with a beam diameter of 3 mm $\times 200$: а) $P=700$ W, $V=7$ mm/s; б) $P=1000$ W, $V=7$ mm/s



а)



б)

Рис. 3. Графики микротвердости покрытий в зависимости от глубины слоя: а) $P=1000$ Вт, $V=7$ мм/с; б) $P=1000$ Вт, $V=5$ мм/с

Fig. 3. Graphs of the microhardness of coatings depending on the layer depth: а) $P=1000$ W, $V=7$ mm/s; б) $P=1000$ W, $V=5$ mm/s

and width of the quenching zones of the base, 40Kh steel, was 0.49–0.86, 0.35–0.89 mm and 1.8–2.85 and 3.1–5.7 mm, respectively. The use of transverse oscillations of the laser beam led to an increase in the surfacing performance by 1.6–2.2 times compared to the treatment with a defocused beam. Fig. 2 shows the microstructures of laser tracks at the boundary with the base material. With a higher laser surfacing speed and lower power, the thickness of the sublayer was 200–300 microns, and with an increase in the radiation power to 1000 W and a decrease in the scanning speed to 5 mm/s, the thickness of the sublayer decreased and was in the range of 25–50 microns. In fact, the elements of the Fe-Co-Cr-Mo sublayer diluted the melt bath of the main coating Ni-Cr-B-Si+WC. In addition, the number of tungsten carbide particles at an increased

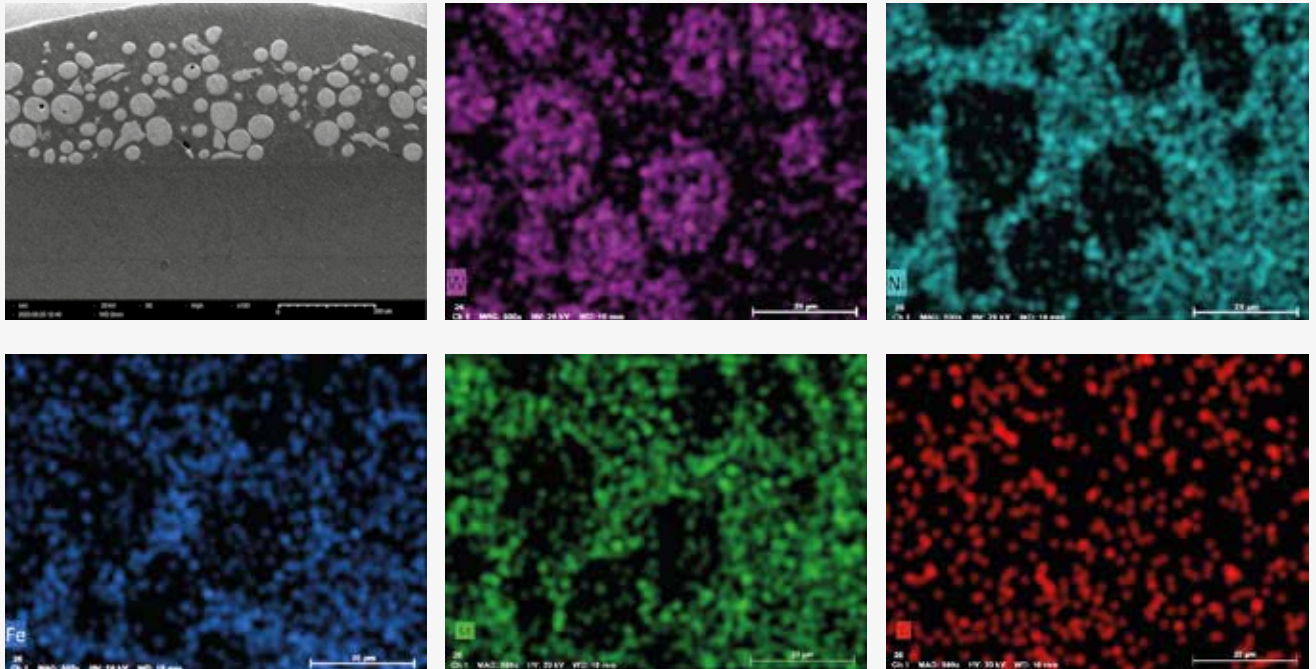


Рис. 4. Распределение элементов в наплавленном слое Ni-Cr-B-Si+WC (a), вольфрам (b), никель (c), железо (d), хром (e); углерод (f)
Fig. 4. Distribution of elements in the deposited layer Ni-Cr-B-Si+WC (a), tungsten (b), nickel (c), iron (d), chromium (e), carbon (f)

в пределах 25–50 мкм. Фактически элементы подслоя Fe-Co-Cr-Mo разбавляли ванну расплава основного покрытия Ni-Cr-B-Si+WC. Кроме того, количество частиц карбида вольфрама при повышенной плотности энергии лазерного луча резко снижалось, происходило насыщение никелевой матрицы углеродом и вольфрамом при растворении карбидов и частичное выгорание углерода.

На рис. 3 представлены графики изменения микротвердости, полученные в результате ее измерения, от поверхности наплавленной дорожки в глубь материала основы с шагом 100 мкм. Кривая (рис. 3а) получена при измерении образца, обработанного на скорости 7 мм/с и мощности излучения 1000 Вт. Наплавленный слой порошком Ni-Cr-B-Si+WC обладал высокой микротвердостью 9000–11000 МПа. Зона подслоя имела меньшую микротвердость 6500–7000 МПа глубиной до 300 мкм. В результате нагрева выше 1250 °С жидкой ванны расплава, и подслоя выше 1000 °С происходила полная закалка основного материала стали 40Х до микротвердости 6500–7000 МПа на 300 мкм, и ниже наблюдали участок неполной закалки с микротвердостью 2900–6000 МПа

energy density of the laser beam sharply decreased, saturation of the nickel matrix with carbon and tungsten occurred during the dissolution of carbides and partial carbon burnout.

Таблица. Распределение элементного состава в покрытии масс. %

Table. Distribution of the elemental composition in the coating of the mass. %

Элемент Element	Массовая доля, % Mass. %
W	44,47
Ni	37,25
C	3,22
Cr	8,28
Fe	6,79
Сумма Total	100

глубиной 250 мкм. Кривая на рис. 3b получена при мощности излучения 1000 Вт, скорости перемещения 5 мм/с при толщине обмазки 0,6 мм. В зоне наплавки основной шихты Ni-Cr-B-Si+WC наблюдали понижение микротвердости до 7000–8000 МПа, что связано с большим растворением карбидной фазы и частичным перемешиванием с подслоем.

На рис. 4 представлены зона исследования элементного состава основного покрытия Ni-Cr-B-Si+WC и распределение элементов W, Ni, Fe, Cr, C. Количественный состав элементов в покрытии показан в табл. 1.

Анализ результатов абразивного изнашивания (рис. 5) незакрепленным зерном показал, что износостойкость покрытий Ni-Cr-B-Si+WC повышается в 11 раз при плотности энергии излучения 48 Дж/мм² по сравнению с материалом основы.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты исследований показали, что нанесение покрытий с повышенным содержанием карбидной фазы сопровождается появлением дефектов в виде трещин и пор в случае неправильно подобранных режимов обработки. Для уменьшения напряжений на границе основного материала и покрытий с карбидами предложено наносить подслои, не склонный к трещинообразованию и обладающий демпфирующей способностью в связи с высоким содержанием ванадия в исходной шихте. Уменьшение микротвердости покрытий с упрочняющей фазой при повышенной плотности энергии лазерного излучения свидетельствует о диссоциации карбидов и частичном выгорании углерода. Применение оптимальных режимов лазерной наплавки позволило получить покрытия с максимально высокой микротвердостью и износостойкостью при изнашивании незакрепленным абразивным зерном.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработана технология лазерной наплавки с промежуточным подслоем Fe-Co-Cr-Mo и основным покрытием Fe-Co-Cr-Mo на образцы стали 40X с применением поперечных колебаний лазерного луча к вектору скорости обработки. Повышение плотности энергии излучения значительно выше оптимальных значений приводило к растворению карбидов и снижению микротвердости. Износостойкость покрытий с карбидной фазой, полученных при плотности энергии 48 Дж/мм², в 11 раз выше, чем материал основы.

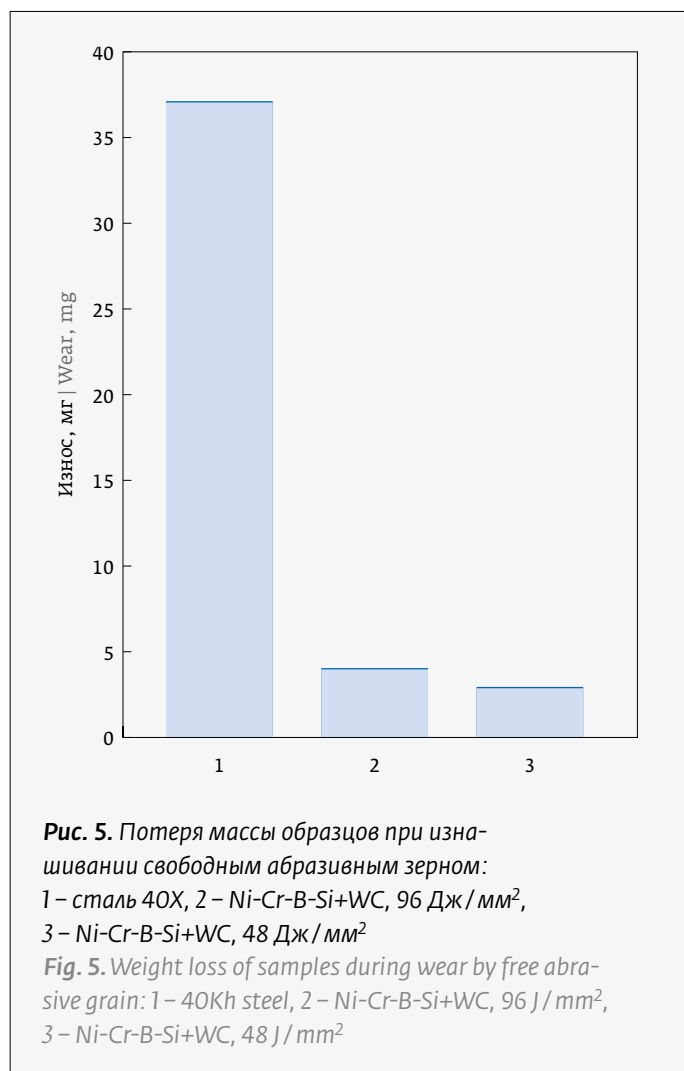


Рис. 5. Потеря массы образцов при изнашивании свободным абразивным зерном: 1 – сталь 40X, 2 – Ni-Cr-B-Si+WC, 96 Дж/мм², 3 – Ni-Cr-B-Si+WC, 48 Дж/мм²

Fig. 5. Weight loss of samples during wear by free abrasive grain: 1 – 40Kh steel, 2 – Ni-Cr-B-Si+WC, 96 J/mm², 3 – Ni-Cr-B-Si+WC, 48 J/mm²

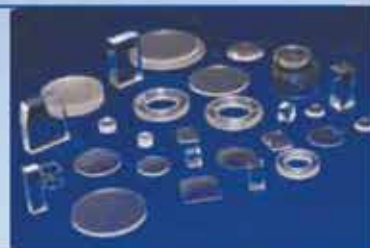
Fig. 3 shows graphs of changes in microhardness, obtained as a result of its measurement, from the surface of the deposited track deep into the base material with a step of 100 μm. The curve (Fig. 3, a) was obtained by measuring a sample processed at a speed of 7 mm/s and a radiation power of 1000 watts. The deposited layer with Ni-Cr-B-Si+WC powder had a high microhardness of 9000–11000 МПа. The sublayer zone had a lower microhardness of 6500–7000 МПа with a depth of up to 300 μm. As a result of heating above 1250 °C of the liquid melt bath and the sublayer above 1000 °C, a complete hardening of the main material of 40Kh steel to a microhardness of 6500–7000 МПа at 300 μm and below occurred, an incomplete hardening section with a microhardness of 2900–6000 МПа with a depth of 250 μm was observed. The curve in Fig. 2, b is obtained at a radiation power of 1000 W, a travel speed of 5 mm/s with a coating thickness of 0.6 mm. In the surfacing zone of the main

Синтетический САПФИР

Производство кристаллов и оборудования



Пластины, окна, подложки:
смотровые, защитные, сканерные окна, часовые
стекла, экраны для смартфонов и мобильных
телефонов, оптические компоненты



Трубы и тигли
трубки и тигли различной длины и сечения
для ламп высокого давления, термореакторов,
установок плазменного травления



Стержни круглого и
прямоугольного сечения:
световоды для пирометров, плунжера для
хроматографических насосов и сиквенаторов,
изоляторы, износостойкие направляющие



Индивидуальный заказ:
Термореакторы, часовые и приборные камни,
подшипники, компоненты для научной и
медицинской техники, брекеты, сувенирная
продукция



Оборудование для выращивания
кристаллов

Nika-M60, Nika-M30, Nika-3, Nika-PROFILE



ЗАО «РОСТОКС-Н»

Since 1993

142432 Россия, Московская обл., г. Черноголовка, Проспект Академика Семенова, д. 9, ЗАО «Ростокс-Н»
Тел.: +7 496 527 35 91, +7 496 527 35 96, +7 496 527 35 95 • Факс: +7 496 52 7 36 03
E-mail: belov@ezan.ac.ru, info@rostox-n.ru • <http://www.rostox-n.ru>



ЛИТЕРАТУРА

1. Kusinski, J., Kac S., Kopia A., Radziszewska A., Rozmus-Górnikowska M., Major B. Major L., Marczak J, Lisiecki A. Laser modification of the materials surface layer – A review paper. *Bull. Pol. Acad. Sci.-Tech.* 2012; 60: 711–728.
2. Lisiecki A. Tribology and surface engineering. *Coatings.* 2019; 9: 663–669. DOI:10.3390/coatings9100663.
3. Lisiecki A. Development of laser welding and surface treatment of metals. *Materials* 2022, 15: 1765–1773. DOI:10.3390/ma15051765.
4. Kołodziejczak P., Golanski D., Chmielewski T., Chmielewski M. Microstructure of rhenium doped Ni-Cr deposits produced by laser cladding. *Materials.* 2021; 14: 2745–2769. DOI:10.3390/ma14112745.
5. Liu Q. S., Liu X. B., Wang G., Liu Y. F., Meng Y., Zhang S. H. Effect of cu content on microstructure evolution and tribological behaviors of Ni60 composite coatings on 45# steel by laser cladding. *Opt. Laser Technol.* 2022; 156: 108549. DOI: 10.1016/j.optlastec.2022.108549
6. Huang G., Qu L., Lu Y., Wang Y., Li H., Qin Z., Lu X. Corrosion resistance improvement of 45 steel by Fe-based amorphous coating. *Vacuum.* 2018; 153:39–42. DOI: 10.1016/j.vacuum.2018.03.042.
7. Zhu L., Wang S., Pan H., Yuan C., Chen X. Research on remanufacturing strategy for 45 steel gear using H13 steel powder based on laser cladding technology. *J. Manuf. Process.* 2020; 49: 344–354. DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.12.009.
8. Li Y., Li Y., Wang W., Lei M., Li X. Synthesis fe-ni protective coating on 45 steel by laser remelting nickel pre-coating doped with Fe-based amorphous powders. *Mater. Charact.* 2021; 176: 111129. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111129
9. Shah R., Pai N., Rosenkranz A., Shirvani K., Marian M. Tribological behavior of additively manufactured metal components. *J. Manuf. Mater. Process.* 2022; 6:138. DOI:10.3390/jmmp6060138.
10. Yu J., Chen J., Ho H. Effect of laser cladding Ti/B4C/dr40-based composite coatings for the surface strengthening of shaft part. *Opt. Laser Technol.* 2023; 157: 108721. DOI: 10.1016/j.optlastec.2022.108721.
11. Zhu Y., Yang Y., Mu X., Wang W., Yao Z., Yang H. Study on wear and RCF performance of repaired damage railway wheels: assessing laser cladding to repair local defects on wheels. *Wear.* 2019: 430–431; 126–136. DOI: 10.1016/j.wear.2019.04.028.
12. Zhu L., Xue P., Lan Q., Meng G., Ren Y., Yang Z., Xu P., Liu Z. Recent research and development status of laser cladding: a review. *Opt. Laser Technol.* 2021; 138: 106915. DOI: 10.1016/j.optlastec.2021.106915.
13. Liu J., Yu H., Chen C., Weng F., Dai J. Research and development status of laser cladding on magnesium alloys: a review. *Opt. Lasers Eng.* 2017; 93: 195–210. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2017.02.007
14. Hulka I., Utu I. D., Avram D., Dan M. L., Pascu A., Stanciu E. M., Roat I. C. Influence of the laser cladding parameters on the morphology, wear and corrosion resistance of WC-Co/NiCrBSi composite coatings. *Materials.* 2021; 14: 5583–5596. DOI:10.3390/ma14195583.
15. Vostrák M., Houdková S., Bystrianský M. Cesánek Z. The influence of process parameters on structure and abrasive wear resistance of laser clad WC-NiCrBSi coatings. *Mater. Res. Express.* 2018; 5: 096522.
16. Amado J., Tobar M., Yáñez A., Amigó V., Candel J. Crack Free Tungsten Carbide Reinforced Ni(Cr) layers obtained by laser cladding. *Phys. Procedia.* 2011; 12: 338–344. DOI: 10.1016/j.phpro.2011.03.043.
17. Makarov A., Korobov Y., Soboleva N., Khudorozhkova Y., Vopneruk A., Balu P., Barbosa M. M., Malygina I., Burov S., Stepchenkov A. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications. *Lett. Mater.* 2019; 9: 470–474. DOI: 10.2226/2410-3535-2019-4-470-474.
18. Zhou Z., Jiang F., Yang F., Yang Y. Peng Liang Novel laser cladding FeCoNiCrNb0.5Mox high-entropy alloy coatings with excellent corrosion resistance. *Materials Letters.* 2023; 335: 133714. DOI:10.1016/j.matlet.2022.133714.

АВТОР

Бирюков В. П. – к. т. н., Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия.

ORCID: 0000-0001-9278-6925

charge Ni-Cr-B-Si+WC, a decrease in microhardness to 7000–8000 MPa was observed, which is associated with a large dissolution of the carbide phase and partial mixing with the sublayer.

Figure 4 shows the study area of the elemental composition of the main coating Ni-Cr-B-Si+WC and the distribution of elements W, Ni, Fe, Cr, C. The quantitative composition of the elements in the coating is shown in Table.

Analysis of the results of abrasive wear (Fig. 5) with loose grain showed that the wear resistance of Ni-Cr-B-Si+WC coatings increases by 11 times at a radiation energy density of 48 J/mm² compared with the base material.

DISCUSSION OF THE RESULTS

The obtained research results have shown that the application of coatings with an increased content of the carbide phase is accompanied by the appearance of defects in the form of cracks and pores in the case of incorrectly selected processing modes. To reduce stresses at the boundary of the base material and coatings with carbides, it is proposed to apply a sublayer that is not prone to cracking and has a damping ability due to the high vanadium content in the initial charge. A decrease in the microhardness of coatings with a hardening phase at an increased energy density of laser radiation indicates the dissociation of carbides and partial carbon burnout. The use of optimal laser surfacing modes made it possible to obtain coatings with the highest possible microhardness and wear resistance when worn by loose abrasive grain.

CONCLUSION

The technology of laser surfacing with an intermediate sublayer Fe-Co-Cr-Mo and the main coating Fe-Co-Cr-Mo on 40Kh steel samples with the application of transverse oscillations of the laser beam to the processing speed vector has been developed. An increase in the radiation energy density significantly above the optimal values led to the dissolution of carbides and a decrease in microhardness. The wear resistance of coatings with a carbide phase obtained at an energy density of 48 J/mm² is 11 times higher than that of the base material.

AUTHOR

Biryukov V. P., Cand. of Scin.(Eng.), Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAN), Moscow, Russia.

ORCID: 0000-0001-9278-6925

Специализированный проект и конференция
по аддитивным технологиям
в промышленности



23-26 ЯНВ
2024
Москва, Россия

в рамках выставки:



Международная специализированная
выставка пластмасс и каучуков

RUPLASTICA

Место проведения:

 **ЭКСПОЦЕНТР**
МЕЖДУНАРОДНЫЕ ВЫСТАВКИ И КОНГРЕССЫ
МОСКВА

Организатор:


**ЭКСПО
ФЬЮЖН**