



Received: 17.08.2025

Revised: 21.10.2025

Accepted: 31.10.2025

DOI: 10.17804/2410-9908.2025.5.039-052

THE EFFECT OF LASER PROCESSING ON THE STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF A ZrO₂-BASED THERMAL BARRIER COATING

N. B. Pugacheva^{1, a}, A. E. Trokhacheva^{1, 2, b, *}, T. M. Kryuchkova^{1, c}, and I. S. Bakhteev^{2, d}

¹*Institute of Engineering Science, Ural branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia*

²*Ural Federal University,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia*

^a <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120> nat@imach.uran.ru;
^b <https://orcid.org/0009-0009-7646-4665> Annakazarmanova@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410> tatiana_8801@mail.ru;
^d <https://orcid.org/0009-0000-5699-5244> Igor.Bakhteev@urfu.ru

*Corresponding author. Email: Annakazarmanova@mail.ru

Address for correspondence: ul. Komsomolskaya, 34, Ekaterinburg, 620049, Russia

Tel.: 8 (982) 622-2621

The paper studies the effect of laser processing conditions at powers ranging between 90 and 150 W on a thermal barrier coating consisting of an Y₂O₃-stabilized ZrO₂ outer layer and a NiCrAl metal substrate. The coating is sprayed on the 20Kh4FA steel. Scanning electron microscopy, energy dispersive analysis of the chemical composition of the coating, profilometry, and surface microhardness study were used in the research. The study of the structure, chemical element distribution, microhardness, and surface roughness of the thermal barrier coating has revealed that the laser processing of the surface causes partial melting of the ceramic layer to different depths, depending on laser power. A radiation power of 100 W proves to have the best effect on the state of the ceramic outer layer of the coating; namely, the hardness reaches 953 HV 0.030, there are no Cr, Ni or Fe on the surface, this being indicative of the soundness of the ZrO₂+Y₂O₃ layer. The surface roughness of this coating is the lowest, 7.5 μm. When the processing power exceeds 100 W, there are Cr, Ni, and Fe on the surface; this indicates the presence of defects in the coating and has a detrimental effect on its thermal barrier properties. Besides, a relation has been found between the microhardness and thickness of the preserved metal substrate; namely, the microhardness increases as the substrate thickness decreases.

Keywords: plasma thermal barrier coating, fiber laser, laser processing, structure, microhardness, surface roughness

Acknowledgment

The work was performed under the state assignment for the IES UB RAS, theme No. 124020700063-3. The equipment of the Plastometriya shared research facilities, IES UB RAS, was used for the research.

References

1. Kolomytsev, P.G. *Gazovaya korroziya i prochnost nikelovykh splavov* [Gas Corrosion and Strength of Nickel Alloys]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1984, 215 p. (In Russian).

2. Abraimov, N.V. and Eliseev, V.S. *Khimiko-termicheskaya obrabotka zharoprochnykh staley i splavov* [Thermochemical Treatment of Heat-Resistant Steel and Alloys]. Internet Inzhiniring Publ., Moscow, 2001, 622 p. (In Russian).
3. Guzanov, B.N., Kositsyn, S.V., and Pugacheva, N.B. *Uprochnyayushchie zashchitnye pokrytiya v mashinostroenii* [Strengthening Protective Coatings in Mechanical Engineering]. UrO RAN Publ., Ekaterinburg, 2004, 244 p. (In Russian).
4. Smirnov, Yu.G., Lebedeva, M.A., Kositsyn, S.V., Guzanov, B.N., and Sorokin, V.G. Studying the damageability of slip silicide-alumina coatings on aircraft GTE turbine blades under operation. *Aviatsionnaya Promyshlennost*, 1988, 1, 68–71. (In Russian).
5. Stepanova, N.N., Davydov, D.I., Nichipuruk, A.P., Rigmant, M.B., Kazantseva, N.V., Vinogradova, N.I., Pirogov, A.N., and Romanov, E.P. The structure and magnetic properties of a heat-resistant nickel-base alloy after a high-temperature deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, 112, 309–317. DOI: 10.1134/S0031918X11030288.
6. Pugacheva, N.B. Current trends in the development of heat-resistant coatings based on iron, nickel and cobalt aluminides. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, 3, 51–82. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.051-082. Available at: http://dream-journal.org/issues/2015-3/2015-3_30.html
7. Devoino, O.G. and Okovity, V.V. Plasma thermal barrier coatings based on zirconium dioxide with high thermal stability. *Nauka i Tekhnika*, 2015, 1, 35–39. (In Russian).
8. Kashin, D.S. and Stekhov, P.A. Modern thermal barrier coatings obtained by electron-beam physical vapor deposition (review). *Trudy VIAM*, 2018, 2 (62), 84–90. (In Russian). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-10-10.
9. Sahith, M.S., Giridhara, G., and Kumar, R.S. Development and analysis of thermal barrier coatings on gas turbine blades – a review. *Materials Today: Proceedings*, 2018, 5 (1), part 3, 2746–2751. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.01.060.
10. Shelyagin, V.D., Haskin, V.Yu., Grishchenko, A.P., Siora, A.V., and Bernatskiy, A.V. Laser modification of plasma-applied coatings. *Vestnik Dvigatellestroeniya*, 2009, 2, 69–72. (In Russian).
11. Guzanov, B.N., Pugacheva, N.B., and Bykova, T.M. Erosion resistance of a combined multilayer coating protecting critical parts of modern gas turbine engines. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2021, 2, 6–21. DOI: 10.17804/2410-9908.2021.2.006-021. Available at: http://dream-journal.org/issues/2021-2/2021-2_317.html
12. Pakseresht, H., Saremi, M., Omidvar, H., and Alizadeh, M. Micro-structural study and wear resistance of thermal barrier coating reinforced by alumina whisker. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 336, 338–348. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.03.059.
13. Yaresko, S.I. and Antoshin, I.A. Laser modification of ceramic gas-thermal coatings. *Izvestiya Sanarskogo Nauchnogo Tsentra RAN*, 2024, 4 (2), 281–288. (In Russian). DOI: 10.37313/1990-5378-2024-26-4(2)-281-288.
14. Pankov, V.P., Babayan, A.L., Kulikov, M.V., Kossoy, V.A., and Varlamov, B.S. Heat-protective coatings for turbine blades of aircraft gas turbine engines. *Polzunovskiy Vestnik*, 2021, 1, 161–172. (In Russian). DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2021.01.023.
15. Okovity, V.V. Devoino, O.G., Okovity, V.A., and Astashinsky, V.M. Technological peculiarities in formation of thermal barrier coatings based on zirconium dioxide. *Nauka i Tekhnika*, 2016, 15 (3), 193–199. (In Russian). DOI: 10.21122/2227-1031-2016-15-3-193-199.
16. Fedorov, P.P. and Yarotskaya, E.G. Zirconium dioxide. Review. *Condensed Matter and Interphases*, 2021, 23 (2), 169–187. DOI: 10.17308/kcmf.2021.23/3427.
17. Chen, M., Hallstedt, B. and Gauckler, L.J. Thermodynamic modeling of the ZrO_2 – $YO_{1.5}$ system. *Solid State Ionics*, 2004, 170 (3–4), 255–274. DOI: 10.1016/j.ssi.2004.02.017.
18. Haines, J., Léger, J.M., and Atouf, A. Crystal structure and equation of state of cotunnite-type zirconia. *Journal of the American Ceramic Society*, 1995, 78 (2), 445–448. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08822.x.

19. Gorelov, V.P. High-temperature phase transitions in ZrO_2 . *Physics of the Solid State*, 2019, 61, 1288–1293. DOI: 10.1134/S1063783419070096.
20. Subbarao, E.C. Zirconia – an overview. In: *Science and Technology of Zirconia*, American Ceramic Society, Westerville, Ohio, 1981, vol. 3. pp 1–24.
21. Chevalier, J., Gremillard, L., Virkar, A.V., and Clarke, D.R. The tetragonal-monoclinic transformation in zirconia: lessons learned and future trends. *Journal of the American Ceramic Society*, 2009, 92 (9), 1901–1920. DOI: 10.1111/J.1551-2916.2009.03278.X.
22. Tani, E., Yoshimura, M., and Somiya, S. Revised phase diagram of the system ZrO_2 - CeO_2 below 1400°C. *Journal of the American Ceramic Society*, 1983, 66 (7), 506–510.
23. Bocanegra-Bernal, M.H. and De La Torre, S.D. Phase transitions in zirconium dioxide and related materials for high performance engineering ceramics. *Journal of Materials Science*, 2002, 37, 4947–4971. DOI: 10.1023/A:1021099308957.
24. Fujimori, H., Yashima, M., Kakihana, M., and Yoshimura, M. β -cubic phase transition of scandia-doped zirconia solid solution: calorimetry, X-ray diffraction, and Raman scattering. *Journal of Applied Physics*, 2002, 91 (10), 6493–6498. DOI: 10.1063/1.1471576.
25. Degtyarev, S.A. and Voronin, G.F. Calculation of the phase diagram in the ZrO_2 - Y_2O_3 system. *Zhurnal Fizicheskoi Khimii*, 1987, 61 (3), 617–622. (In Russian).

Подана в журнал: 17.08.2025
УДК 621.7:620.187:620.179.118
DOI: 10.17804/2410-9908.2025.5.039-052

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ТЕРМОБАРЬЕРНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ZrO_2

Н. Б. Пугачева^{1,а}, А. Э. Трохачева^{1,2,б,*}, Т. М. Крючкова^{1,в}, И. С. Бахтеев^{2,г}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  nat@imach.uran.ru;
^б  <https://orcid.org/0009-0009-7646-4665>  Annakazarmanova@mail.ru;
^в  <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>  tatiana_8801@mail.ru;
^г  <https://orcid.org/0009-0000-5699-5244>  Igor.Bakhteev@urfu.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: Annakazarmanova@mail.ru
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, д. 34, Екатеринбург, 620049, Россия
Тел.: 8 (982) 622-26-21

Исследовано влияние режимов лазерной обработки в интервале мощности 90–150 Вт на термобарьерное покрытие, состоящее из внешнего слоя ZrO_2 , стабилизированного Y_2O_3 , и металлической подложки NiCrAl, напыленное на сталь марки 20ХН4ФА. Исследование проведено с помощью сканирующей электронной микроскопии, энергодисперсионного анализа химического состава покрытия, с применением профилометрии и изучения микротвердости поверхности. В ходе исследования структуры, распределения химических элементов, микротвердости и шероховатости поверхности термобарьерного покрытия установлено, что лазерная обработка поверхности приводит к частичному оплавлению керамического слоя на различную глубину в зависимости от мощности лазера. Выявлено, что мощность излучения 100 Вт оказывает наилучшее влияние на состояние внешнего керамического слоя покрытия: твердость достигает 953 HV 0,030, а на поверхности отсутствуют Cr, Ni и Fe, что свидетельствует о бездефектности слоя $ZrO_2 + Y_2O_3$. Шероховатость поверхности этого покрытия минимальна и составляет 7,5 мкм. При обработке с мощностью выше 100 Вт на поверхности обнаруживаются Cr, Ni и Fe, что указывает на наличие дефектов в покрытии и негативно сказывается на его термобарьерных свойствах. Также выявлена зависимость между микротвердостью и толщиной сохраненного металлического подслоя: уменьшение толщины подслоя приводит к увеличению микротвердости.

Ключевые слова: плазменное термобарьерное покрытие, волоконный лазер, лазерная обработка, структура, микротвердость, шероховатость поверхности

1. Введение

Надежность лопаточного аппарата современных газотурбинных установок (ГТУ) является определяющим требованием при обеспечении заданного ресурса эксплуатации, поскольку они работают в наиболее жестких условиях: при циклически меняющихся рабочих температурах и напряжениях, вызывающих термомеханическую усталость и коррозионно-эрозийное разрушение поверхностного слоя скоростным газовым потоком [1, 2]. Использование для изготовления рабочих и направляющих лопаток ГТУ новых жаропрочных сплавов

не позволяет полностью решить проблему увеличения сопротивляемости лопаток деформациям и разрушению при действии высоких температур и напряжений. Повышение рабочих температур до 1200–1330 °С приводит к растворению упрочняющих фаз, таких как $\gamma'-(\text{Ni},\text{Ti})_3\text{Al}$ и карбиды, и к снижению прочности [3–5]. Поэтому актуальным остается применение термобарьерных защитных покрытий для надежной защиты от разрушения контактных поверхностей под действием газовой коррозии и эрозии [6]. Температуры продуктов сгорания, свойственные современным эксплуатируемым и проектируемым ГТД, определяют необходимость разработки новых составов термобарьерных покрытий либо усовершенствования способов формирования имеющихся.

В мировой практике разработано множество технологий нанесения защитных покрытий, позволяющих существенно увеличить срок службы деталей и конструкций, не меняя материал, из которого они изготовлены [7–11]. Перспективной технологией нанесения защитных покрытий является технология плазменного напыления, используемая, в частности, для создания керамических покрытий различного назначения [10].

Преимущество плазменной технологии заключается в низкой стоимости оборудования и производства, что делает ее коммерчески привлекательной и часто применяемой.

Покрытия, нанесенные данным методом, уступают, к примеру, покрытиям, нанесенным электронно-лучевым распылением, в силу отсутствия столбчатой структуры, которая позволяет более эффективно снизить коэффициент теплопроводности и, соответственно, повысить термостойкость покрытия [8].

Покрытие на основе диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, нанесенное плазменным напылением на металлическую подложку (поверхность детали) системы Ni–Cr–Al–Y, обладающее экзотермическими свойствами при распылении, широко используется в качестве термобарьерного покрытия. Диоксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия, характеризуется высокой термической стабильностью, низкой теплопроводностью и относительно большим коэффициентом теплового расширения, который близок к таковому у металлической подложки [9, 12]. Металлическая подложка выполняет согласующую роль по коэффициенту термического расширения (КТР) между основой (КТР сплава 20ХН4ФА составляет $12 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ в диапазоне температур 20–100 °С) и керамическим покрытием (КТР диоксида циркония, стабилизированного Y_2O_3 , равен $10,5 \cdot 10^{-6} \text{ } \text{K}^{-1}$ в диапазоне температур 20–1000 °С). Однако быстрое увеличение микроструктурных дефектов в виде микротрещин, параллельных поверхности подложки, и недостаточная адгезия керамического слоя с подложкой являются существенными недостатками.

С целью улучшения эксплуатационных характеристик керамических покрытий целесообразно проводить дополнительную обработку нанесенного покрытия для улучшения адгезионной связи между слоями, повышения плотности и, соответственно, увеличения срока службы. Лазерная обработка может рассматриваться как эффективный инструмент для регулирования свойств керамических покрытий, позволяющий управлять их характеристиками [13]. Лазерная обработка при использовании различных типов лазеров, режимов обработки и методов нанесения покрытий способна оказывать положительное влияние на их эксплуатационные свойства, а именно: микроструктуру, адгезионную прочность, износостойкость, коррозионную стойкость и микротвердость. Однако имеются данные, свидетельствующие о неоднозначности влияния режимов лазерной обработки при постобработке керамических покрытий на их свойства и недопустимости чрезмерного оплавления поверхности [14].

Лазерная обработка поверхности покрытия позволяет модифицировать поверхность покрытий [7]. Однако из-за применения тепловых источников может наблюдаться ряд негативных явлений, для исключения которых необходимо изучение структуры покрытия после лазерной обработки при различных мощностях излучения лазера

Целью данной работы является изучение влияния режимов лазерной обработки, проведенной иттербиевым волоконным лазером «J1С–5» на базе высокоточного промышленного

робота KUKA KR 60 HA, на структуру, распределение химических элементов, микротвердость и шероховатость поверхности покрытия $\text{Ni-Cr-Al/Zr}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$, нанесенного методом плазменного напыления.

2. Материал и методика

Термобарьерные покрытия наносили на образцы из хромоникелеванадиевой стали 20ХН4ФА, используемой для изготовления ответственных деталей, работающих в коррозионной среде при повышенных температурах. В качестве материала для нанесения внутреннего металлического слоя использовали порошок гранулометрического состава 40–100 мкм, химического состава 77%Ni+16%Cr+6%Al+1%Y (ПВ–НХ16Ю6И). Для внешнего керамического слоя использовали порошок гранулометрического состава 40–100 мкм, химического состава $\text{ZrO}_2+6\%\text{Y}_2\text{O}_3$. Нанесение слоев осуществляли на установке плазменно-порошкового напыления с контактным возбуждением дугового разряда УПН–60КМ ТСП2017 ООО «НПП ТСП» (г. Екатеринбург) по следующему режиму: ток – 310 А, напряжение – 60 В. Основной плазмообразующий газ – аргон, высокоэнтальпийный газ – водород.

Лазерная обработка проводилась на оборудовании кафедры литейного производства и упрочняющих технологий УрФУ посредством использования комплекса лазерной наплавки на базе робота KUKA KR 60 HA и лазера «ЛС–5» с максимальной мощностью 5 кВт при следующем режиме: скорость обработки – 0,033 м/с, фокусное расстояние – 270 мм, параметр мощности, изменяющийся от 90 до 150 Вт.

Структура поверхности и поперечного реза образцов, а также распределение химических элементов исследовались с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega II XMU и ЭДС приставки Oxford с программным обеспечением INCA.

Для изучения топографии поверхности использовали оптический профилометр Wyko NT1100. Микротвердость поперечных резов полученных образцов измеряли на расстоянии 20 мкм от края, с шагом 50 мкм к основе, на микротвердомере Shimadzu при нагрузке на индентор 0,03 кг при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

Внешний вид поверхности покрытия, а также изображение поперечного реза во вторичных электронах и изображение поперечного реза в оптическом микроскопе представлены на рис. 1. Картирование поверхности и поперечного реза исходного покрытия представлено на рис. 2.

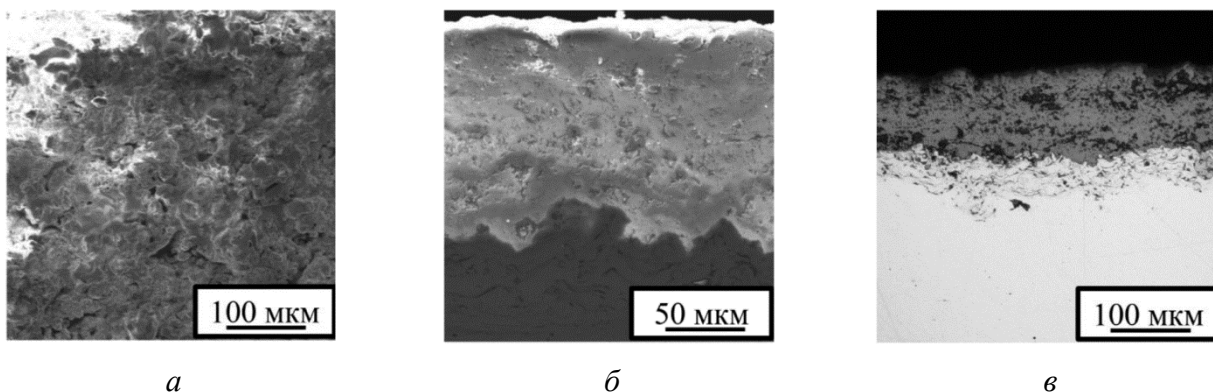


Рис. 1. Покрытие до лазерной обработки: поверхность (а), изображение поперечного реза во вторичных электронах (б), изображение поперечного реза в оптическом микроскопе (в)

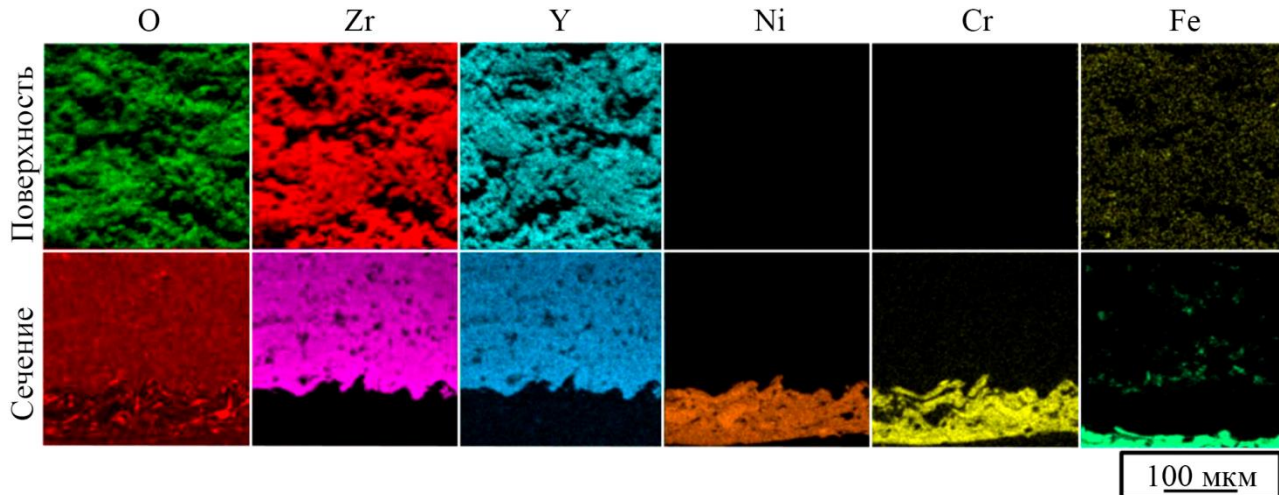


Рис. 2. Распределение химических элементов

Поверхностный слой имеет матовый цвет, шероховатую поверхность ($Ra = 9,2$), на поверхности присутствуют поры. По данным работы [15], в покрытии до обработки лазером (после плазменного напыления) образуется примерно 6 % моноклинной модификации, остальное – практически тетрагональный диоксид циркония.

Керамический слой обладает низкой теплопроводностью (2,5–3 Вт/м·К) [10], поэтому за время воздействия лазера тепловой поток не успевает распространиться на большую глубину. В результате поверхность покрытия приобретает вид застывшего расплава. Условия лазерной обработки представляют собой высокоскоростной тепловой удар с последующим быстрым охлаждением поверхности. Вследствие этого создаются значительные термические напряжения, которые являются причиной фрагментации поверхности.

Как известно [16], диоксид циркония ZrO_2 существует в трех модификациях: моноклинной, тетрагональной и кубической. В интервале температур 1000–1200 °С моноклинная модификация переходит в тетрагональную (точная температура перехода зависит от содержащихся примесей и не фиксируется из-за того, что переход происходит постепенно). Этот переход сопровождается увеличением плотности на 7,7 % и разрывом существующих связей в решетке [15]. Данные о температурах фазовых переходов, представленные в различных работах, существенно отличаются [17]. Области термодинамической стабильности фаз можно считать интервалы <1170; 1170–2370; 2370–2680 °С [24]. Однако схема полиморфизма ZrO_2 до сих пор является предметом дискуссий [19]. Как моноклинная, так и тетрагональная структуры представляют собой искажения кубической структуры типа флюорита с координационными числами 7,8 и 8 для этих структурных типов. Переход тетрагональной фазы в моноклинную является обратимым атермальным (т. е. не характеризующимся какой-то определенной температурой перехода) мартенситным превращением, связанным с большим температурным гистерезисом (~200 °С), изменением объема (~7 %) и большой сдвиговой деформацией (~15 %). При охлаждении превращение может носить взрывообразный характер [20, 21]. Это имеет существенное негативное значение с точки зрения технологии материалов на основе диоксида циркония. Как высокотемпературная кубическая, так и среднетемпературная тетрагональная модификации легко стабилизируются различными примесями.

Если моноклинный диоксид циркония нагреть до ~1170 °С, то происходит его переход в тетрагональную форму, сопровождающийся заметным уменьшением объема. При охлаждении происходит обратный переход с большим переохлаждением, и формованные изделия, такие как волокна или керамические детали, разрушаются при термоциклировании. Это вызывает техническую необходимость стабилизировать кристаллическую структуру, чтобы исключить фазовые переходы, а именно превратить моноклинную решетку в тетраго-

нальную или кубическую, устойчивую в широком интервале температур. Стабилизация осуществляется путем введения легирующих добавок с образованием твердых растворов за счет изоморфных замещений катионов [22].

Наибольшее практическое распространение в качестве стабилизаторов получил оксид Y_2O_3 [23]. Стабилизация ZrO_2 при температуре обжига 1700–1750 °С достигается при добавке 6 % Y_2O_3 , а уменьшение размеров кристаллитов приводит к расширению областей стабильности. Диоксид циркония, стабилизированный Y_2O_3 , менее склонен к дестабилизации, чем при стабилизации другими оксидами. На рис. 3 представлена фазовая диаграмма системы ZrO_2 – Y_2O_3 .

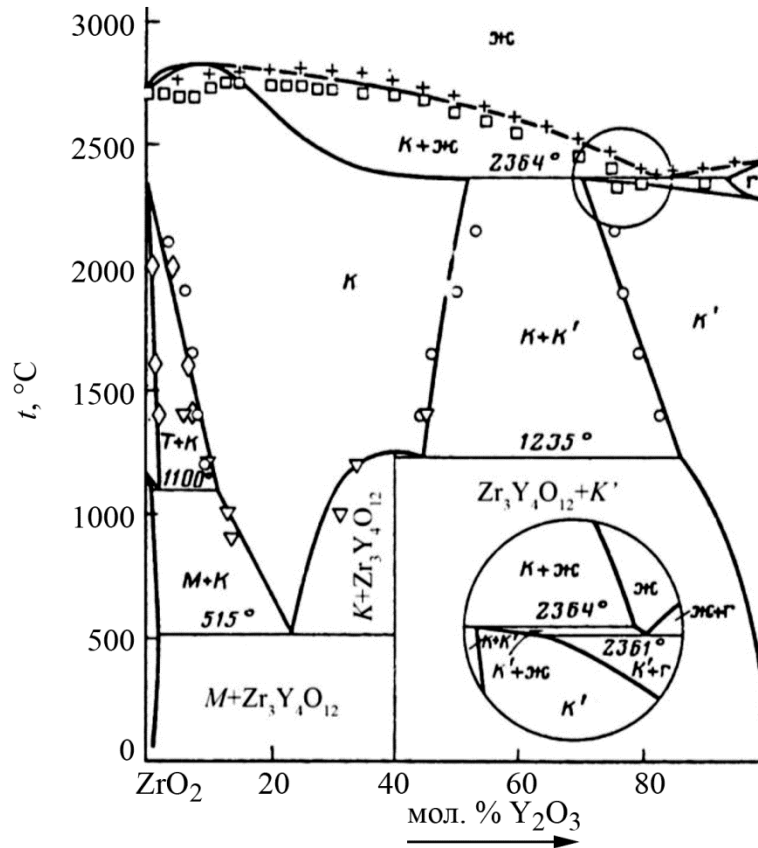


Рис. 3. Фазовая диаграмма системы ZrO_2 – Y_2O_3 по данным работы [25]

В ранее выполненных исследованиях [7] показано, что после лазерной обработки моноклинная модификация ZrO_2 трансформируется в тетрагональную, поскольку с увеличением мощности работы лазера в покрытии образуется сильно измельченная структура и исчезает моноклинная модификация ZrO_2 . Фактически получается 100-процентная тетрагональная модификация. При этом происходит выравнивание концентрации оксида иттрия в объеме покрытия. Быстрое охлаждение покрытий после лазерной обработки подавляет диффузионные процессы, приводящие к перераспределению оксида иттрия.

На рис. 4 представлена поверхность покрытия после лазерной обработки при различных режимах.

В результате лазерной обработки поверхность выравнивается, что подтверждается изменением параметра шероховатости от $Ra = 9,2$ для исходного покрытия до $Ra = 7,3$ для обработанного при мощности 150 Вт; при мощности 110 Вт наблюдали резкое увеличение шероховатости до $Ra = 43$. После оплавления покрытие имеет дефектную структуру, характеризующуюся множественными квазипериодическими трещинами, поверхностными порами, разделяясь на фрагменты (рис. 4).

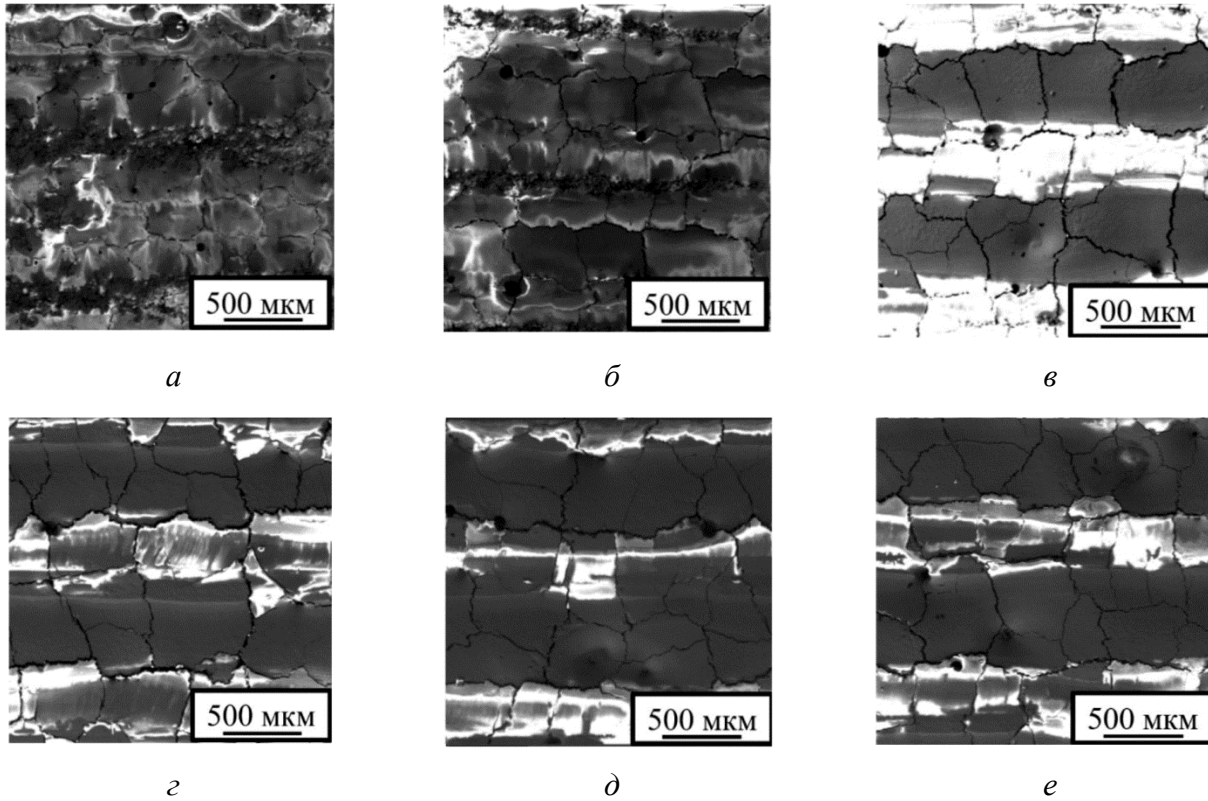


Рис. 4. Изменение поверхности покрытия после лазерной обработки с изменяющимся параметром мощности, Вт: 90 (а), 100 (б), 110 (в), 120 (з), 130 (д), 150 (е)

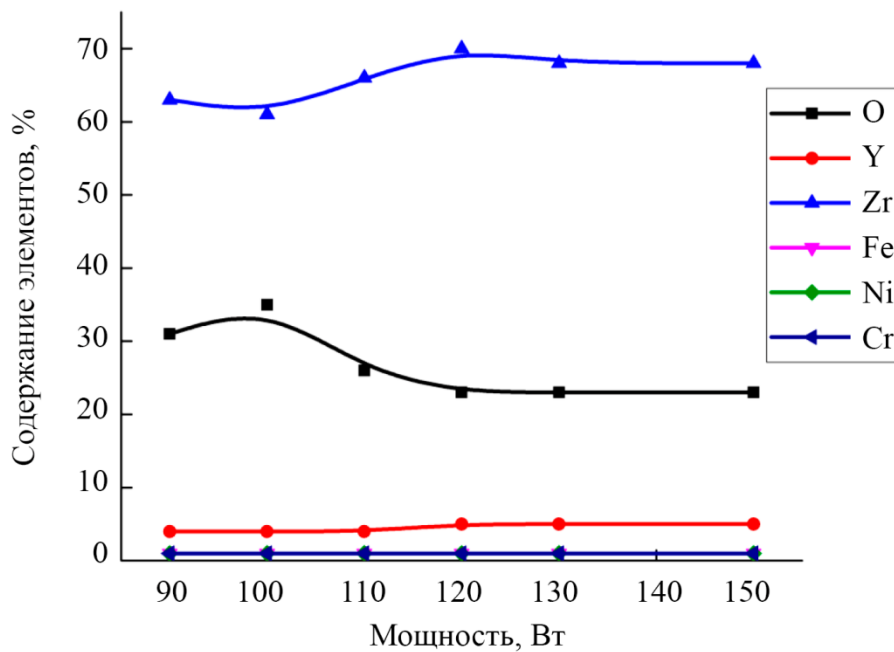


Рис. 5. Содержание химических элементов на поверхности в зависимости от мощности источника

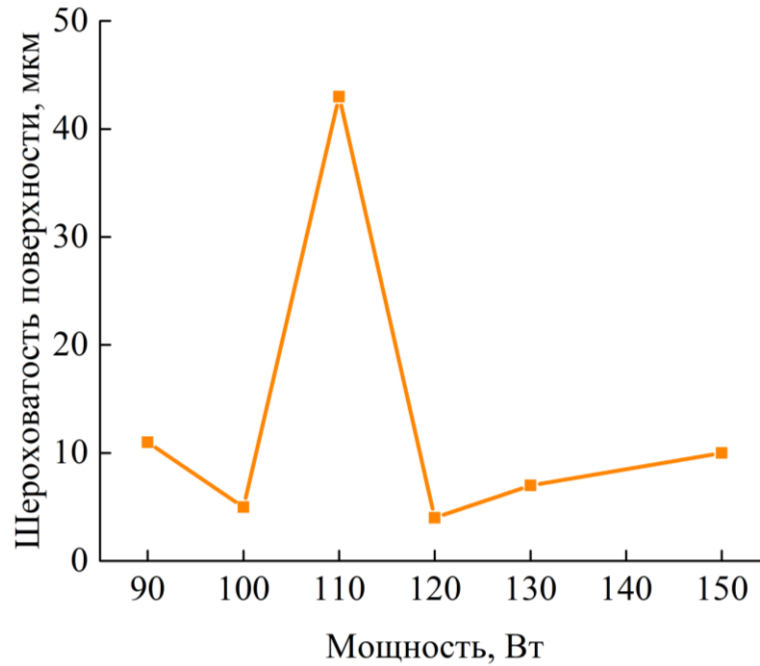


Рис. 6. Шероховатость поверхности в зависимости от мощности источника

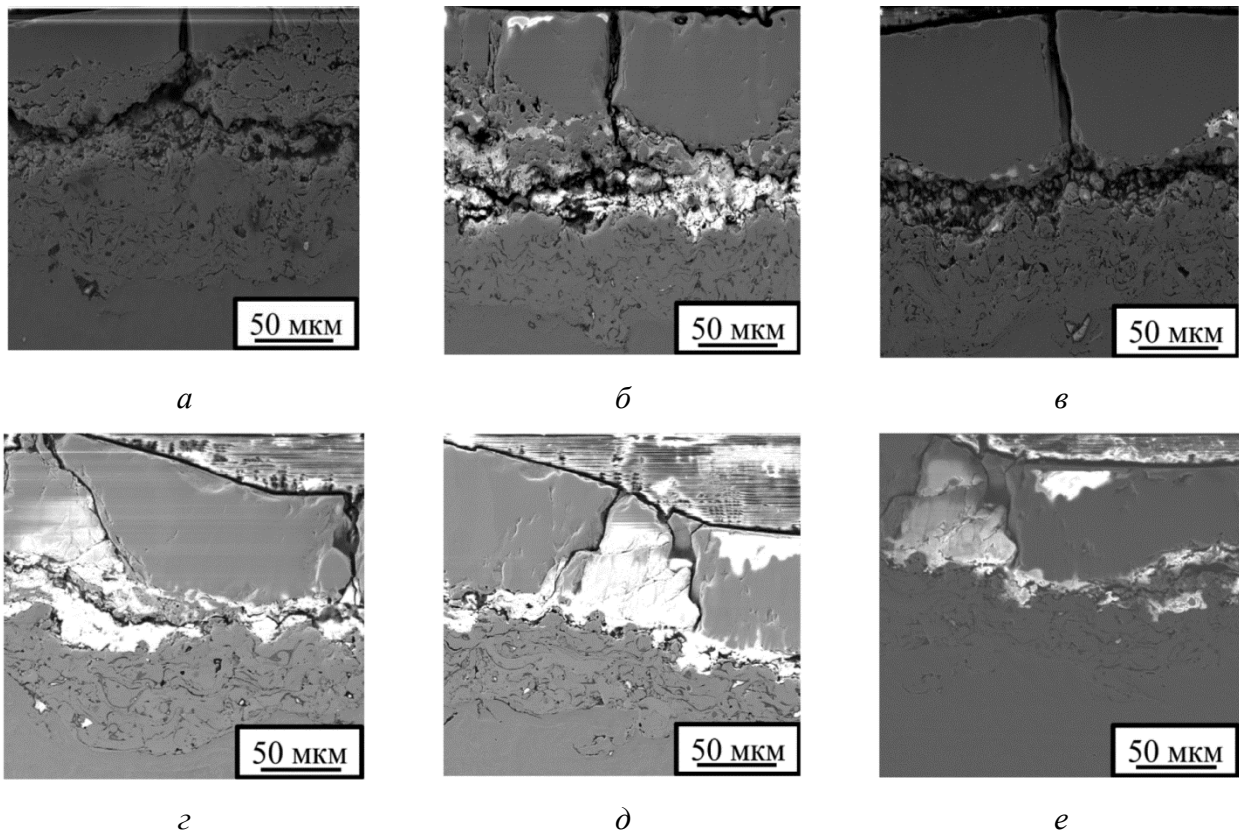


Рис. 7. Изменение структуры покрытия после лазерной обработки с изменяющимся параметром мощности, Вт: 90 (а), 100 (б), 110 (в), 120 (г), 130 (д), 150 (е)

Распределение элементов на поверхности, в зависимости от мощности источника лазерного излучения, имеет характер, изображенный на рис. 5. Изменение шероховатости представлено на рис. 6.

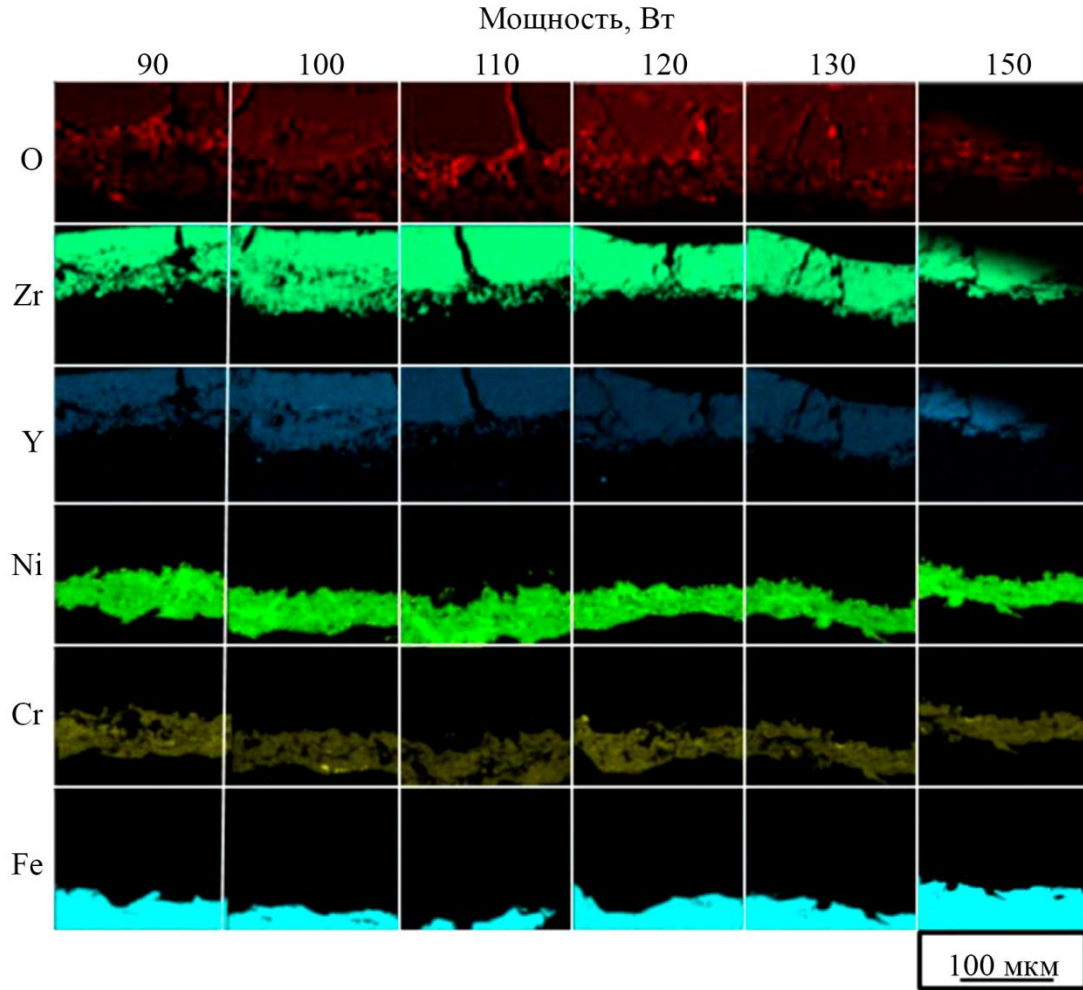


Рис. 8. Распределение химических элементов по сечению покрытия после лазерной обработки с изменяющимся параметром мощности

Таблица

Характер изменения микротвердости HV 0,3 и толщин слоев

| Слой | | Мощность, Вт | | | | | |
|---------------|---|--------------|-----|------|-----|------|------|
| | | 90 | 100 | 110 | 120 | 130 | 150 |
| Керамический | Толщина проплавления, мкм | 54 | 90 | 158 | 144 | 117 | 114 |
| | Твердость проплавленного слоя (HV) | 460 | 953 | 1603 | 476 | 1258 | 1225 |
| | Твердость неоплавленного слоя (HV) | 247 | 932 | 825 | 380 | 951 | 1214 |
| Металлический | Толщина, мкм сохранившегося металлического подслоя, мкм | 140 | 100 | 66 | 100 | 134 | 98 |
| | Твердость (HV) | 140 | 229 | 179 | 125 | 188 | 253 |

Анализируя рис. 5 и 6 можно сказать, что с увеличением мощности на поверхности возрастает содержание циркония и уменьшается содержание кислорода. При мощности 110 Вт поверхность характеризуется наибольшей шероховатостью $Ra = 43$. При мощности 110–150 Вт на поверхности наблюдаются хром, никель и железо, что косвенно говорит о дефектности покрытия, поскольку химические элементы, содержащиеся в стали, попадают по дефектам (трещинам) в поверхностные слои.

Структура поперечного реза образцов, распределение химических элементов по сечению покрытий после лазерной обработки при различных режимах, а также характер изменения микротвердости и толщин слоев представлены на рис. 7, 8 и в таблице соответственно.

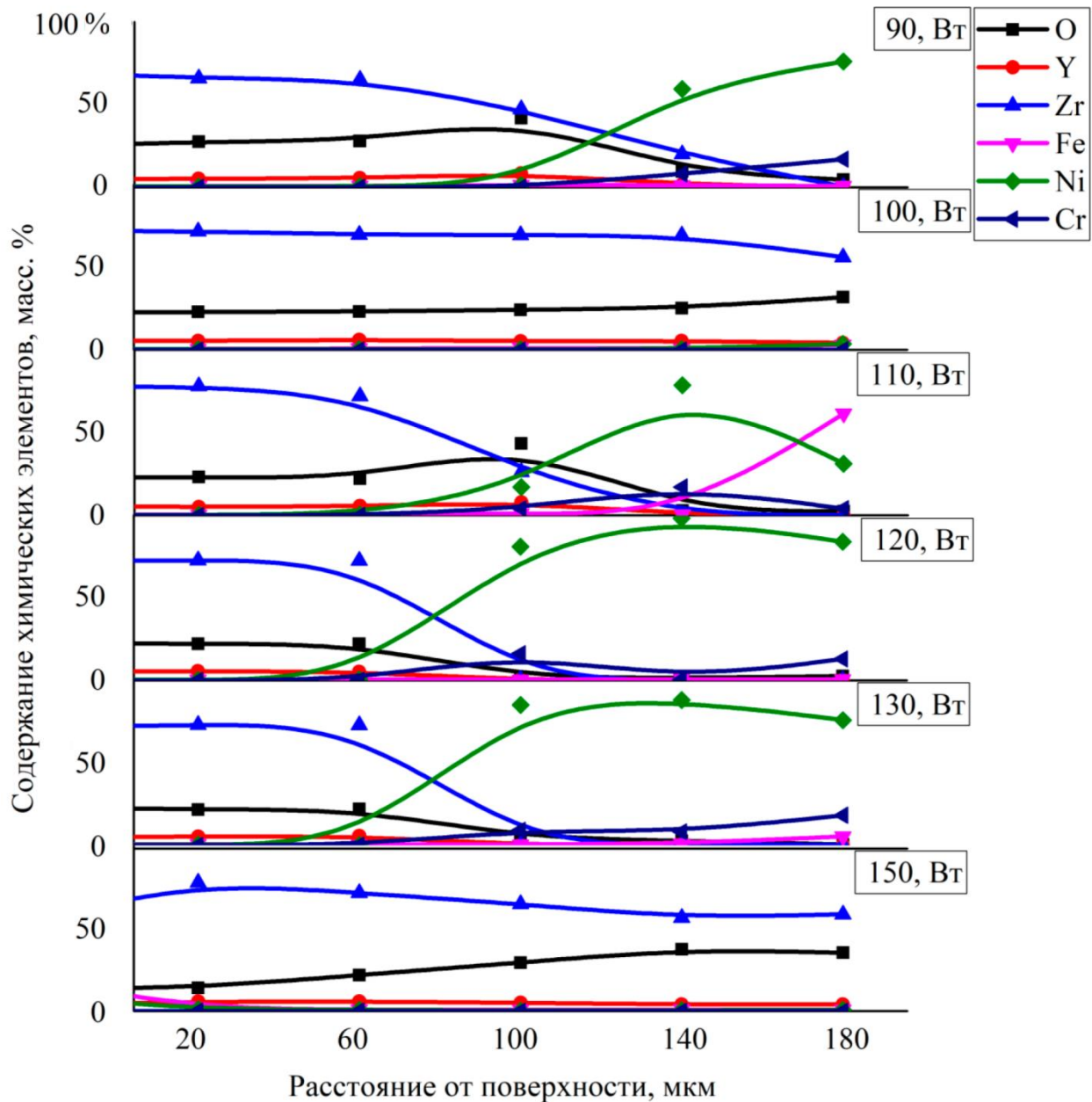


Рис. 9. Характер изменения содержания химических элементов от поверхности вглубь образца

4. Заключение

В результате исследования структуры, распределения химических элементов, микротвердости и шероховатости поверхности термобарьерного покрытия $ZrO_2+Y_2O_3$ с металлическим подслоем NiCrAl на стали 20ХН4ФА установлено, что после лазерной обработки поверхности происходит частичное оплавление керамического слоя на разную глубину в зависимости от мощности источника. Показано, что мощность излучения лазера 100 Вт оказывает наиболее благоприятное влияние на состояние внешнего керамического слоя покрытия: значение твердости составляет 953 HV 0,030, на поверхности отсутствуют Cr, Ni, Fe, что говорит о бездефектности слоя $ZrO_2+Y_2O_3$. Шероховатость поверхности этого покрытия минимальна и составляет 7,5 мкм. При режимах обработки выше 100 Вт на поверхности присутствуют Cr, Ni, Fe, что свидетельствует о дефектности данного покрытия и является негативным фактором для сохранения термобарьерных свойств. Также выявлена зависимость микротвердости от толщины сохранившегося металлического подслоя: уменьшение толщины металлического подслоя приводит к повышению микротвердости.

Благодарность

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН по госбюджетной теме № 124020700063-3.

Литература

1. Коломыцев П. Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов. – М. : Metallurgy, 1984. – 215 с.
2. Абраимов Н. В., Елисеев Ю. С. Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов. – М. : Интермет Инжиниринг, 2001. – 622 с.
3. Гузанов Б. Н., Косицын С. В., Пугачева Н. Б. Упрочняющие покрытия в машиностроении. – Екатеринбург : УрО РАН, 2004. – 244 с.
4. Исследование повреждаемости шликерных алюмосилицидных покрытий в процессе эксплуатации лопаток авиационных ГТД / Ю. Г. Смирнов, М. А. Лебедева, Н. Б. Вандышева., С. В. Косицын, Б. Н. Гузанов, В. Г. Сорокин // Авиационная промышленность. – 1988. – № 1. – С. 68–71.
5. The structure and magnetic properties of a heat-resistant nickel-base alloy after a high-temperature deformation / N. N. Stepanova, D. I. Davydov, A. P. Nichipuruk, M. B. Rigmant, N. V. Kazantseva, N. I. Vinogradova, A. N. Pirogov, E. P. Romanov // The Physics of Metals and Metallography. – 2011. – Vol. 112. – P. 309–317. – DOI: 10.1134/S0031918X11030288.
6. Pugacheva N. B. Current trends in the development of heat-resistant coatings based on iron, nickel and cobalt aluminides // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 3. – P. 51–82. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.051-082. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-3/2015-3_30.html
7. Девойно О. Г., Оковитый В. В. Плазменные теплозащитные покрытия на основе диоксида циркония с повышенной термостойкостью // Наука и техника. – 2015. – № 1. – С. 35–39.
8. Кашин Д. С., Стехов П. А. Современные теплозащитные покрытия, полученные методом электронно-лучевого напыления (обзор) // Труды ВИАМ. – 2018. – № 2 (62). – С. 84–90. – DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-10-10.
9. Sahith M. S., Giridhara G., Kumar R. S. Development and analysis of thermal barrier coatings on gas turbine blades – a review // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5 (1), part 3. – P. 2746–2751. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.01.060.
10. Лазерная модификация плазменнонанесенных покрытий / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, А. П. Грищенко, А. В. Сиора, А. В. Бернацкий // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 2. – С. 69–72.

11. Guzanov V. N., Pugacheva N. B., Bykova T. M. Erosion resistance of a combined multi-layer coating protecting critical parts of modern gas turbine engines // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2021. – Iss. 2. – P. 6–21. – DOI: 10.17804/2410-9908.2021.2.006-021. – URL: http://dream-journal.org/issues/2021-2/2021-2_317.html
12. Micro-structural study and wear resistance of thermal barrier coating reinforced by alumina whisker / A. H. Pakseresht, M. Saremi, H. Omidvar, M. Alizadeh // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 366. – P. 338–348. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.03.059.
13. Яресьюко С. И., Антошин И. А. Перспективы лазерной постобработки керамических покрытий // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. – 2024. – № 4 (2). – С. 281–288. – DOI: 10.37313/1990-5378-2024-26-4(2)-281-288.
14. Панков В. П., Бабаян А. Л., Куликов М. В. Теплозащитные покрытия лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей // *Ползуновский вестник*. – 2021. – № 1. – С. 161–172. – DOI: 10.25712/astu.2072-8921.2021.01.023.
15. Технологические особенности формирования теплозащитных покрытий на основе диоксида циркония / В. В. Оковитый, О. Г. Девойно, В. А. Оковитый, В. М. Асташинский // *Наука и техника*. – 2016. – Т. 15 (3). – С. 193–199. – DOI: 10.21122/2227-1031-2016-15-3-193-199.
16. Fedorov P. P., Yarotskaya E. G. Zirconium dioxide. Review // *Condensed Matter and Interphases*. – 2021. – Vol. 23 (2). – P. 169–187. – DOI: 10.17308/kcmf.2021.23/3427.
17. Chen M., Hallstedt B., Gauckler L. J. Thermodynamic modeling of the ZrO_2 - $YO_{1.5}$ system // *Solid State Ionics*. – 2004. – Vol. 170 (3–4). – P. 255–274. – DOI: 10.1016/j.ssi.2004.02.017.
18. Haines J., Léger J. M., Atouf A. Crystal structure and equation of state of cotunnite-type zirconia // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1995. – Vol. 78 (2). – P. 445–448. – DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08822.x.
19. Gorelov V. P. High-temperature phase transitions in ZrO_2 // *Physics of the Solid State*. – 2019. – Vol. 61. – P. 1288–1293. – DOI: 10.1134/S1063783419070096.
20. Subbarao E. C. Zirconia – an overview // *Science and Technology of Zirconia*. – Westerville, Ohio : American Ceramic Society, 1981. – Vol. 3. – P. 1–24.
21. The tetragonal-monoclinic transformation in zirconia: lessons learned and future trends / J. Chevalier, L. Gremillard, A. V. Virkar, D. R. Clarke // *Journal of the American Ceramic Society*. – 2009. – Vol. 92 (9). – P. 1901–1920. – DOI: 10.1111/J.1551-2916.2009.03278.X.
22. Tani E., Yoshimura M., Somiya S. Revised phase diagram of the system ZrO_2 - CeO_2 below 1400°C // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1983. – Vol. 66 (7). – P. 506–510.
23. Bocanegra-Bernal M. H., De La Torre S. D. Phase transitions in zirconium dioxide and related materials for high performance engineering ceramics // *Journal of Materials Science*. – 2002. – Vol. 37. – P. 4947–4971. – DOI: 10.1023/A:1021099308957.
24. β -cubic phase transition of scandia-doped zirconia solid solution: calorimetry, X-ray diffraction, and Raman scattering / H. Fujimori, M. Yashima, M. Kakihana, M. Yoshimura // *Journal of Applied Physics*. – 2002. – Vol. 91 (10). – P. 6493–6498. – DOI: 10.1063/1.1471576.
25. Дегтярев С. А., Воронин Г. Ф. Расчет фазовой диаграммы в системе ZrO_2 - Y_2O_3 // *Журнал физической химии*. – 1987. – С. 617–622.