

Received: 31.10.2025

Revised: 04.12.2025

Accepted: 12.12.2025

DOI: 10.17804/2410-9908.2025.6.006-022

THE EFFECT OF FRICTION PROCESSING AND LOW-TEMPERATURE PLASMA CARBURIZING ON THE MAGNETIC PROPERTIES OF THE AISI 321 AUSTENITIC STAINLESS STEEL

R. A. Savrai^{1, a, *}, P. A. Skorynina^{1, b}, A. V. Makarov^{1, 2, c}, L. Kh. Kogan^{2, d},
M. B. Rigmant^{2, e}, and A. I. Menshakov^{3, 4, f}

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

²*M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620137, Russia*

³*Institute of Electrophysics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
106 Amundsena St., Ekaterinburg, 620016, Russia*

⁴*Ural Federal University,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620062, Russia*

^a  <https://orcid.org/0000-0001-9873-3621>  ras@imach.uran.ru;
^b  <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>  polina.skorynina@mail.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>  av-mak@yandex.ru;
^d  <https://orcid.org/0000-0003-2725-3748>  lhkogan@imp.uran.ru;
^e  <https://orcid.org/0000-0001-8763-8784>  rigmant@imp.uran.ru;
^f  <https://orcid.org/0000-0003-3715-7741>  menshakovandrey@mail.ru

*Corresponding author. Email: ras@imach.uran.ru

Address for correspondence: ul. Komsomolskaya, 34, Ekaterinburg, 620049, Russia
Tel.: +7 (343) 374-4725

The paper investigates the magnetic properties of the AISI 321 corrosion-resistant austenitic steel subjected to electron beam plasma carburizing at temperatures of 350 and 500 °C, friction processing with a sliding indenter, and different kinds of combined processing including friction processing and plasma carburizing. It is found that plasma carburizing, friction processing, and combined processing of the AISI 321 steel are accompanied by a change in the magnetic parameters of the modified surface layers, which, in turn, is due to a change in the structural and phase state. Moreover, the AISI 321 steel exhibits the highest values of relative magnetic permeability μ_r and coercive force H_c after combined processing including friction processing and plasma carburizing at $T = 350$ °C, which ensures maximum surface hardness and the maximum possible depth of the modified surface layer. The obtained results indicate a high sensitivity of magnetic properties to changes in the structural and phase state of thin surface layers of the AISI 321 austenitic steel, and they can be used to develop magnetic techniques for testing the quality of surface hardening treatments (including combined ones) of austenitic chromium-nickel steels.

Keywords: corrosion-resistant austenitic steel, plasma carburizing, friction processing, magnetic properties

Acknowledgment

This study was performed under the state assignments for the IES UB RAS, reg. No. 124020600045-0, the IMP UB RAS, Nos. 122021000033-2 (Structure) and 122021000030-1

(Diagnostics), and the IEP UB RAS, No. 125020601664-1. The equipment of the Plastometriya shared research facilities at the IES UB RAS was used for the structural studies.

References

1. Tsujikawa, M., Egawa, M., Sone, T., Ueda, N., Okano, T., and Higashi, K. Modification of S phase on austenitic stainless steel using fine particle shot peening. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 228 (suppl. 1), S318–S322. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.111.
2. Shabashov, V.A., Korshunov, L.G., Litvinov, A.V., Kataeva, N.V., and Zamatovsky, A.E. Increasing the depth of the nitrided layer in the surface of austenitic alloys using friction treatment. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2016, 6, 17–27. DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.017-027. Available at: http://dream-journal.org/issues/2016-6/2016-6_108.html
3. Menezes, M.R., Godoy, C., Buono, V.T.L., Schwartzman, M., and Avelar-Batista Wilson, J.C. Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 309, 651–662. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.12.037.
4. Makarov, A.V., Gavrilov, N.V., Samoylova, G.V., Mamaev, A.S., Osintseva, A.L., and Savrai, R.A. Effect of a continuous and gas-cyclic plasma nitriding on the quality of nanostructured austenitic stainless steel. *Obrabotka Metallov (Tekhnologiya, Oborudovanie, Instrumenty)*, 2017, 75 (2), 55–66. (In Russian). DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-55-66.
5. Makarov, A.V., Samoilo, G.V., Gavrilov, N.V., Mamaev, A.S., Osintseva, A.L., and Savrai, R.A. The influence of preliminary deformation treatment on the hardening and quality of the nitrided surface of austenite stainless steel. *Vektor Nauki Tolyatinskogo Gosudarstvennogo Universiteta*, 2017, 42 (4), 67–74. (In Russian). DOI: 10.18323/2073-5073-2017-4-67-74.
6. Lin, Y., Lu, J., Wang, L., Xu, T., and Xue, Q. Surface nanocrystallization by surface mechanical attrition treatment and its effect on structure and properties of plasma nitride AISI 321 stainless steel. *Acta Materialia*, 2006, 54, 5599–5605. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.08.014.
7. Jayalakshmi, M., Huilgol, P., Bhat, B.R., and Bhat, K.U. Microstructural characterization of low temperature plasma-nitrided 316L stainless steel surface with prior severe shot peening. *Materials and Design*, 2016, 108, 448–454. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.005.
8. Liu, Zh., Peng, Y., Chen, Ch., Gong, J., and Jiang, Y. Effect of surface nanocrystallization on low-temperature gas carburization for AISI 316L austenitic stainless steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2020, 182, 104053. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2020.104053.
9. Zhidkov, I.S., Kukhareno, A.I., Makarov, A.V., Savrai, R.A., Gavrilov, N.V., Cholakh, S.O., and Kurmaev, E.Z. XPS characterization of surface layers of stainless steel nitrided in electron beam plasma at low temperature. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 386, 125492. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125492.
10. Lu, Y., Li, D., Ma, H., Liu, X., Wu, M. and Hu, J. Enhanced plasma nitriding efficiency and properties by severe plastic deformation pretreatment for 316L austenitic stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 15, 1742–1746. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.08.082.
11. Unal, O., Maleki, E., and Varol, R. Plasma nitriding of gradient structured AISI 304 at low temperature: shot peening as a catalyst treatment. *Vacuum*, 2019, 164, 194–197. DOI: 10.1016/j.vacuum.2019.03.027.
12. Savrai, R.A., Skorynina, P.A., Makarov, A.V., Menshakov, A.I., and Gaviko, V.S. The influence of frictional treatment and low-temperature plasma carburizing on the structure and phase composition of metastable austenitic steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2023, 124 (5), 496–503. DOI: 10.1134/S0031918X23600483.
13. Savrai, R.A., Skorynina, P.A., Makarov, A.V., Kogan, L.Kh., and Menshakov, A.I. The influence of frictional treatment and low-temperature plasma carburizing on the microhardness and

- electromagnetic properties of metastable austenitic steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2023, 124 (8), 816–823. DOI: 10.1134/S0031918X23601166.
14. Skorynina, P.A., Makarov, A.V., Menshakov, A.I., and Osintseva, A.L. Effect of low-temperature carburization in electron beam plasma on the hardening and surface roughness of the metastable austenitic steel. *Obrabotka Metallov (Tekhnologiya, Oborudovanie, Instrumenty)*, 2019, 21 (2), 97–109. (In Russian). DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-97-109.
 15. Nichipuruk, A.P., Stashkov, A.N., Kostin, V.N., Murikov, S.A., and Murikov, E.S. Coercimetric quality testing of steel parts. Ural school of coercimetry. *V Mire NK*, 2015, 18 (4), 9–13. (In Russian). DOI: 10.12737/14951.
 16. Mikheev, M.N. and Gorkunov, E.S. *Magnitnye metody strukturnogo analiza i nerazrushayushchego kontrolya* [Magnetic Methods of Structural Analysis and Nondestructive Testing]. Nauka Publ., Moscow, 1993, 249 p. (In Russian).
 17. Rigmant, M.B., Kazantseva, N.V., Kochnev, A.V., Koemets, Yu.N., Korkh, Yu.V., Korkh, M.K., and Karabanalov, M.S. Revealing magnetic anisotropy in austenitic chromium–nickel steel after rolling. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2021, 57 (12), 1113–1119. DOI: 10.1134/S1061830921120081.
 18. Rigmant, M.B. and Korkh, M.K. Control of the phase composition and magnetic properties of products made of austenitic-ferritic and austenitic-martensitic steels. *Vestnik Kontserna VKO “Almaz–Antey”*, 2020, 3, 45–53. (In Russian). DOI: 10.38013/2542-0542-2020-3-45-53.
 19. Lunev, A.G. and Nadezhkin, M.V. Heat criterion of the change of strain-hardening stages in austenitic stainless steel. *The Physics of Metals and Metallography*, 2019, 120 (10), 1021–1025. DOI 10.1134/S0031918X19080118.
 20. Ye, D. Investigation of cyclic deformation behavior in the surface layer of 18Cr–8Ni austenitic stainless steel based on Vickers microhardness measurement. *Materials Chemistry and Physics*, 2005, 93, 495–503. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2005.03.031.
 21. Peng, Y., Gong, J., Jiang, Y., Fu, M., and Rong, D. The effect of plastic pre-strain on low-temperature surface carburization of AISI 304 austenitic stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 304, 16–21. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.05.047.
 22. Astafurova, E.G., Melnikov, E.V., and Astafurov, S.V. Hydrogen-enhanced martensitic transformation and twinning under rolling of AISI 321 austenitic stainless steel. *Reviews on Advanced Materials and Technologies*, 2024, 6 (3), 120–131. DOI: 10.17586/2687-0568-2024-6-3-120-131.
 23. Klevtsov, G.V., Valiev, R.Z., Klevtsova, N.A., Enikeev, N.A., Pigaleva, I.N., Abramova, M.M., and Frolova, O.A. Effect of severe plastic deformation on martensitic transformations in a metastable austenitic steel. *Letters on Materials*, 2023, 13 (4s), 397–402. DOI: 10.22226/2410-3535-2023-4-397-402.
 24. Liu, H.Y., Che, H.L., Gao, J.Y., Li, G.B., and Lei, M.K. Low-pressure hollow cathode plasma source carburizing of AISI 304L austenitic stainless steel at low temperature. *Surface and Coatings Technology*, 2022, 442, 128548. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128548.
 25. Kaciulis, S., Lanzutti, A., Mezzi, A., Montanari, R., Palombi, A., Picco, N., Vaglio, E., Varone, A., and Verona, C. Low temperature plasma carburizing of additive manufactured 316L steel: the effect of treatment time on tribological behavior. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 36, 9962–9977. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.05.219.
 26. Ciancaglioni, I., Donnini, R., Kaciulis, S., Mezzi, A., Montanari, R., Ucciardello, N. and Verona-Rinati, G. Surface modification of austenitic steels by low temperature carburization. *Surface and Interface Analysis*, 2012, 44 (8), 1001–1004. DOI: 10.1002/sia.4894.
 27. Tong, X., Zhang, T., and Ye, W. Effect of carburizing atmosphere proportion on low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steel. *Advanced Materials, Mechanics and Industrial Engineering*, 2014, 598, 90–93. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.598.90.

28. Gobbi, S.J., Gobbi, V.J., and Reinke, G. Improvement of mechanical properties and corrosion resistance of 316L and 304 stainless steel by low temperature plasma cementation. *Matéria (Rio de Janeiro)*, 2020, 25 (2), e-12636. DOI: 10.1590/S1517-707620200002.1036.
29. Putilova, E.A., Goruleva, L.S., and Zadvorkin, S.M. Effect of frictional treatment of the AISI 321 steel on the change of its hardness and magnetic characteristics. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2022, 5, 40–49. (In Russian). DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.040-049. Available at: http://dream-journal.org/issues/2022-5/2022-5_364.html
30. *Austenitic Chromium-Nickel Stainless Steels at Ambient Temperatures – Mechanical and Physical Properties: A Practical Guide to the Use of Nickel-Containing Alloys No 2978*, Nickel Institute, 2021, 43 p.
31. Sinha, P., Chakravarty, S., Singh, R., Singh, P.K., and Murthy, G.V.S. Magnetization study of the sensitization in SS304LN. *Materials Research Bulletin*, 2019, 109, 149–154. DOI: 10.1016/j.materresbull.2018.09.028.
32. Silva, I.C., Rebello, J.M.A., Bruno, A.C., Jacques, P.J., Nysten, B., and Dille, J. Structural and magnetic characterization of a carburized cast austenitic steel. *Scripta Materialia*, 2008, 59 (9), 1010–1013. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.07.015.
33. Schuler, P., Krupp, U., Gümpel, P., Mayer, J., Schwedt, A., and Aretz, A. Investigation of alloy-dependent occurrence of ferromagnetism in carbon-expanded austenitic steel after low-temperature surface hardening. *Steel Research International*, 2021, 92 (12), 2100272. DOI: 10.1002/srin.202100272.
34. Borgioli, F. Low- temperature thermochemical treatments of face- centered cubic alloys: new perspectives for expanded austenite from austenitic stainless steels to high- entropy alloys. *MetalMat*, 2025, 2 (3), e70013. DOI: 10.1002/metm.70013.
35. Barba-Juan, A., Vicente, N., Mormeneo-Segarra, A., and Clausell-Terol, C. Microstructure-dependent magnetic permeability in ferrites from nanoparticles. *Ceramics International*, 2023, 49 (13), 21530–21537. DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.03.287.
36. Polyakov, V.V. and Egorov, A.V. Dependence of the magnetic permeability of ferromagnetic powder materials on particle size. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 1995, 33 (1–2), 9–10. DOI: 10.1007/BF00559698.
37. Gorkunov, E.S. Magnetic structural-phase analysis as applied to diagnosing and evaluating the lifetime of products and structural components. Part 1. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, 1, 6–40. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.006-040. Available at: http://dream-journal.org/issues/2015-1/2015-1_19.html
38. Korkh, M.K., Rigmant, M.B., Sazhina, E.Yu., and Kochnev, A.V. Measuring ferromagnetic phase content based on magnetic properties in two-phase chromium–nickel steels. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2019, 55 (11), 837–850. DOI: 10.1134/S1061830919110056.
39. Makarov, A.V., Savrai, R.A., Gorkunov, E.S., Malygina, I.Yu., Kogan, L.K., Pozdejeva, N.A. and Kolobylin, Yu.M. Effect of friction-induced hardening on the features of magnetic and eddy-current behavior of an annealed structural steel under cyclic loading conditions. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2008, 44 (7), 496–508. DOI: 10.1134/S1061830908070085.
40. Jiles, D.C. The effect of compressive plastic deformation on the magnetic properties of AISI 4130 steels with various microstructures. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 1988, 21 (7), 1196–1204. DOI: 10.1088/0022-3727/21/7/023.

Подана в журнал: 31.10.2025
УДК 669.15-194.56:621.785.52:621.787.4:537.622
DOI: 10.17804/2410-9908.2025.6.006-022

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ AISI 321

Р. А. Саврай^{1, а, *}, П. А. Скорынина^{1, б}, А. В. Макаров^{1, 2, в}, Л. Х. Коган^{2, г},
М. Б. Ригмант^{2, д}, А. И. Меньшаков^{3, 4, е}

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

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
ул. С. Ковалевской, д. 18, г. Екатеринбург, 620137, Россия

³ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт электрофизики Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Амундсена, д. 106, г. Екатеринбург, 620016, Россия

⁴ Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»,
ул. Мира, д. 19, Екатеринбург, 620062, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-9873-3621>  ras@imach.uran.ru;
^б  <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>  polina.skorynina@mail.ru;
^в  <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>  av-mak@yandex.ru;
^г  <https://orcid.org/0000-0003-2725-3748>  lhkogan@imp.uran.ru;
^д  <https://orcid.org/0000-0001-8763-8784>  rigmant@imp.uran.ru;
^е  <https://orcid.org/0000-0003-3715-7741>  menshakovandrey@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: ras@imach.uran.ru
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, д. 34, Екатеринбург, 620146, Россия
Тел.: +7 (343) 374-47-25

В работе исследованы магнитные свойства коррозионностойкой аустенитной стали AISI 321, подвергнутой цементации в плазме электронного пучка при температурах 350 и 500 °С, фрикционной обработке скользящим индентором и комбинированным обработкам, включающим фрикционную обработку и плазменную цементацию. Установлено, что плазменная цементация, фрикционная и комбинированные обработки стали AISI 321 сопровождаются изменением магнитных параметров модифицированных поверхностных слоев, которое, в свою очередь, обусловлено изменением структурно-фазового состояния. При этом наибольшими значениями относительной магнитной проницаемости μ_r и коэрцитивной силы H_c обладает сталь AISI 321 после комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 350$ °С, которая обеспечивает максимальную твердость поверхности и максимально возможную глубину модифицированного поверхностного слоя. Полученные результаты свидетельствуют о высокой чувствительности магнитных свойств к изменению структурно-фазового состояния тонких поверхностных слоев аустенитной стали AISI 321 и могут быть использованы для разработки методик магнитного контроля качества поверхностных упрочняющих, в том числе комбинированных, обработок аустенитных хромоникелевых сталей.

Ключевые слова: коррозионностойкая аустенитная сталь, плазменная цементация, фрикционная обработка, магнитные свойства

1. Введение

Применение методов низкотемпературного химического модифицирования, таких как плазменная цементация или плазменное азотирование, в сочетании с деформационным воздействием [1–10] позволяет существенно повысить твердость поверхности аустенитных сталей и формировать упрочненные слои значительной глубины [1, 3, 11]. Наши предыдущие исследования также показали, что комбинированная обработка аустенитной стали AISI 321, включающая фрикционную обработку скользящим индентором и последующую плазменную цементацию при температурах 350 и 500 °С, способствует формированию диффузионно активного слоя с дисперсной структурой [12], который способствует дополнительному упрочнению поверхности стали до 1275 и 820 HV_{0,025} после цементации, соответственно, при $T = 350$ и 500 °С и общей глубине упрочнения около 500 мкм [13, 14].

Данные обработки сопровождаются изменением структурно-фазового состояния тонких поверхностных слоев. В частности, кроме основной парамагнитной фазы аустенита γ образуются обогащенный углеродом аустенит γ_C , карбиды $Cr_{23}C_6$ и Fe_3C , мартенсит деформации α' , происходит диспергирование структуры поверхностного слоя и увеличение в нем плотности дислокаций [12]. Исследование электромагнитных характеристик показало, что плазменная цементация стали AISI 321 приводит к снижению показаний вихретокового прибора по сравнению с результатами измерений для стали в закаленном состоянии и к их росту по сравнению с результатами измерений для стали, подвергнутой фрикционной обработке. Однако было показано, что на чувствительность вихретокового контроля структурного состояния стали AISI 321 после таких обработок существенное влияние оказывает состояние неупрочненной основы [13]. В этой связи значительный интерес представляет исследование возможности использования магнитных методов для контроля структурно-фазового состояния модифицированных поверхностных слоев аустенитной стали AISI 321. В литературе отсутствуют работы, посвященные исследованию магнитных свойств аустенитных сталей после комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и последующую плазменную цементацию.

Одними из широко используемых структурочувствительных магнитных свойств являются коэрцитивная сила и относительная магнитная проницаемость. Основные области применения коэрцитиметрического метода неразрушающего контроля описаны в работе [15]. Следует отметить эффективность использования коэрцитиметрического метода для контроля глубины и твердости цементированных слоев на бурильных долотах из сталей 17ХН2, 17НЗМА и 20ХНЗА, на деталях плужных отвалов из стали 20, упорного гребня турбин из стали 1Х13, а также контроля качества цементации тарелок клапанов из стали 12ХНЗА [16]. Относительная магнитная проницаемость μ_r (или магнитная восприимчивость $\chi = \mu_r - 1$) в ряде случаев является прямо-сдаточной характеристикой изделий из коррозионностойких аустенитных сталей. При этом значения относительной магнитной проницаемости не должны превышать достаточно малых величин, а именно $\mu_r \leq 1,10$ в магнитных полях $H = 100\text{--}200$ А/см. Это связано с тем, что в районе так называемых магнитных пятен (участков поверхности с величиной относительной магнитной проницаемости $\mu_r \geq 1,10$) скапливается ферромагнитная пыль, которая изменяет фрикционные свойства трущихся деталей. Кроме того, если в изделии есть участки с повышенной магнитной проницаемостью, то они могут нагреваться вследствие перемагничивания этих участков по петле гистерезиса, когда внешнее магнитное поле изменяет свое направление. Такой локальный нагрев, в свою очередь, может приводить к образованию и развитию трещин [17].

Таким образом, целью данной работы явилось исследование магнитных свойств (относительной магнитной проницаемости μ_r и коэрцитивной силы H_c) аустенитной стали AISI 321, подвергнутой цементации в плазме электронного пучка при температурах 350 и

500 °С, фрикционной обработке скользящим индентором и комбинированным обработкам, включающим фрикционную обработку и плазменную цементацию.

2. Материал и методика эксперимента

В качестве материала исследования была выбрана коррозионностойкая аустенитная сталь AISI 321 промышленной плавки следующего состава (масс. %): 0,05 С; 16,80 Cr; 8,44 Ni; 0,33 Ti; 1,15 Mn; 0,67 Si; 0,26 Mo; 0,13 Co; 0,03 Nb; 0,31 Cu; 0,036 P; 0,005 S; остальное Fe. Образцы для исследований размерами 40 × 25 × 10 мм были вырезаны из листового проката методом электроэрозионной резки на станке FANUC Robocut α-0iE. Перед последующей обработкой образцы подвергали закалке от 1100 °С с охлаждением в воде, механическому шлифованию и электролитическому полированию в серно-фосфорном электролите состава 100 мл H₂SO₄ + 400 мл H₃PO₄ + 20 г CrO₃. Подготовленные образцы подвергали фрикционной обработке, плазменной цементации и комбинированным обработкам, в результате которых был получен набор образцов для исследований (табл. 1).

Таблица 1

Виды обработки стали AISI 321

| Номер образца | Обработка |
|---------------|--|
| 1 | Закалка (ТО) |
| 2 | Плазменная цементация при $T = 350$ °С (ПЦ350) |
| 3 | Плазменная цементация при $T = 500$ °С (ПЦ500) |
| 4 | Фрикционная обработка (ФО) |
| 5 | Фрикционная обработка + плазменная цементация при $T = 350$ °С (КО350) |
| 6 | Фрикционная обработка + плазменная цементация при $T = 500$ °С (КО500) |

Цементацию образцов проводили в аргон-ацетиленовой (Ar + C₂H₂) плазме низкоэнергетического электронного пучка. Применяли двухступенчатый источник широкого ($D = 100$ мм) электронного пучка с сетчатым плазменным катодом. На рис. 1 представлена схема лабораторной установки для цементации. На начальной стадии в среде аргона (30 см³/мин) зажигали тлеющий разряд, затем между сеткой и разрядной камерой прикладывали ускоряющее напряжение (U_2). На столик с образцами подавали напряжение смещения (–350 В относительно разрядной камеры) и в течение 30 минут проводили ионную очистку и нагрев образцов. После этого в камеру напускали ацетилен (1,5 см³/мин) и задавали параметры пучка (ток I_2 , напряжение U_2), которые обеспечивали нагрев образцов до требуемой температуры ($T = 350$ и 500 °С). Выдержка образцов в установившемся режиме составила 6 ч. Основные технологические параметры плазменной цементации представлены в табл. 2.

Фрикционную обработку образцов проводили на лабораторной установке в безокислительной среде аргона при возвратно-поступательном скольжении полусферического индентора из синтетического алмаза с радиусом полусферы $R = 3$ мм по поверхности стали, при средней скорости скольжения $V = 0,065$ м/с, при нагрузке на индентор $P = 392$ Н и однократном сканировании поверхности образца со смещением индентора $d = 0,1$ мм на каждый двойной ход.

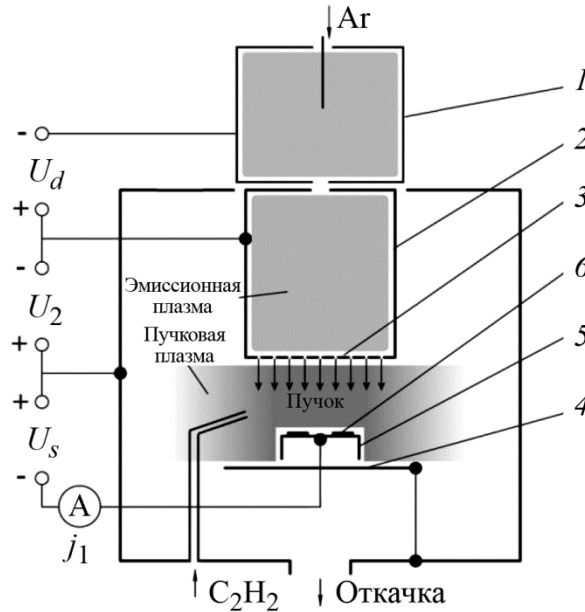


Рис. 1. Схема установки для цементации: 1 – полый катод; 2 – полый анод; 3 – сетка плазменного анода; 4 – образцы; 5 – изолированный стол; 6 – коллектор

Таблица 2

Режимы плазменной цементации стали AISI 321 (T – температура нагрева, I_2 – ток пучка, U_2 – ускоряющее напряжение, J_i – плотность тока ионов)

| $T, ^\circ\text{C}$ | I_2, A | U_2, B | $J_i, \text{mA/cm}^2$ |
|---------------------|-----------------|-----------------|-----------------------|
| 350 | 2,9 | 200 | 3,4 |
| 500 | 4,3 | 310 | 5,0 |

Для измерения магнитных свойств использовали приборы, разработанные в Институте физики металлов УрО РАН [15, 16, 18]. Измерение относительной магнитной проницаемости μ_r выполняли на приборе «ФерроКОМПАС» (рис. 2 а) при помощи измерительного преобразователя, представляющего собой сильный постоянный магнит 1 с закрепленным в его центре датчиком Холла 2 (рис. 2 б). Принцип работы прибора заключается в том, что измерительный преобразователь устанавливается на поверхность образца 3, в результате чего заданный локальный участок поверхности 4 намагничивается до состояния, близкого к техническому насыщению. С помощью датчика Холла происходит измерение поля рассеяния $H_{\text{рас}}$ от данного намагниченного участка, причем конструкция измерительного преобразователя исключает влияние поля постоянного магнита на результаты измерений. Величина поля рассеяния $H_{\text{рас}}$ связана с величиной относительной магнитной проницаемости μ_r (или восприимчивости $\chi = \mu_r - 1$) через выражение [18]:

$$H_{\text{рас.}} = k \cdot J_s \cdot \frac{(\mu_r - 1)}{(\mu_r + 1)}, \tag{1}$$

где k – коэффициент, зависящий от геометрических параметров измерительного преобразователя; J_s – намагниченность постоянного магнита, А/м.

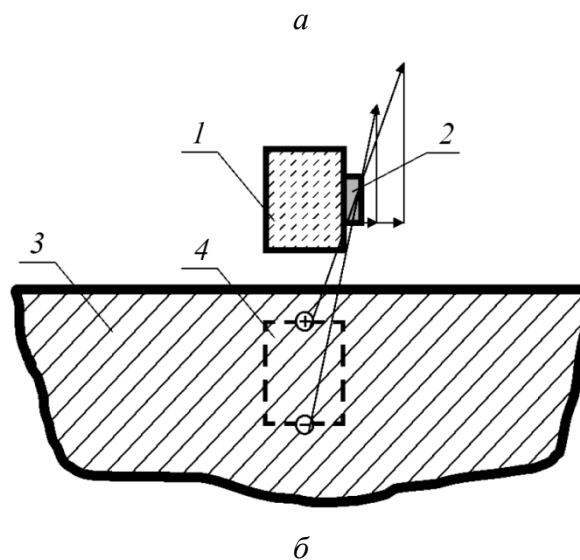


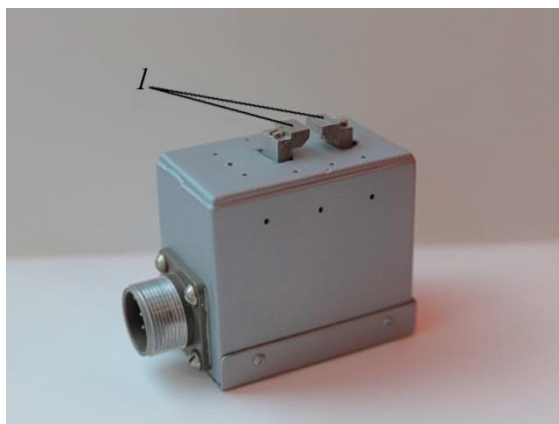
Рис. 2. Прибор «ФерроКОМПАС» для измерения относительной магнитной проницаемости (а) и схема измерительного преобразователя (б): 1 – постоянный магнит; 2 – датчик Холла; 3 – образец; 4 – область, намагничиваемая с помощью постоянного магнита

Конструкция измерительного преобразователя обеспечивала латеральную локальность 15–16 мм при глубине промагничивания около 15 мм. Прибор позволяет проводить высокоточные измерения относительной магнитной проницаемости до значений порядка $\mu_r = 20\text{--}30$.

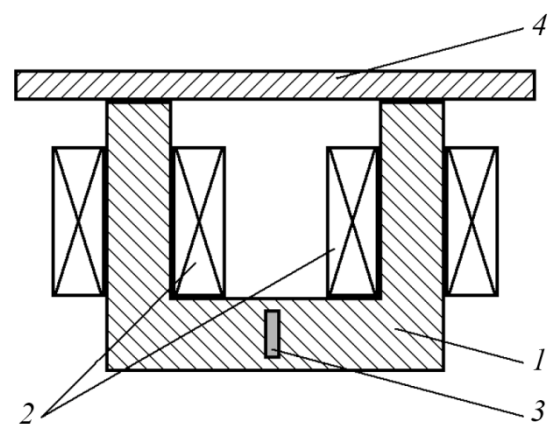
Измерение коэрцитивной силы H_c выполняли на приборе «КИФМ-20» (рис. 3 а) при помощи измерительного преобразователя (рис. 3 б), представляющего собой приставной электромагнит с П-образным сердечником (магнитопроводом), выполненным из электротехнической стали (рис. 3 в). На П-образном сердечнике 1 размещены катушки 2, последовательно соединенные между собой. В зазоре сердечника находится датчик Холла 3. Концы магнитопровода 1 снабжены сменными наконечниками, форма которых обеспечивает наилучший контакт с образцом 4 и позволяет проводить измерение коэрцитивной силы в заданном локальном участке поверхности. Использовали наконечники с размерами 5×9 мм и расстоянием между ними 4 мм. Латеральная локальность в этом случае составила 12×14 мм при глубине промагничивания, равной 2,2–2,4 мм.



a



б



в

Рис. 3. Прибор «КИФМ-20» для измерения коэрцитивной силы (*a*), измерительный преобразователь (*б*) и схема измерительного преобразователя (*в*): 1 – П-образный сердечник (магнитопровод); 2 – катушки; 3 – датчик Холла; 4 – образец

Рабочий цикл прибора состоит из двух этапов: намагничивания и размагничивания. На первом этапе импульс тока в катушках 2 приставного электромагнита 1 осуществляет намагничивание образца 4 (рис. 3 *в*). После намагничивания включается цепь датчика Холла 3, в которой возникает максимальная для данного образца ЭДС, характеризующая величину его остаточной магнитной индукции. На втором этапе в катушки 2 подается ток обратной полярности по отношению к намагничивающему току. Размагничивающий ток возрастает до тех пор, пока ЭДС в цепи датчика Холла 3 не станет равной нулю. Это свидетельствует о нулевом магнитном потоке в сердечнике приставного электромагнита. Величина размагничивающего тока I_p в катушках 2 пропорциональна коэрцитивной силе H_c исследуемого образца 4. Коэрцитивную силу определяли по градуировочной зависимости, полученной путем измерения величины I_p на аттестованных образцах с известной коэрцитивной силой.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

Исходная структура стали AISI 321 характерна для аустенитных сталей [19–23] и состоит из полиэдрических зерен аустенита и включений карбида TiC. Как ранее было установлено в работах [12–14], цементация в плазме электронного пучка при $T = 350$ и 500 °C приводит к повышению микротвердости поверхности стали AISI 321 от 200 до 1100 HV_{0,025}, хотя при других

видах плазменной цементации [24–28] достигаемое упрочнение аустенитных сталей не превышает 950 HV. Общая глубина упрочнения составила 25 мкм после цементации при $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ и 300 мкм после цементации при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Модифицированный слой достаточно хорошо выявляется на поперечном шлифе, наблюдается также выделение большого количества дисперсных карбидов (рис. 4). При этом после цементации при $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ модифицированный слой выражен более ярко (рис. 4 а), чем после цементации при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4 б). Фрикционная обработка приводит к повышению микротвердости поверхности стали AISI 321 до 600 HV_{0,025} при общей глубине упрочнения около 500 мкм. При этом на поверхности стали формируется деформированный слой глубиной 20–25 мкм с вытянутыми кристаллами, а на большей глубине наблюдается структура деформированного аустенита с большим количеством полос скольжения в пределах исходных аустенитных зерен (рис. 5). Комбинированная обработка с цементацией при $T = 350$ и $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к повышению микротвердости стали, соответственно, до 1275 и 820 HV_{0,025}, а общая глубина упрочнения составляет 500 мкм для обоих режимов комбинированной обработки. Комбинированная обработка сопровождается выделением карбидных частиц в поверхностном слое стали (рис. 6), при этом после комбинированной обработки с цементацией при $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ количество и размер карбидов меньше (рис. 6 а), чем после комбинированной обработки с цементацией при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 6 б). Фазовый состав после различных обработок был определен следующим образом: $\gamma_{\text{C}} + \gamma + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ после цементации при $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\gamma + \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{Fe}_3\text{C}$ после цементации при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\alpha' + \gamma + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ и $\gamma + \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{Fe}_3\text{C}$ после комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и цементацию при $T = 350$ и $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ соответственно. Обобщенные данные структурных исследований представлены в табл. 4.

Результаты измерения магнитных свойств стали AISI 321 после различных обработок приведены в табл. 4. В закаленном состоянии сталь не обладает ферромагнитными свойствами, и проверка с помощью постоянного магнита Nd₂Fe₁₄B показала отсутствие магнитного взаимодействия с образцом. Сталь AISI 321 имеет характерную для парамагнетика кривую намагничивания, которая представляет собой линейную зависимость намагниченности от величины приложенного магнитного поля. Намагниченность стали растет пропорционально полю и после снятия поля не сохраняется [29]. Относительная магнитная проницаемость μ_r стали составляет 1,020, что является верхним пределом для аустенитных нержавеющей сталей [30].

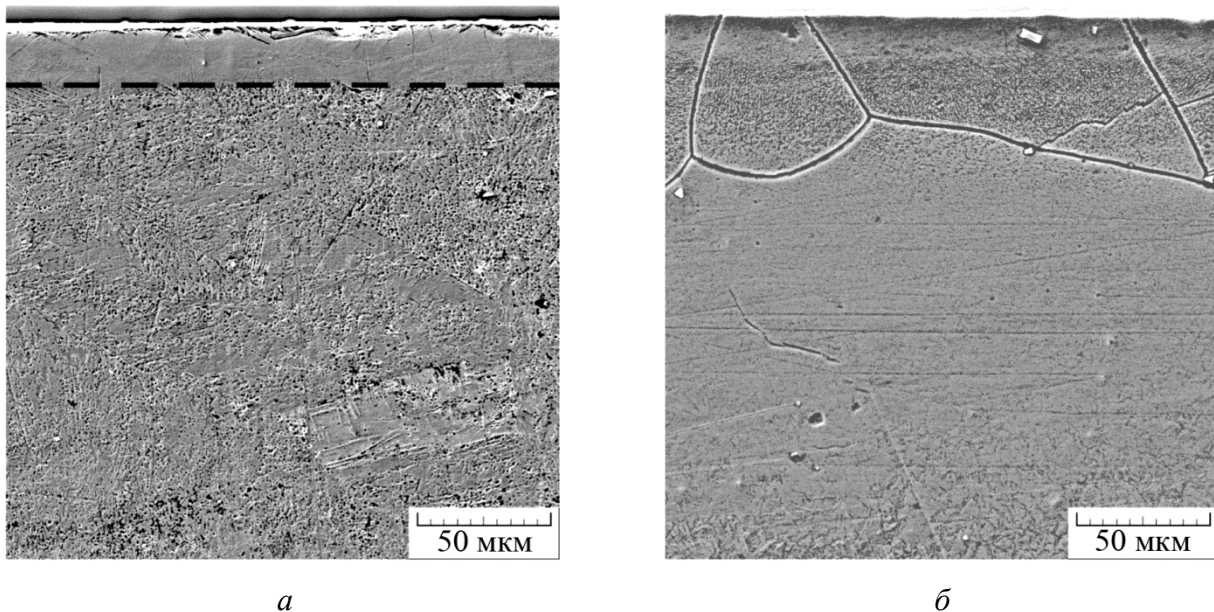


Рис. 4. Структура поверхностного слоя стали AISI 321 (СЭМ) после плазменной цементации при температуре $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) и $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б)

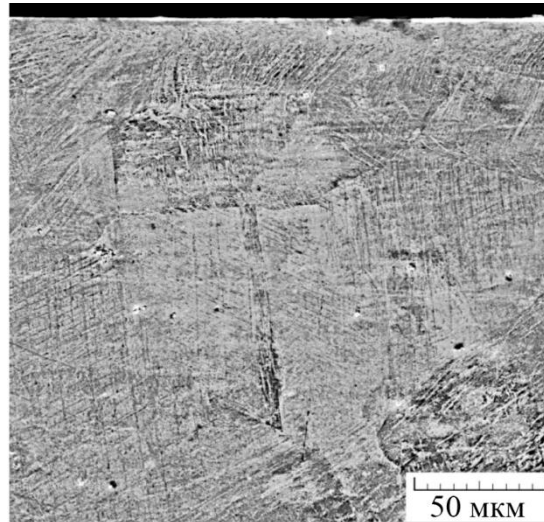
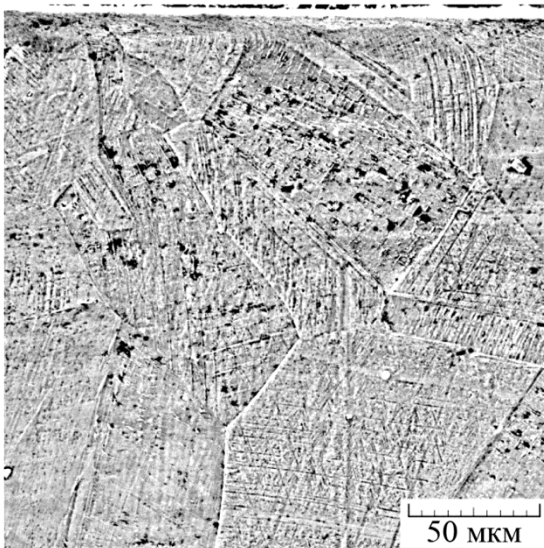
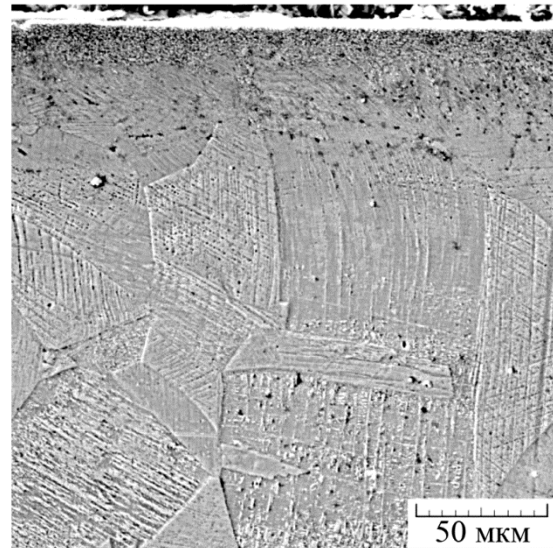


Рис. 5. Структура поверхностного слоя стали AISI 321 (СЭМ) после фрикционной обработки



a



б

Рис. 6. Структура поверхностного слоя стали AISI 321 (СЭМ) после фрикционной обработки и плазменной цементации при $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (*a*) и $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (*б*)

Таблица 4

Микротвердость HV0,025, глубина упрочненного слоя h , относительная магнитная проницаемость μ_r и коэрцитивная сила H_c стали AISI 321 после различных обработок

| Обработка | HV0,025 | h , мкм | μ_r | H_c , А/см |
|-----------|---------|-----------|---------|--------------|
| ТО | 200 | – | 1,020 | – |
| ПЦ350 | 1100 | 25 | 1,044 | 17,5 |
| ПЦ500 | 1100 | 300 | 1,020 | 17,8 |
| ФО | 600 | 500 | 1,275 | 21,0 |
| КО350 | 1275 | 500 | 1,355 | 24,3 |
| КО500 | 820 | 500 | 1,052 | 18,3 |

Как видно из представленных данных, плазменная цементация приводит к тому, что модифицированный слой на поверхности стали AISI 321 начинает проявлять ферромагнитные свойства, и проверка с помощью постоянного магнита $Nd_2Fe_{14}B$ показала наличие магнитного взаимодействия с образцом. При этом относительная магнитная проницаемость μ_r и коэрцитивная сила H_c стали AISI 321 составляет, соответственно, 1,044 и 17,5 А/см после цементации при $T = 350$ °С и 1,020 и 17,8 А/см после цементации при $T = 500$ °С (табл. 4). Изменение магнитных параметров может быть обусловлено проявлениями ферромагнетизма аустенитной матрицы, прилегающей к карбидам хрома. Как было отмечено выше, при обеих температурах цементации в поверхностном слое стали выделяется карбид хрома $Cr_{23}C_6$ [12]. Из-за образования карбидов хрома матрица обедняется этим элементом, и остается ферромагнитный сплав на основе железа и никеля [31, 32]. Кроме того, существуют данные о том, что пересыщенный углеродом аустенит γ_C , образующийся после цементации при $T = 350$ °С, также может проявлять ферромагнитные свойства [33, 34]. Отсутствие пересыщенного углеродом аустенита γ_C после цементации при $T = 500$ °С приводит к тому, что относительная магнитная проницаемость μ_r стали после цементации при $T = 350$ °С несколько выше. Важно также подчеркнуть наблюдаемую высокую чувствительность магнитных свойств к изменению структурного состояния тонких поверхностных слоев.

После цементации при $T = 500$ °С, наряду с карбидом хрома $Cr_{23}C_6$, наблюдается также выделение цементита Fe_3C , который является слабой ферромагнитной фазой и потенциально может способствовать росту относительной магнитной проницаемости. Однако карбидные частицы обладают высокой дисперсностью с размером менее 0,5 мкм [12]. Известно [35, 36], что с уменьшением размера частиц относительная магнитная проницаемость также уменьшается из-за роста влияния внутреннего размагничивающего поля и дефектов. Поэтому вклад высокодисперсного цементита в величину относительной магнитной проницаемости стали является несущественным. Тем не менее большое количество выделившихся карбидных частиц способствует некоторому росту коэрцитивной силы до значений $H_c = 17,8$ А/см (табл. 4), поскольку ферромагнитные участки аустенитной матрицы в значительной степени обособлены и перемагничиваются, не взаимодействуя друг с другом. Это приводит к росту размагничивающего фактора, что в значительной степени затрудняет процессы перемагничивания [37, 38].

Фрикционная обработка существенным образом влияет на магнитные свойства стали AISI 321 и приводит к росту как относительной магнитной проницаемости μ_r , так и коэрцитивной силы H_c до значений, соответственно, 1,275 и 19,4 А/см (табл. 4). Рост величин μ_r и H_c обусловлен, прежде всего, образованием в упрочненных поверхностных слоях деформационно нестабильной стали AISI 321 ферромагнитной α -фазы (мартенсита деформации) в количестве 72 об. %. Фрикционная обработка также приводит к сильному диспергированию структуры поверхностного слоя и резкому увеличению в нем плотности дислокаций [12]. Как показали исследования, например, отожженной стали Ст3 [39], это сопровождается ростом коэрцитивной силы стали. Причиной этого является рост уровня микронапряжений и их градиентов и, соответственно, затруднение процессов перемагничивания вследствие увеличения значений критических полей взаимодействия доменных границ с дефектами, границами зерен и фрагментов [16, 40].

Комбинированная обработка, включающая фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 350$ °С, приводит к дополнительному росту величин μ_r и H_c по сравнению с фрикционной обработкой до значений, соответственно, 1,355 и 24,3 А/см (табл. 4). При этом количество ферромагнитной α -фазы не изменяется и остается на уровне 72 об. %, и в целом сохраняется сформированная в результате фрикционной обработки деформированная структура [12]. Однако такая комбинированная обработка сопровождается выделением дисперсных частиц в поверхностном слое стали, которые представляют собой карбид хрома

Cr_{23}C_6 . Как это уже было обсуждено ранее, дополнительный рост уровня магнитных свойств может быть обусловлен проявлениями ферромагнетизма аустенитной матрицы, прилегающей к карбидам хрома, а также обособленностью данных ферромагнитных участков.

В результате комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 500$ °С, напротив, наблюдается существенное снижение величин μ_r и H_c по сравнению с фрикционной обработкой до значений, соответственно, 1,052 и 18,6 А/см (см. табл. 4). Согласно результатам структурных исследований, после такой комбинированной обработки ферромагнитная α -фаза полностью отсутствует в структуре стали [12], что должно приводить к резкому снижению как относительной магнитной проницаемости μ_r , так и коэрцитивной силы H_c . Однако эти значения превышают уровень магнитных свойств стали AISI 321 после цементации при температуре $T = 500$ °С. Это может быть обусловлено рядом факторов. Во-первых, аустенитная матрица, прилегающая к карбидам хрома, может проявлять ферромагнетизм. Во-вторых, обособленность ферромагнитных участков аустенитной матрицы способствует росту размагничивающего фактора и затруднению процессов перемагничивания, и, по-видимому, этот фактор оказывает сильное влияние на величину H_c . Например, формирование таких обособленных дисперсных участков δ -феррита способствовало росту коэрцитивной силы при отжиге сложнолегированной низкоуглеродистой хромоникелевой стали (0,05 % C; 24 % Cr; 7 % Ni) более чем в 2 раза [37]. Отметим, что количество карбидной фазы после комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 500$ °С, больше, чем после цементации при $T = 500$ °С [12].

Таким образом, плазменная цементация, фрикционная и комбинированные обработки стали AISI 321 сопровождаются изменением магнитных параметров модифицированных поверхностных слоев, что может быть использовано для разработки методик магнитного контроля качества таких обработок.

4. Заключение

Исследованы магнитные свойства аустенитной стали AISI 321, подвергнутой цементации в плазме электронного пучка при температурах 350 и 500 °С, фрикционной обработке скользящим индентором и комбинированным обработкам, включающим фрикционную обработку и плазменную цементацию.

Установлено, что плазменная цементация, фрикционная и комбинированные обработки стали AISI 321 сопровождаются изменением магнитных параметров модифицированных поверхностных слоев, которое может быть обусловлено следующими причинами: проявлениями ферромагнетизма аустенитной матрицы, прилегающей к карбидам хрома, а также обособленностью данных ферромагнитных участков; проявлениями ферромагнетизма переобогащенного углеродом аустенита γ_c ; образованием ферромагнитной α -фазы (мартенсита деформации); диспергированием структуры поверхностного слоя и увеличением в нем плотности дислокаций. Совокупное действие указанных факторов определяет относительную магнитную проницаемость μ_r и коэрцитивную силу H_c стали AISI 321 после различных обработок. При этом наибольшими значениями величин μ_r и H_c обладает сталь AISI 321 после комбинированной обработки, включающей фрикционную обработку и плазменную цементацию при температуре $T = 350$ °С, которая обеспечивает максимальную твердость поверхности и максимально возможную глубину модифицированного поверхностного слоя.

Полученные результаты свидетельствуют о высокой чувствительности магнитных свойств к изменению структурно-фазового состояния тонких поверхностных слоев аустенитной стали AISI 321 и могут быть использованы для разработки методик магнитного контроля качества поверхностных упрочняющих, в том числе комбинированных, обработок аустенитных хромоникелевых сталей.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 124020600045-0, ИФМ УрО РАН по темам № 122021000033-2 «Структура» и № 122021000030-1 «Диагностика» и ИЭФ УрО РАН по теме № 125020601664-1. Структурные исследования выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Литература

1. Modification of S phase on austenitic stainless steel using fine particle shot peening / M. Tsujikawa, M. Egawa, T. Sone, N. Ueda, T. Okano, K. Higashi // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – Vol. 228 (suppl. 1). – P. S318–S322. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.111.
2. Increasing the depth of the nitrided layer in the surface of austenitic alloys using friction treatment / V. A. Shabashov, L. G. Korshunov, A. V. Litvinov, N. V. Kataeva, A. E. Zamatovsky // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2016. – Iss. 6. – P. 17–27. – DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.017-027. – URL: http://dream-journal.org/issues/2016-6/2016-6_108.html
3. Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel / M. R. Menezes, C. Godoy, V. T. L. Buono, M. Schwartzman, J. C. Avelar-Batista Wilson // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 309. – P. 651–662. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.12.037.
4. Влияние непрерывного и газоциклического плазменного азотирования на качество наноструктурированной поверхности аустенитной нержавеющей стали / А. В. Макаров, Н. В. Гаврилов, Г. В. Самойлова, А. С. Мамаев, А. Л. Осинцева, Р. А. Саврай // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – Т. 75 (2). – С. 55–66. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-55-66.
5. Влияние предварительной деформационной обработки на упрочнение и качество азотированной поверхности аустенитной нержавеющей стали / А. В. Макаров, Г. В. Самойлова, Н. В. Гаврилов, А. С. Мамаев, А. Л. Осинцева, Р. А. Саврай // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2017. – Т. 42 (4). – С. 67–74. – DOI: 10.18323/2073-5073-2017-4-67-74.
6. Surface nanocrystallization by surface mechanical attrition treatment and its effect on structure and properties of plasma nitride AISI 321 stainless steel / Y. Lin, J. Lu, L. Wang, T. Xu, Q. Xue // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54. – P. 5599–5605. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.08.014.
7. Microstructural characterization of low temperature plasma-nitrided 316L stainless steel surface with prior severe shot peening / M. Jayalakshmi, P. Huilgol, B. R. Bhat, K. U. Bhat // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 108. – P. 448–454. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.005.
8. Effect of surface nanocrystallization on low-temperature gas carburization for AISI 316L austenitic stainless steel / Zh. Liu, Y. Peng, Ch. Chen, J. Gong, Y. Jiang // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2020. – Vol. 182. – 104053. – DOI: 10.1016/j.ijpvp.2020.104053.
9. XPS characterization of surface layers of stainless steel nitrided in electron beam plasma at low temperature / I. S. Zhidkov, A. I. Kukharenko, A. V. Makarov, R. A. Savrai, N. V. Gavrillov, S. O. Cholakh, E. Z. Kurmaev // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 386. – 125492. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125492.
10. Enhanced plasma nitriding efficiency and properties by severe plastic deformation pretreatment for 316L austenitic stainless steel / Y. Lu, D. Li, H. Ma, X. Liu, M. Wu, J. Hu // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 15. – P. 1742–1746. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.08.082.
11. Unal O., Maleki E., Varol R. Plasma nitriding of gradient structured AISI 304 at low temperature: Shot peening as a catalyst treatment // *Vacuum*. – 2019. – Vol. 164. – P. 194–197. DOI: 10.1016/j.vacuum.2019.03.027.
12. The influence of frictional treatment and low-temperature plasma carburizing on the structure and phase composition of metastable austenitic steel / R. A. Savrai, P. A. Skorynina,

The effect of friction processing and low-temperature plasma carburizing on the magnetic properties of the AISI 321 austenitic stainless steel / R. A. Savrai, P. A. Skorynina, A. V. Makarov, L. Kh. Kogan, M. B. Rigmant, A. I. Menshakov // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2025. – Iss. 6. – P. 6–22. – DOI: 10.17804/2410-9908.2025.6.006-022.

- A. V. Makarov, A. I. Menshakov, V. S. Gaviko // *Physics of Metals and Metallography*. – 2023. – Vol. 124 (5). – P. 496–503. – DOI: 10.1134/S0031918X23600483.
13. The influence of frictional treatment and low-temperature plasma carburizing on the microhardness and electromagnetic properties of metastable austenitic steel / R. A. Savrai, P. A. Skorynina, A. V. Makarov, L. Kh. Kogan, A. I. Menshakov // *Physics of Metals and Metallography*. – 2023. – Vol. 124 (8). – P. 816–823. – DOI: 10.1134/S0031918X23601166.
14. Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали / П. А. Скорынина, А. В. Макаров, А. И. Меньшаков, А. Л. Осинцева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2019. – Т. 21 (2). – С. 97–109. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-97-109.
15. Коэрцитиметрический контроль качества стальных деталей. Уральская школа коэрцитиметрии / А. П. Ничипурук, А. Н. Сташков, В. Н. Костин, С. А. Муриков, Е. С. Муриков // *В мире неразрушающего контроля*. – 2015. – Т. 18 (4). – С. 9–13. – DOI: 10.12737/14951.
16. Михеев М. Н., Горкунов Э. С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М. : Наука, 1993. – 252 с.
17. Revealing magnetic anisotropy in austenitic chromium–nickel steel after rolling / M. B. Rigmant, N. V. Kazantseva, A. V. Kochnev, Yu. N. Koemets, Yu. V. Korkh, M. K. Korkh, M. S. Karabanalov // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2021. – Vol. 57 (12). – P. 1113–1119. – DOI: 10.1134/S1061830921120081.
18. Ригмант М. Б., Корх М. К. Контроль фазового состава и магнитных свойств изделий ответственного назначения из аустенитно-ферритных и аустенитно-мартенситных сталей // *Вестник Концерна ВКО «Алмаз–Антей»*. – 2020. – № 3. – С. 45–53. – DOI: 10.38013/2542-0542-2020-3-45-53.
19. Lunev A. G., Nadezhkin M. V. Heat criterion of the change of strain-hardening stages in austenitic stainless steel // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2019. – Vol. 120 (10). – P. 1021–1025. – DOI 10.1134/S0031918X19080118.
20. Ye D. Investigation of cyclic deformation behavior in the surface layer of 18Cr–8Ni austenitic stainless steel based on Vickers microhardness measurement // *Materials Chemistry and Physics*. – 2005. – Vol. 93. – P. 495–503. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2005.03.031.
21. The effect of plastic pre-strain on low-temperature surface carburization of AISI 304 austenitic stainless steel / Y. Peng, J. Gong, Y. Jiang, M. Fu, D. Rong // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 304. – P. 16–21. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.05.047.
22. Astafurova E. G., Melnikov E. V., Astafurov S. V. Hydrogen-enhanced martensitic transformation and twinning under rolling of AISI 321 austenitic stainless steel // *Reviews on Advanced Materials and Technologies*. – 2024. – Vol. 6 (3). – P. 120–131. – DOI: 10.17586/2687-0568-2024-6-3-120-131.
23. Effect of severe plastic deformation on martensitic transformations in a metastable austenitic steel / G. V. Klevtsov, R. Z. Valiev, N. A. Klevtsova, N. A. Enikeev, I. N. Pigaleva, M. M. Abramova, O. A. Frolova // *Letters on Materials*. – 2023. – Vol. 13 (4s). – P. 397–402. – DOI: 10.22226/2410-3535-2023-4-397-402.
24. Low-pressure hollow cathode plasma source carburizing of AISI 304L austenitic stainless steel at low temperature / H. Y. Liu, H. L. Che, J. Y. Gao, G. B. Li, M. K. Lei // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 442. – 128548. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128548.
25. Low temperature plasma carburizing of additive manufactured 316 L steel: the effect of treatment time on tribological behavior / S. Kaciulis, A. Lanzutti, A. Mezzi, R. Montanari, A. Palombi, N. Picco, E. Vaglio, A. Varone, C. Verona // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025. – Vol. 36. – P. 9962–9977. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.05.219.
26. Surface modification of austenitic steels by lowtemperature carburization / I. Ciancaglioni, R. Donnini, S. Kaciulis, A. Mezzi, R. Montanari, N. Ucciardello, G. Verona-Rinati // *Surface and Interface Analysis*. – 2012. – Vol. 44 (8). – P. 1001–1004. – DOI: 10.1002/sia.4894.

27. Tong X., Zhang T., Ye W. Effect of carburizing atmosphere proportion on low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steel // *Advanced Materials, Mechanics and Industrial Engineering*. – 2014. – Vol. 598. – P. 90–93. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.598.90.
28. Gobbi S. J., Gobbi V. J., Reinke G. Improvement of mechanical properties and corrosion resistance of 316L and 304 stainless steel by low temperature plasma cementation // *Matéria (Rio de Janeiro)*. – 2020. – Vol. 25 (2). – e-12636. – DOI: 10.1590/S1517-707620200002.1036.
29. Putilova E. A., Goruleva L. S., Zadvorkin S. M. Effect of frictional treatment of the AISI 321 steel on the change of its hardness and magnetic characteristics // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2022. – Iss. 5. – P. 40–49. – DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.040-049. – URL: http://dream-journal.org/issues/2022-5/2022-5_364.html
30. *Austenitic Chromium-Nickel Stainless Steels at Ambient Temperatures – Mechanical and Physical Properties: A Practical Guide to the Use of Nickel-Containing Alloys No. 2978*. – Nickel Institute, 2021. – 43 p.
31. Magnetization study of the sensitization in SS304LN / P. Sinha, S. Chakravarty, R. Singh, P. K. Singh, G. V. S. Murthy // *Materials Research Bulletin*. – 2019. – Vol. 109. – P. 149–154. – DOI: 10.1016/j.materresbull.2018.09.028.
32. Structural and magnetic characterization of a carburized cast austenitic steel / I. C. Silva, J. M. A. Rebello, A. C. Bruno, P. J. Jacques, B. Nysten, J. Dille // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59 (9). – P. 1010–1013. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.07.015.
33. Investigation of alloy-dependent occurrence of ferromagnetism in carbon-expanded austenitic steel after low-temperature surface hardening / P. Schuler, U. Krupp, P. Gümpel, J. Mayer, A. Schwedt, A. Aretz // *Steel Research International*. – 2021. – Vol. 92 (12). – 2100272. – DOI: 10.1002/srin.202100272.
34. Borgioli F. Low- temperature thermochemical treatments of face- centered cubic alloys: new perspectives for expanded austenite from austenitic stainless steels to high- entropy alloys // *MetalMat*. – 2025. – Vol. 2 (3). – e70013. – DOI: 10.1002/metm.70013.
35. Microstructure-dependent magnetic permeability in ferrites from nanoparticles / A. Barba-Juan, N. Vicente, A. Mormeneo-Segarra, C. Clausell-Terol // *Ceramics International*. – 2023. – Vol. 49 (13). – P. 21530–21537. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.03.287.
36. Polyakov V. V., Egorov A. V. Dependence of the magnetic permeability of ferromagnetic powder materials on particle size // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 1995. – Vol. 33 (1–2). – P. 9–10. – DOI: 10.1007/BF00559698.
37. Gorkunov E. S. Magnetic structural-phase analysis as applied to diagnosing and evaluating the lifetime of products and structural components. Part 1 // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 1. – P. 6–40. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.006-040. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-1/2015-1_19.html
38. Measuring ferromagnetic phase content based on magnetic properties in two-phase chromium-nickel steels / M. K. Korkh, M. B. Rigmant, E. Yu. Sazhina, A. V. Kochnev // *Russian Journal of Non-destructive Testing*. – 2019. – Vol. 55 (11). – P. 837–850. – DOI: 10.1134/S1061830919110056.
39. Effect of friction-induced hardening on the features of magnetic and eddy-current behavior of an annealed structural steel under cyclic loading conditions / A. V. Makarov, R. A. Savrai, E. S. Gorkunov, I. Yu. Malygina, L. K. Kogan, N. A. Pozdejeva, Yu. M. Kolobylin // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2008. – Vol. 44 (7). – P. 496–508. – DOI: 10.1134/S1061830908070085.
40. Jiles D. C. The effect of compressive plastic deformation on the magnetic properties of AISI 4130 steels with various microstructures // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 1988. – Vol. 21 (7), 1196–1204. DOI: 10.1088/0022-3727/21/7/023.