



## IMPROVING THE THERMAL STABILITY AND HEAT WEAR RESISTANCE OF CARBURIZED CHROMIUM-NICKEL STEEL BY NANOSTRUCTURING FRICTIONAL TREATMENT

A. V. Makarov<sup>1,2</sup>, N. A. Davydova<sup>2\*</sup>, I. Yu. Malygina<sup>2</sup>, V. V. Lyzhin<sup>3</sup>, L. G. Korshunov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation*

<sup>2</sup>*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, Russian Federation*

<sup>3</sup>*Scientific and Production Enterprise «BURINTEKH», 4/1 Yubileynaya St., Ufa, Russian Federation*

\*Corresponding author. E-mail: davydova@imach.uran.ru; address for correspondence: 620049, ul. Komsomolskaya 34, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 (343) 375 35 78; fax: +7 (343) 374 53 30

**Purpose.** Carburized chromium-nickel steels are widely used in the manufacture of drilling tools, gears, shafts, bushings and other parts which may be subjected to thermal effects and significant heating by friction at high speeds of sliding during operation. The aim of the paper is studying the possibilities of increasing the resistance of carburized chromium-nickel steel to thermal softening and heat seizure in the case of high-speed sliding friction by frictional treatment with sliding indenters. **Methods.** Steel 20KhN3A (wt. %: 0.20 C, 0.68 Cr, 2.90 Ni, 0.14 Mo) is subjected to carburizing, three heat treatments (quenching from 810 °C in oil; quenching and deep-freeze treatment at -196 °C; quenching and tempering at 180 °C) and frictional treatment using Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> or hard-alloy VK8 indenters. The structure and phase composition of the steel are studied by transmission electron microscopy and X-ray analysis. The effect of tempering temperature in a vacuum at 100 °C to 700 °C on the microhardness of the carburized steel surface and the tribological properties (wear rate and friction coefficient) during unlubricated friction on the steel disk with sliding speeds of 1.5 and 4.5 m/s is determined. **Results:** Friction treatment leads to the formation of a nanostructured surface layer and increases the hardness of the carburized surfaces from 7.3–9.5 to 10.1–11.6 GPa. The presence of metastable retained austenite (25–30 vol. %) in low-tempered steel provides a significant increase in the depth of hardening during friction treatment as a result of the deformation decay of austenite and its transformation into high-strength strain-induced martensite. Nanostructuring frictional treatment improves the resistance to softening of carburized steel with different initial structures during heating to temperatures of 500–600 °C. Frictional treatment of quenched and low-tempered carburized steel enhances the heat wear resistance in tests with sliding friction at high speeds (over 2 m/s), when there is an intense in frictional heat, leading to the thermal softening of the surface. Nanostructuring frictional treatment provides not only a significant increase in wear resistance, but also a decrease in the friction coefficient at sliding speeds of 2.3–3.0 m/s.

*Keywords: steel, carburization, quenching, deep-freeze treatment, tempering, frictional treatment, nanocrystalline structure, thermal stability, sliding friction, tribological properties.*

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2016.5.049-066

### References

1. Sagaradze V.S. *Povyshenie nadezhnosti tsementuemykh detalei* [Increasing the Reliability of Carburized Parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975, 216 p. (In Russian).
2. Vinogradov V.N., Sorokin G.M., Pashkov A.N., Rubarkh V.M. *Dolgovechnost burovykh dolot* [Durability of Drill Bits]. Moscow, Nedra Publ., 1977, 256 p. (In Russian).
3. Makarov A.V., Korshunov L.G., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Effect of laser quenching and subsequent heat treatment on the structure and wear resistance of a cemented steel 20KhN3A.



- Physics of Metals and Metallography*, 2007, vol. 103, no. 5, pp. 507–518. DOI: 10.1134/S0031918X07050110.
4. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 375–377, pp. 38–45. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.261.
  5. Sun Y., Bailey R. Improvement in tribocorrosion behavior of 304 stainless steel by surface mechanical attrition treatment. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 253, pp. 284–291. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.05.057.
  6. Chang S., Pyun Y., Amanov A. Wear and chattering characteristics of rail materials by ultrasonic nanocrystal surface modification. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2015, vol. 16, no. 11, pp. 2403–2410. DOI: 10.1007/s12541-015-0310-z.
  7. Mitrovic S., Adamovic D., Zivic F., Dzunic D., Pantic M. Friction and wear behavior of shot peened surfaces of 36CrNiMo4 and 36NiCrMo16 alloyed steels under dry and lubricated contact conditions. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 290, pp. 223–232. DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.11.050.
  8. Li G., Chen J., Guan D. Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of medium carbon steel. *Tribology International*, 2010, vol. 43, pp. 2216–2221. DOI: 10.1016/j.triboint.2010.07.004.
  9. Ba D.M., Ma S.N., Meng F.J., Li C.Q. Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of chrome-silicon alloy steel. *Surface and Coatings Technology*, 2007, vol. 202, pp. 254–260. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.05.033.
  10. Peng R., Fu L., Zhou L. Improved wear resistance by phase transformation of surface nanocrystalline 1090 steel prepared by sandblasting technique. *Applied Surface Science*, 2016, vol. 388, pp. 406–411. DOI: 10.1016/j.apsusc.2015.12.103.
  11. Makarov A.V., Korshunov L.G., Osintseva A.L. *A method for processing steel parts*, 2002, RF Patent 2194773. (In Russian).
  12. Makarov A.V., Skorynina P.A., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A. Improving the tribological properties of the 12Kh18N10T austenitic steel by nanostructuring frictional treatment. *Obrabotka metallov. Tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty*, 2015, no. 4 (69), pp. 80–92. (In Russian).
  13. Makarov A.V., Pozdeeva N.A., Savrai R.A., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu. Improvement of wear resistance of hardened structural steel by nanostructuring frictional treatment. *Journal of Friction and Wear*, 2012, vol. 33, iss. 6, pp. 433–442. DOI: 10.3103/S1068366612060050.
  14. Makarov A.V., Korshunov L.G., Vykhodets V.B., Kurennykh T.E., Savrai R.A. Effect of strengthening friction treatment on the chemical composition, structure, and tribological properties of a high-carbon steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 110, iss. 5, pp. 507–521. DOI: 10.1134/S0031918X10110116.
  15. Makarov A.V., Savrai R.A., Gorkunov E.S., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fractures of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment. *Physical mesomechanics*, 2015, vol. 18, no. 1, pp. 43–57. DOI: 10.1134/S1029959915010063.
  16. Zammit A., Abela S., Wagner L., Mhaede M., Grech M. Tribological behaviour of shot peened Cu–Ni austempered ductile iron. *Wear*, 2013, vol. 302, pp. 829–836. DOI: 10.1016/j.wear.2012.12.027.
  17. Sun Y. Sliding wear behavior of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel. *Tribology International*, 2013, vol. 57, pp. 67–75. DOI: 10.1016/j.triboint.2012.07.015.
  18. Zhou L., Liu G., Han Z., Lu K. Grain size effect on wear resistance of a nanostructured AISI52100 steel. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 58, pp. 445–448. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.10.034.



19. Lv X.R., Wang S.G., Liu Y., Long K., Li S., Zhang. Z.D. Effect of nanocrystallization on tribological behaviors of ingot iron. *Wear*, 2008, vol. 264, pp. 535–541. DOI: 10.1016/j.wear.2007.04.010.
20. Yan W., Fang L., Sun K., Xu Y. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 460–461, pp. 542–549. DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.094.
21. Makarov A.V., Korshunov L.G., Malygina I.Yu., Solodova I.L. Raising the heat and wear resistances of hardened carbon steels by friction strengthening treatment. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, no. 3–4, pp. 150–156. DOI: 10.1007/s11041-007-0028-3.
22. Makarov A.V., Korshunov L.G., Solodova I.L., Malygina I.Yu. Thermal stability and tribological properties of quenched carbon steels hardened by means of surface plastic deformation under conditions of sliding friction. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2006, no. 4, pp. 26–33. (In Russian).
23. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Pozdeeva N.A., Savrai R.A., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Kiryakov A.E. Increasing the strength, heat resistance and wear resistance of case-hardened 20Cr steel parts by nanostructuring friction burnishing in turning and milling centers. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2011, no. 9, pp. 3–13. (In Russian).
24. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Psakhie S.G., Savrai R.A., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Tribological aspects in nanostructuring burnishing of structural steels. *Physical mesomechanics*, 2014, vol. 17, no. 4, pp. 250–264. DOI: 10.1134/S102995991404002X.
25. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Obyemnye nanostrukturnye metallicheskie materialy* [Bulk Nanostructured Metal Materials]. Moscow, Akademkniga Publ., 2007, 398 p. ISBN 978-5-94628-217-8. (In Russian).
26. Stolbovsky A.V., Popov V.V., Popova E.N. Structure and thermal stability of tin bronze nanostructured by high pressure torsion. *Diagnosics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 5, pp. 118–132. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.118-132. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_5\\_2015\\_Stolbovsky\\_A.V.\\_et\\_al.\\_118\\_132.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2015_Stolbovsky_A.V._et_al._118_132.pdf).
27. Shirinkina I.G., Brodova I.G., Astafiev V.V. Thermal stability of the ultrafine amts aluminum alloy after high strain-rate deformation. *Diagnosics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 5, pp. 72–79. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.072-079. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_5\\_2015\\_Shirinkina\\_I.G.\\_et\\_al.\\_072\\_079.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2015_Shirinkina_I.G._et_al._072_079.pdf).
28. Liu W.B., Zhang C., Xia Z.X., Yang Z.G., Wang P.H., Chen J.M. Strain-induced refinement and thermal stability of a nanocrystalline steel produced by surface mechanical attrition treatment. *Materials Science and Engineering A*, 2013, vol. 568, pp. 176–183. DOI: 10.1016/j.msea.2012.12.090.
29. Liu W., Zhang C., Yang Z., Xia Z. Microstructure and thermal stability of bulk nanocrystalline alloys produced by surface mechanical attrition treatment. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 292, pp. 556–562. DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.12.008.
30. Makarov A.V., Pozdeeva N.A., Malygina I.Yu. Increasing the microhardness and heat resistance of low-carbon ferrous alloys by surface nanostructuring with friction treatment. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2010, no. 5, pp. 32–38. (In Russian).
31. Makarov A.V., Korshunov L.G., Savrai R.A., Davydova N.A., Malygina I.Yu., Chernenko N.L. Influence of prolonged heating on thermal softening, chemical composition, and evolution of the nanocrystalline structure formed in quenched high-carbon steel upon friction treatment. *Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 3, pp. 303–314. DOI: 10.1134/S0031918X14030065.
32. Makarov A.V., Kogan L.Kh., Gorkunov E.S., Kolobylin Yu.M. Eddy-current evaluation of wear resistance of case-hardened chromium-nickel 20KhN3A steel. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2001, vol. 37, no. 2, pp. 136–144. DOI: 10.1023/A:1016775923534.



33. Korshunov L.G., Makarov A.V., Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L., Osintseva A.L. Structure and wear-resistance of steel U8 after laser treatment. *Physics of Metals and Metallography*, 1988, vol. 66, no. 5, pp. 106–115.
34. Makarov A.V., Korshunov L.G., Schastlivtsev V.M., Solodova I.L., Yakovleva I.L. Structure and abrasive wear resistance of quenched and tempered hypereutectoid carbon steels. *Physics of Metals and Metallography*, 2004, vol. 98, no. 4, pp. 428–443.
35. Gavriilyuk V.G. *Raspredelenie ugleroda v stali* [Distribution of Carbon in Steel]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1987, 208 p. (In Russian).
36. Gromov V.E., Morozov K.V., Ivanov Yu.F., Aksenova K.V., Peregudov O.A., Semin A.P. Formation and evolution of structure-phase states in rails after drawn resource. *Diagnosics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2016, iss. 1, pp. 38–44. DOI: 10.17804/2410-9908.2016.1.038-04437. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_1\\_2016\\_Gromov\\_V.E.\\_et\\_al.\\_038\\_044.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_1_2016_Gromov_V.E._et_al._038_044.pdf).
37. Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdeeva N.A., Smirnov S.V., Vichuzhanin D.I., Korshunov L.G., Malygina I.Yu. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension. *Surface and Coatings Technology*, 2010, vol. 205, iss. 3, pp. 841–852. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.025.
38. Vychuzhanin D.I., Makarov A.V., Smirnov S.V., Pozdeeva N.A., Malygina I.Yu. Stress and Strain and Damage during Frictional Strengthening Treatment of Flat Steel Surface with a Sliding Cylindrical Indenter. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2011, vol. 40, no. 6, pp. 554–560. DOI: 10.3103/S1052618811050190.
39. Kuznetsov V.P., Smolin I.Yu., Dmitriev A.I., Konovalov D.A., Makarov A.V., Kiryakov A.E., Yurovskikh A.S. Finite element simulation of nanostructuring burnishing. *Physical Mesomechanics*, 2013, vol. 16, no. 1, pp. 62–72. DOI: 10.1134/S1029959913010074.
40. Makarov A.V., Gorkunov E.S., Kogan L.Kh., Malygina I.Yu. Estimation of the quality of strengthening frictional treatment and subsequent tempering of eutectoid steel by the eddy-current method. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2009, vol. 45, no. 2, pp. 133–142. DOI: 10.1134/S1061830909020089.
41. Golego N.L. *Skhvatyvanie v mashinakh i metody ego ustraneniya* [Seizure in Machines and Methods for its Elimination]. Kiev, Tekhnika Publ., 1966, 231p. (In Russian).



Подана в журнал: 21.10.2016  
УДК 669.141.31:621.785.5:621.787:620.178  
DOI: 10.17804/2410-9908.2016.5.049-066

## ПОВЫШЕНИЕ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ И СОПРОТИВЛЕНИЯ ТЕПЛОВОМУ ИЗНАШИВАНИЮ ЦЕМЕНТИРОВАННОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

А. В. Макаров<sup>1,2</sup>, Н. А. Давыдова<sup>2\*</sup>, И. Ю. Малыгина<sup>2</sup>, В. В. Лыжин<sup>3</sup>, Л. Г. Коршунов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Российская Федерация

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

<sup>3</sup>ООО Научно-производственное предприятие «БУРИНТЕХ», ул. Юбилейная, 4/1, г. Уфа, Российская Федерация

\*Ответственный автор. Электронная почта: davydova@imach.uran.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375–35–78; Факс: 374–53–30

Цементуемые хромоникелевые стали широко используются при производстве бурового инструмента, шестерен, валов и других деталей, которые при эксплуатации могут подвергаться значительному фрикционному нагреву. В работе изучены возможности повышения сопротивления термическому разупрочнению и тепловому схватыванию при трении скольжения хромоникелевой цементированной стали 20ХНЗА (мас. %: 0,20 С; 0,68 Cr; 2,90 Ni; 0,14 Mo) за счет проведения фрикционной обработки скользящими инденторами из  $Al_2O_3$  и твердого сплава ВК8. Определяли влияние температуры отпуска в вакууме при 100–700 °С на микротвердость цементированной поверхности стали и трибологические свойства (интенсивность изнашивания и коэффициент трения) при трении без смазки по стальному диску со скоростями скольжения 1,5–4,5 м/с. Установлено, что фрикционная обработка приводит к формированию на цементированной поверхности наноструктурированного упрочненного до 10,1–11,6 ГПа поверхностного слоя. Продемонстрирована роль метастабильного остаточного аустенита, присутствующего в количестве 25–30 об. % в низкоотпущенной стали, в увеличении глубины упрочнения цементированного слоя при фрикционной обработке. У цементированной стали с различными исходными структурами после фрикционной обработки выявлено повышенное сопротивление разупрочнению при нагреве. В результате наноструктурирующей фрикционной обработки закаленной и низкоотпущенной цементированной стали установлено повышение сопротивления тепловому изнашиванию и снижение коэффициента трения при трении скольжения со скоростями более 2 м/с, обуславливающими значительный фрикционный нагрев поверхности трения.

*Ключевые слова:* сталь, цементация, закалка, обработка холодом, отпуск, фрикционная обработка, нанокристаллическая структура, теплостойкость, трение скольжения, трибологические свойства.

### 1. Введение

Цементуемые хромоникелевые стали широко используются при производстве бурового инструмента, шестерен, валов, втулок и других деталей, к которым наряду с вязкостью сердцевины предъявляются требования высокой твердости и износостойкости поверхности [1–3]. Цементированный слой в процессе эксплуатации может подвергаться значительному фрикционному нагреву при трении с большими нагрузками и скоростями скольжения. Нагрев возможен также при проведении технологических операций, например при сварке и



шлифовке цементированных изделий. В этой связи актуальным является поиск путей повышения износостойкости и теплостойкости цементированных сталей.

Существенное улучшение прочностных и трибологических свойств металлических материалов может быть достигнуто формированием в их поверхностных слоях субмикроскопических или нанокристаллических структур современными способами интенсивного поверхностного пластического деформирования. В условиях трения скольжения без смазки рост износостойкости и снижение коэффициентов трения стальных поверхностей наблюдались в результате их наноструктурирования ультразвуковыми обработками шариками в вакууме (механическая обработка SMAT – surface mechanical attrition treatment) [4, 5] и индентором [6], различными видами дробеструйной обработки (shot peening [7], high-energy shot peening [8]), бомбардировкой дисперсными (0,4–0,6 мм) стальными частицами [9] и высокоэнергетической пескоструйной обработкой [10].

Эффективным методом финишной обработки поверхностным пластическим деформированием является фрикционная обработка скользящими инденторами [11]. Она позволяет наноструктурировать как пластичные аустенитные стали [12], так и высокопрочные труднодеформируемые закаленные конструкционные [13] и инструментальные [14] углеродистые стали, обеспечивая при этом формирование более качественной поверхности с существенно меньшей шероховатостью [12, 15], чем после дробеструйной обработки [16] и обработки SMAT [17]. При этом фрикционная обработка повышает сопротивление изнашиванию закаленных углеродистых сталей [13] и аустенитной нержавеющей стали [12] при абразивном воздействии и трении скольжения без смазки и со смазкой.

В ряде работ отмечается, что в зависимости от химического состава материала, дисперсности его структуры, способа наноструктурирующей деформационной обработки и условий трибологических испытаний может наблюдаться неоднозначное и даже отрицательное влияние наноструктурирования металлов и сплавов на износостойкость. Так, формирование обработкой SMAT сверхмелкого (8 нм) зерна снижает износостойкость шарикоподшипниковой стали в условиях сухого трения скольжения вследствие значительной хрупкости нанокристаллического слоя, а максимальная износостойкость наблюдается при среднем размере зерна 32 нм, когда достигается оптимальное сочетание прочности и пластичности поверхностного слоя [18]. Из-за низкой пластичности нанокристаллического состояния у объемно наноструктурированного литого железа с размером кристаллитов 50–89 нм отмечается более интенсивное адгезионное изнашивание по сравнению с крупнокристаллическим (размер зерна ~50 мкм) железом [19]. Упрочнение при наноструктурировании дробеструйной обработкой поверхности стали Гадфильда не приводит к повышению сопротивления изнашиванию по закрепленному абразиву большой твердости (корунду), однако обеспечивает рост износостойкости при изнашивании незакрепленным более мягким абразивом [20]. Обработка SMAT нержавеющей аустенитной стали приводит к повышению износостойкости при трении со смазкой, а при сухом трении скольжения не оказывает положительного влияния на сопротивление изнашиванию [17].

В условиях испытаний на трение скольжения со значительными (более 2,0–2,5 м/с) скоростями отмечается рост сопротивления тепловому изнашиванию и снижение коэффициентов трения углеродистых сталей У8 и 35 в результате их упрочнения наноструктурирующей фрикционной обработкой [14, 21, 22]. Однако в случае легированного никелем чугуна не выявлено положительного влияния дробеструйной обработки на износостойкость и коэффициент трения в условиях трения без смазки со скоростью скольжения 4 м/с [16]. Применительно к цементованным сталям имеются сведения о повышении наноструктурирующей обработкой скользящим индентором износостойкости цементированного слоя стали 20Х при абразивном воздействии и сухом трении скольжения с небольшой скоростью (0,07 м/с) [23, 24]. Представляется важным рассмотреть влияние фрикционной обработки на трибологические свойства цементированной хромоникелевой стали в условиях трения с повышен-



ными скоростями скольжения, когда происходит значительный фрикционный нагрев поверхности трения.

Для нано- и субмикроструктурных состояний, сформированных большими пластическими деформациями в различных металлических сплавах, нередко отмечается повышенная термическая стабильность и термическая устойчивость упрочнения, например [25–27]. Высокая термическая стабильность отмечается для поверхностно наноструктурированных обработкой SMAT низкоуглеродистых сталей [28, 29]. Наноструктурированные фрикционной обработкой поверхностные слои закаленных нелегированных низко-, средне- и высокоуглеродистых сталей также наряду с большой твердостью обладают повышенной устойчивостью к термическому разупрочнению [21, 22, 30], включая длительные (до 20 ч) выдержки при 350–550 °С [31]. Для цементированной стали 20X повышенная теплостойкость после фрикционного воздействия установлена только для одного исходного структурного состояния – после закалки с последующим отпуском при 250 °С, который обеспечил практически полный распад остаточного аустенита [23]. Представляет интерес исследовать влияние фрикционной обработки на теплостойкость цементированной хромоникелевой стали с различными исходными структурными состояниями, содержащими как отпущенный, так и неотпущенный мартенсит, а также метастабильный остаточный аустенит.

Цель работы – изучение возможностей повышения сопротивления термическому разупрочнению и тепловому схватыванию при высокоскоростном трении скольжения хромоникелевой цементированной стали 20ХН3А за счет проведения фрикционной обработки скользящими инденторами.

## 2. Материал и методика эксперимента

Сталь 20ХН3А (0,20 мас. % С; 0,68 мас. % Cr; 2,90 мас. % Ni; 0,14 мас. % Mo) после цементации в твердом карбюризаторе и охлаждения на воздухе от 890 °С подвергали термической обработке по трем режимам: 1) закалке от 810 °С в масле; 2) закалке и охлаждению до –196 °С; 3) закалке и отпуску при 180 °С (выдержка 1–2 ч). После проведения термической обработки образцы подвергали механическому шлифованию и электролитическому полированию в хлорно-уксусном электролите. С целью изучения теплостойкости образцы нагружали при возвратно-поступательном движении полусферическим индентором из микролита Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в безокислительной среде аргона [12] при нормальной нагрузке 490 Н, средней скорости скольжения 0,03 м/с, длине хода 18 мм, количестве двойных ходов 400 (*режим 1*). Отпуск образцов проводили в вакууме при температурах 100–700 °С. Фрикционное нагружение образцов, предназначенных для последующих трибологических и рентгеновских исследований, осуществляли в режиме сканирования всей рабочей поверхности образца индентором из твердого сплава ВК8 в воздушной среде при нормальной нагрузке 980 Н и средней скорости скольжения 0,085 м/с (*режим 2*).

Испытания на трение скольжения без смазки осуществляли на воздухе по схеме *налец-диск* (рис. 1) (диск из стали Х12М, закаленной от 1050 °С и отпущенной при 200 °С, твердостью 63 HRCэ) при скоростях скольжения 1,5–4,5 м/с, нагрузке 98 Н, пути трения 1100–2100 м. Износостойкость оценивали по величине интенсивности изнашивания, которую определяли по формуле  $I_h = Q/(\rho SL)$ , где  $Q$  – потери массы образца, г;  $\rho$  – плотность материала образца, г/см<sup>3</sup>;  $S$  – геометрическая площадь контакта, см<sup>2</sup>;  $L$  – путь трения, см. В процессе испытания непрерывно измеряли силу трения (с использованием упругого элемента – кольца с наклеенными на него тензодатчиками) и среднюю температуру в поверхностном слое образца (с помощью термопары хромель-алюмель с диаметром электродов 0,2 мм, которые приваривали на расстоянии ~0,5 мм от рабочей поверхности образца). Коэффициент трения находили как отношение силы трения к нормальной нагрузке  $f = F/N$ , где  $F$  – сила трения, Н;  $N$  – нормальная нагрузка, Н.

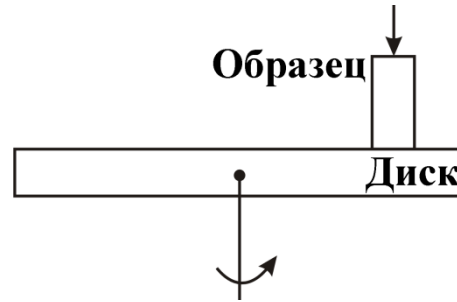


Рис. 1. Схема *палец-диск* трибологических испытаний на трение скольжения

Микротвердость определяли на микротвердомере Leica VMHT AUTO при нагрузке на индентор Виккерса 0,49 Н. Структуру исследовали на электронном микроскопе JEM-200CX методом тонких фольг на просвет с использованием механического шлифования и последующего электролитического одностороннего и двустороннего полирования в хлорно-уксусном электролите. Фазовый состав определяли методом рентгеноструктурного анализа в  $FeK_{\alpha}$ -излучении.

### 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

#### 3.1. Структурные изменения и упрочнение цементированной стали при фрикционной обработке

После цементации стали 20ХН3А в твердом карбюризаторе глубина цементированного слоя составила 1,1–1,3 мм, а максимальная концентрация углерода в слое – 0,95 мас. % [32]. После закалки в масле от 810 °С в цементированном слое формируется мартенсит преимущественно линзовидной (пластинчатой) морфологией (рис. 2 а), типичной для закаленных высокоуглеродистых сталей, а также 25–30 об. % остаточного аустенита. Внутри мартенситных кристаллов стали, закаленной и отпущенной при 180 °С, содержатся высокодисперсные частицы  $\epsilon$ -карбидов в виде тонких пластинок и стержней, образующих своеобразный контраст («рябь») (рис. 2 а). В кристаллах же неотпущенного высокоуглеродистого мартенсита подобные выделения отсутствуют [33]. Обработка холодом при температуре жидкого азота приводит к снижению доли остаточного аустенита в структуре цементированного слоя до 5–10 об. %.

В результате фрикционной обработки в тонком поверхностном слое цементированной стали, претерпевшем наибольшую пластическую деформацию, происходит значительная фрагментация мартенситных кристаллов и формируется структура с размерами сильно разориентированных кристаллитов от нескольких нм до 100 нм и характерным кольцевым видом микроэлектронограммы (рис. 2 б, в). Следовательно при фрикционной обработке такого высокопрочного и труднодеформируемого материала как цементированная сталь формируется неоднородная нанокристаллическая структура. Это свидетельствует о развитии пластической деформации поверхностного слоя цементированной стали по ротационному механизму, чему способствует отсутствие смазки в зоне взаимодействия индентора и обрабатываемой поверхности и, соответственно, достаточно высокий коэффициент трения ( $f > 0,2$ ) в процессе фрикционной обработки.

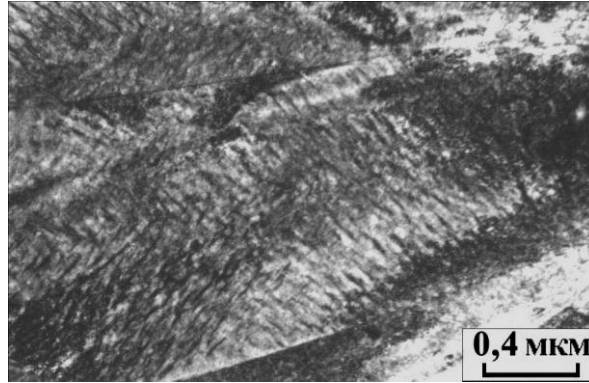
Проведенные рентгеновские (рис. 3) и электронно-микроскопические (рис. 2 б, в) исследования показали, что при фрикционной обработке на цементированной поверхности происходит практически полное превращение 25–30 об. % остаточного аустенита в нанокристаллический мартенсит деформации.

На рис. 3 приведены результаты послойного (при последовательном электролитическом электрополировании) рентгеновского и микродюрOMETрического анализа поверхностного слоя низкоотпущенной стали, упрочненной при сканировании всей рабочей поверхно-

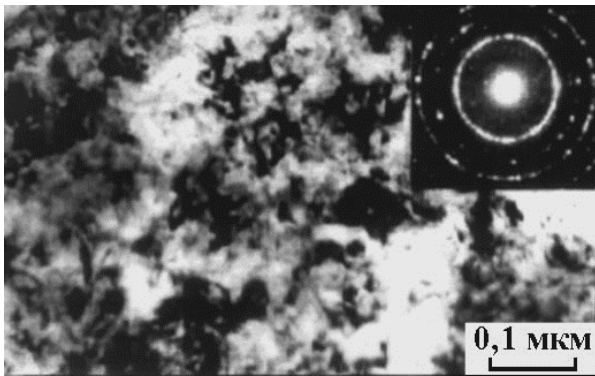




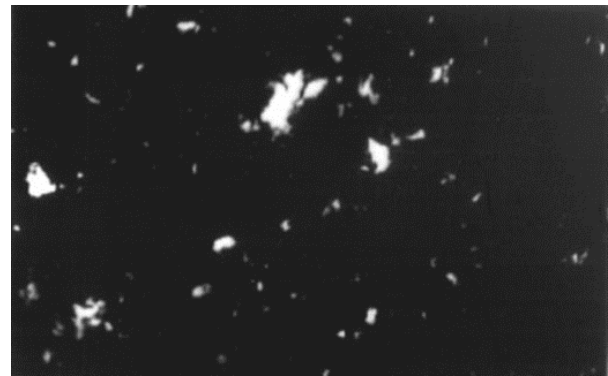
сти образца твердосплавным индентором. Видно, что почти полный деформационный распад остаточного аустенита происходит в слое толщиной 15–26 мкм. Частичный распад остаточного аустенита распространяется на гораздо большую глубину и только на расстоянии более 200 мкм от поверхности трения количество  $\gamma$ -фазы в структуре достигает исходных (до фрикционной обработки) 25 об. %.



*a*



*б*



*в*

Рис. 2. Структура цементированного слоя стали 20ХН3А после закалки от 810 °С в масле, отпуска при 180 °С (2 ч) (*a*) и последующей фрикционной обработки твердосплавным индентором (*режим 2*) (*б, в*): *a, б* – светлопольные изображения; *в* – темнопольное изображение в рефлексе (110) $\alpha$

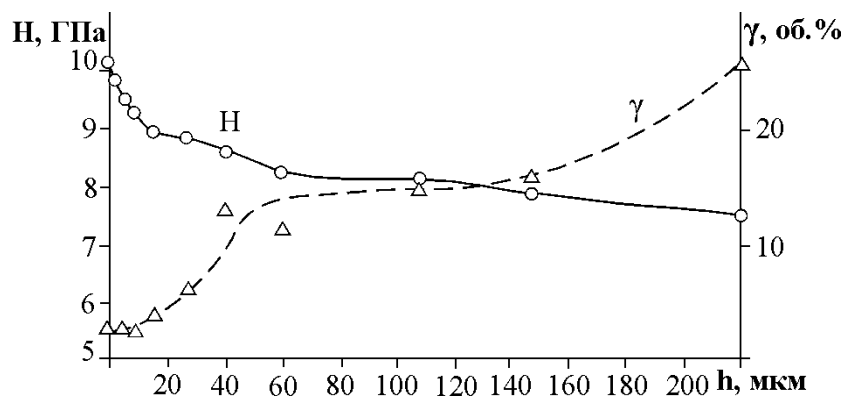


Рис. 3. Изменение микротвердости *H* и количества остаточного аустенита  $\gamma$  по глубине поверхностного слоя (*h* – расстояние от поверхности) цементированной стали 20ХН3А, подвергнутой закалке от 810 °С, отпуска при 180 °С и фрикционной обработке твердосплавным индентором (*режим 2*)



Важно отметить, что у низкоотпущенной высокоуглеродистой стали У8, содержащей в структуре  $\leq 5$  об. % остаточного аустенита, после фрикционной обработки в поверхностном слое наблюдается близкий к экспоненциальному закону резкий характер снижения микротвердости, в результате чего толщина упрочненного слоя достигает лишь 40 мкм [14]. Рис. 3 показывает, что наличие в низкоотпущенной цементированной стали 25–30 об. % метастабильного остаточного аустенита обеспечивает существенный рост глубины упрочнения при фрикционной обработке вследствие деформационного распада аустенита и его превращения в высокопрочный мартенсит деформации.

Как следует из данных таблицы, цементированная сталь 20ХН3А после трех рассматриваемых режимов термической обработки характеризуется различными уровнями микротвердости. После закалки в масле от 810 °С, когда в структуре цементированной стали наряду с высокоуглеродистым мартенситом присутствует достаточно большое количество (25–30 об. %) остаточного аустенита, микротвердость составляет 8,2 ГПа. Проведение дополнительной обработки холодом при температуре жидкого азота обеспечивает повышение микротвердости закаленной стали до 9,5 ГПа вследствие уменьшения доли  $\gamma$ -фазы до 5–10 об. %. Низкотемпературный отпуск при 180 °С, вызывающий снижение тетрагональности мартенсита и переход атомов углерода из октаэдрических пор кристаллической решетки в выделяющиеся из твердого раствора частицы гексагонального  $\epsilon$ -карбида, приводит к снижению микротвердости до 7,3 ГПа (таблица).

Микротвердость Н цементированной стали 20ХН3А после термической обработки и последующей фрикционной обработки по различным режимам

| Термическая обработка                             | Микротвердость Н, ГПа       |   |   |
|---|-----------------------------|---|---|
|   | После термической обработки | После фрикционной обработки по режиму 1 | После фрикционной обработки по режиму 2 |
| Закалка от 810 °С в масле                         | 8,2                         | 11,6                                    | 10,1                                    |
| Закалка от 810 °С в масле + охлаждение до -196 °С | 9,5                         | 11,4                                    | 10,7                                    |
| Закалка от 810 °С в масле + отпуск 180 °С         | 7,3                         | 11,3                                    | 10,2                                    |

Однако, несмотря на различные исходные уровни микротвердости, достигаемые проведением термической обработки по трем режимам, после фрикционной обработки индентором из микролита  $Al_2O_3$  в безокислительной среде аргона цементированная сталь 20ХН3А имеет приблизительно одинаковый уровень микротвердости (11,3–11,6 ГПа) (таблица). Деформационному упрочнению цементированной стали способствует не только сильное диспергирование структуры вплоть до нанокристаллического состояния (рис. 2 б, в), но и развитие в тонком поверхностном слое фазовых и структурных превращений. Так, в упрочнение при фрикционной обработке закаленной и низкоотпущенной стали, содержащей на цементированной поверхности 25–30 об. % метастабильного остаточного аустенита, значительный вклад вносит полное превращение аустенита в нанокристаллический мартенсит деформации, соответствующий по твердости деформированному трением мартенситу охлаждения [3, 34].

В упрочнении неотпущенного мартенсита охлаждения и мартенсита деформации под действием фрикционного нагружения важнейшую роль играют развивающиеся в тетрагональной  $\alpha$ -фазе процессы деформационного динамического старения [33], которое характеризуется образованием сегрегаций из атомов углерода на возникающих при трении многочисленных дислокациях. Большая энергия взаимодействия дислокаций с сегрегациями из атомов углерода обуславливает сильное закрепление дислокаций [35] и является одной из



важнейших причин повышенной эффективной прочности поверхностей трения и износостойкости углеродсодержащих сплавов.

Высокий уровень упрочнения при фрикционной обработке низкоотпущенной (при 180 °С) цементированной стали 20ХН3А (таблица) обусловлен не только превращением метастабильного аустенита, но и деформационным распадом (диссоциацией)  $\epsilon$ -карбидной фазы, что ранее было рассмотрено для низкоотпущенной высокоуглеродистой нелегированной стали У8 [14]. Деформационное растворение карбидной фазы наблюдали и в других случаях поверхностного наноструктурирования различных сталей, например, при обработке SMAT [28], высокоэнергетической пескоструйной обработке [10] и при длительной эксплуатации рельса [36]. Развитию указанных процессов способствует высокая энергия взаимодействия атомов углерода с дислокациями (0,8 эВ), превышающая энергию взаимодействия атомов углерода с атомами железа в  $\epsilon$ -карбиде (0,27 эВ) [35].

Из приведенных в таблице данных следует также, что при фрикционной обработке цементированной стали твердосплавным индентором на воздухе при средней скорости скольжения 0,085 м/с (*режим 2*) достигается меньший уровень деформационного упрочнения ( $H=10,1-10,7$  ГПа) нанокристаллических структур трения, чем при фрикционной обработке индентором из микролита  $Al_2O_3$  в безокислительной среде аргона при средней скорости скольжения 0,03 м/с ( $H=11,3-11,6$  ГПа). Это может быть обусловлено несколькими причинами. Во-первых, меньшим коэффициентом трения, реализуемом при фрикционной обработке твердосплавным индентором ( $f=0,23$  [32]), чем при нагружении микролитом ( $f>0,40$ ), поскольку у содержащегося в твердом сплаве ВК8 кобальте с ГПУ-кристаллической решеткой пластическая деформация осуществляется легким базисным скольжением при минимальном числе систем скольжения ( $n=3$ ). Как показало конечно-элементное математическое моделирование процесса обработки скользящими инденторами [37–39], в накоплении пластической деформации при воздействии скользящим индентором определяющую роль играет сдвиговая компонента деформации и, соответственно, с уменьшением коэффициента трения при использовании индентора из ВК8 снижается величина накопленной в поверхностном слое деформации.

Во-вторых, использование при фрикционной обработке индентором из сплава ВК8 воздушной среды (в отличие от безокислительной среды аргона при обработке индентором из  $Al_2O_3$ ) может привести к охрупчиванию кислородом возникающих нанокристаллических структур и, тем самым, к снижению их способности к накоплению пластической деформации. И в-третьих, существенно более высокая скорость обработки твердосплавным индентором ( $V=0,085$  м/с), чем при использовании индентора из микролита ( $V=0,03$  м/с), обуславливает более значительный фрикционный нагрев цементированной поверхности. Это может также отрицательно повлиять на величину деформационного упрочнения цементированной поверхности индентором из твердого сплава ВК8.

### 3.2. Влияние фрикционной обработки на сопротивление термическому разупрочнению цементированной стали

Как следует из данных, представленных на рис. 4, фрикционная обработка обеспечивает значительное повышение теплостойкости цементированной хромоникелевой стали независимо от ее исходного структурного состояния после термической обработки. Это проявляется в замедленном разупрочнении при часовом отпуске наноструктурированного поверхностного слоя (кривые 2) по сравнению с разупрочнением термообработанной крупнокристаллической стали (кривые 1). В результате упрочненная фрикционной обработкой цементированная сталь 20ХН3А сохраняет микротвердость поверхности на уровне микротвердости недеформированного состояния (рис. 4, пунктирные линии) до температур отпуска 400–500 °С. Значительное преимущество в твердости у наноструктурированных состояний наблюдается после нагрева до температуры 500 °С по сравнению с закаленной (рис. 4 а), а



также дополнительно обработанной холодом (рис. 4 б) сталью, и до температуры 600 °С по сравнению с низкоотпущенной при 180 °С сталью (рис. 4 в).

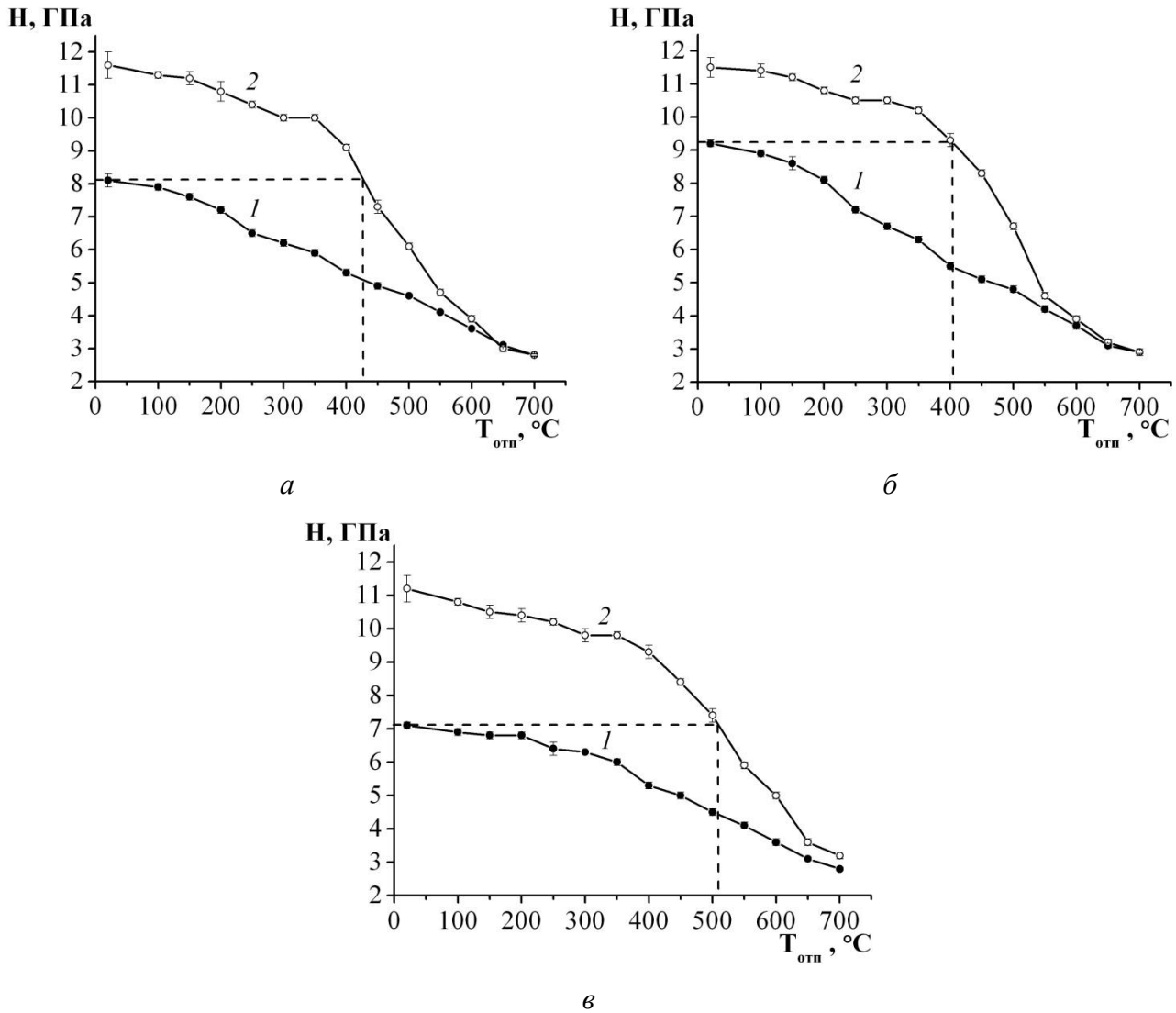


Рис. 4. Влияние температуры отпуска  $T_{отп}$  на микротвердость  $H$  цементированной стали 20ХН3А после закалки от 810 °С в масле (а), закалки от 810 °С в масле и обработки холодом при -196 °С (б), закалки от 810 °С в масле и отпуска при 180 °С (1 ч) (в):  
1 – термическая обработка; 2 – термическая обработка + фрикционная обработка индентором из  $Al_2O_3$  по режиму 1

С учетом проведенных в работах [21, 22, 30, 31, 40] детальных электронно-микроскопических и рентгеновских исследований углеродистых сталей, подвергнутых фрикционной обработке и последующему нагреву, можно предложить следующие причины установленного на рис. 4 повышенного сопротивления термическому разрушению нанокристаллических структур, сформированных при фрикционной обработке в поверхностных слоях закаленной, обработанной холодом, а также низкоотпущенной цементированной стали 20ХН3А: 1) сохранение в сильнодеформированном слое преимущественно нанокристаллической структуры  $\alpha$ -фазы при нагреве до температур не менее 350 °С; 2) эффективное закрепление дислокаций сегрегациями из атомов углерода в результате деформационного растворения карбидной фазы и активизации в нанокристаллическом мартенсите охлаждения и мартенсите деформации процессов деформационного динамического старения; 3) торможение формирования и роста карбидных частиц и процессов возврата при нагреве деформирован-



ного трением поверхностного слоя; 4) отсутствие аномального роста рекристаллизованных зерен при высокотемпературных выдержках.

Как отмечалось в работе [31], важнейшей причиной повышенной термической устойчивости и микротвердости при нагреве нанокристаллических структур трения является большая энергия взаимодействия атомов углерода с дислокациями (дислокационными скоплениями) в  $\alpha$ -фазе, которая превышает энергию связи между атомами углерода и железа в цементите. Это приводит не только к эффективному закреплению дислокаций углеродом, но и способствует замедлению процессов выделения и роста карбидов при нагреве сильно деформированного мартенсита. Дисперсная карбидная фаза в свою очередь препятствует росту зерен и разупрочнению  $\alpha$ -фазы при нагреве.

Сравнительный анализ представленных на рис. 4 результатов по цементированной хромоникелевой стали с аналогичными данными по нелегированной стали У8 [21, 40] показывает, что дополнительное легирование никелем (2,90 мас. % Ni) несколько снижает прочность и сопротивление термическому разупрочнению при нагреве до 100–350 °С нанокристаллической структуры высокоуглеродистых сталей вследствие отрицательного влияния никеля на энтальпию связи дислокаций с примесными атомами углерода [35].

### 3.3. Влияние фрикционной обработки на сопротивление тепловому изнашиванию низкоотпущенной цементированной стали

В условиях трибологических испытаний на трение скольжения по стальному диску увеличение скорости скольжения сопровождается ростом тепловыделения в поверхностном слое контактирующих материалов (фрикционный нагрев). Это отражается в повышении средней объемной температуры в поверхностном слое образца и приводит к разупрочнению поверхностного слоя и переходу от нормального механо-химического изнашивания к катастрофическому тепловому изнашиванию (схватывание II рода) [41].

Рис. 5 показывает, что у закаленной и отпущенной при 180 °С цементированной стали 20ХН3А уже при повышении скорости скольжения от 1,5 до 2,3 м/с происходит увеличение от 150 до 350 °С средней температуры в поверхностном слое образца и соответствующий сильный рост интенсивности изнашивания (на порядок), а также коэффициента трения (кривые 1). При скоростях скольжения 3,0–4,5 м/с у низкоотпущенной стали с крупнокристаллической структурой (рис. 2 а) наблюдается дальнейшее повышение интенсивности изнашивания и тепловыделения в поверхностном слое (рис. 5, кривые 1). Следует принимать во внимание, что температура фрикционного нагрева непосредственно на поверхности трения может превышать среднюю объемную температуру поверхностного слоя толщиной ~1 мм, измеряемую термопарами, приваренными на расстоянии ~0,5 мм от поверхности.

У стали, подвергнутой фрикционной обработке, при скоростях скольжения 1,5–3,0 м/с развивается окислительно-усталостный механизм изнашивания, характеризующийся низкими значениями интенсивности изнашивания и сохранением температуры в поверхностном слое образца на уровне 150–170 °С (рис. 5, кривые 2). И только при максимальной исследованной скорости скольжения 4,5 м/с у наноструктурированной стали происходит переход к тепловому схватыванию, а температура в поверхностном слое образца возрастает до 600 °С. Следовательно, наноструктурирующая фрикционная обработка приводит к существенному росту сопротивления низкоотпущенной цементированной стали 20ХН3А тепловому схватыванию в условиях трения скольжения с большими скоростями ( $V > 2$  м/с). Это выражается в снижении на один-два порядка интенсивности изнашивания у деформированной трением стали (рис. 5).

Из данных рис. 5 следует также, что при скоростях скольжения  $V = 2,3$ –3,0 м/с наноструктурирующая фрикционная обработка обеспечивает по сравнению с крупнокристаллическим закаленным и отпущенным состоянием не только значительный рост износостойкости, но и пониженный коэффициент трения. Это обусловлено локализацией деформации в



более тонких поверхностных слоях при трении цементированного слоя, дополнительно упрочненного фрикционной обработкой.

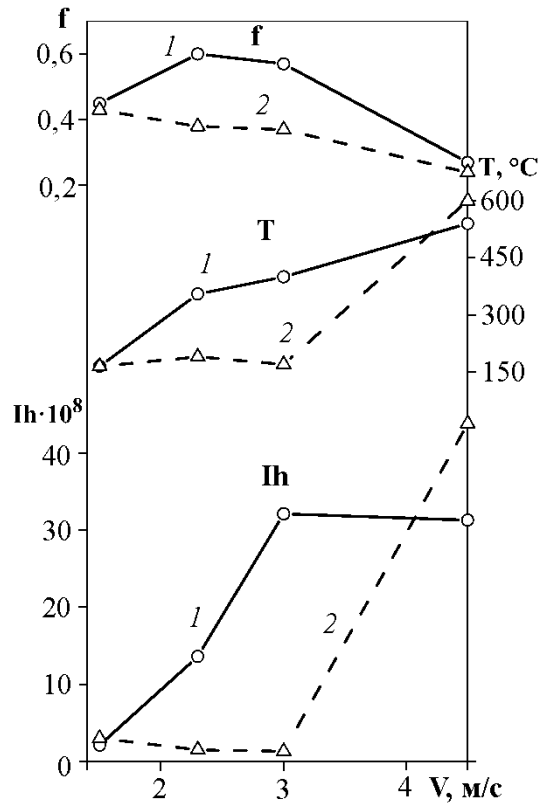


Рис. 5. Влияние скорости скольжения  $V$  на интенсивность изнашивания  $I_h$ , коэффициент трения  $f$  и температуру поверхностного слоя  $T$  цементированной стали 20XN3A: 1 – закалка от 810 °С в масле + отпуск при 180 °С; 2 – закалка от 810 °С в масле + отпуск при 180 °С + фрикционная обработка твердосплавным индентором по режиму 2

Улучшение в результате фрикционной обработки трибологических характеристик закаленной и низкоотпущенной цементированной хромоникелевой стали при трении с большими скоростями во многом обусловлено повышенной теплостойкостью наноструктурированного поверхностного слоя (рис. 4 в), эффективным закреплением углеродом дислокаций в нанокристаллическом мартенсите охлаждения и мартенсите деформации, которое сохраняется и в процессе значительного фрикционного нагрева.

#### 4. Заключение

Фрикционная обработка скользящим индентором приводит к формированию наноструктурированного поверхностного слоя и повышению твердости от 7,3–9,5 до 10,1–11,6 ГПа цементированной поверхности стали 20XN3A (мас. %: 0,20 C; 0,68 Cr; 2,90 Ni; 0,14 Mo), подвергнутой различным термическим обработкам, включающим закалку в масле, обработку холодом и низкотемпературный отпуск. Интенсивное упрочнение обусловлено сильным диспергированием структуры поверхностного слоя, деформационным превращением метастабильного аустенита в мартенсит деформации, эффективным развитием в мартенсите охлаждения и мартенсите деформации процессов деформационного динамического старения, а также деформационным распадом (диссоциацией)  $\epsilon$ -карбидной фазы при фрикционном нагружении низкоотпущенной стали. Наличие в низкоотпущенной стали 25–30 об. % метастабильного остаточного аустенита обеспечивает существенный рост глубины упрочне-



ния при фрикционной обработке вследствие деформационного распада аустенита и его превращения в высокопрочный мартенсит деформации.

Независимо от исходного структурного состояния, сформированного термической обработкой, наноструктурирующая фрикционная обработка обеспечивает цементированной хромоникелевой стали значительное повышение сопротивления разупрочнению при нагреве до температур 500–600 °С.

Фрикционная обработка закаленной и низкоотпущенной цементированной стали 20ХН3А повышает сопротивление тепловому изнашиванию при испытаниях на трение скольжения с большими скоростями (более 2 м/с), когда имеет место интенсивный фрикционный нагрев, приводящий к термическому разупрочнению поверхности. Повышенная фрикционная теплостойкость наноструктурированного слоя обусловлена его стойкостью к термическому разупрочнению. При скоростях скольжения 2,3–3,0 м/с наноструктурирующая фрикционная обработка обеспечивает не только значительный рост износостойкости, но и снижение коэффициента трения цементированной стали.

### Благодарность

Работа выполнена в рамках Комплексной программы УрО РАН, проект №15-9-12-45. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Электронная микроскопия» УрО РАН – отделе электронной микроскопии «Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН. Микродюрометрические измерения выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

### Литература

1. Сагарадзе В. С. Повышение надежности цементуемых деталей. – М. : Машиностроение, 1975. – 216 с.
2. Долговечность буровых долот / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин, А. Н. Пашков, В. М. Рубарх. – М. : Недра, 1977. – 256 с.
3. Effect of laser quenching and subsequent heat treatment on the structure and wear resistance of a cemented steel 20KhN3A / A. V. Makarov, L. G. Korshunov, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2007. – Vol. 103, no. 5. – P. 507–518. – DOI: 10.1134/S0031918X07050110.
4. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 38–45. – DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.261.
5. Sun Y., Bailey R. Improvement in tribocorrosion behavior of 304 stainless steel by surface mechanical attrition treatment // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 253. – P. 284–291. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.05.057.
6. Chang S., Pyun Y., Amanov A. Wear and chattering characteristics of rail materials by ultrasonic nanocrystal surface modification // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. – 2015. – Vol. 16, no. 11. – P. 2403–2410. – DOI: 10.1007/s12541-015-0310-z.
7. Friction and wear behavior of shot peened surfaces of 36CrNiMo4 and 36NiCrMo16 alloyed steels under dry and lubricated contact conditions / S. Mitrovic, D. Adamovic, F. Zivic, D. Dzunic, M. Pantic // *Applied Surface Science*. – 2014. – Vol. 290. – P. 223–232. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.11.050.
8. Li G., Chen J., Guan D. Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of medium carbon steel // *Tribology International*. – 2010. – Vol. 43. – P. 2216–2221. – DOI: 10.1016/j.triboint.2010.07.004.
9. Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of chrome-silicon alloy steel / D. M. Ba, S. N. Ma, F. J. Meng, C. Q. Li // *Surface and Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 202. – P. 254–260. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.05.033.



10. Peng R., Fu L., Zhou L. Improved wear resistance by phase transformation of surface nanocrystalline 1090 steel prepared by sandblasting technique // *Applied Surface Science*. – 2016. – Vol. 388. – P. 406–411. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2015.12.103.
11. Способ обработки стальных изделий : пат. 2194773 Рос. Федерация / Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Осинцева А. Л. – 2000120723/02 ; заявл. 01.08.2000 ; опубл. 20.12.2002, Бюл. № 35.
12. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров, П. А. Скорынина, А. Л. Осинцева, А. С. Юровских, Р. А. Саврай // *Обработка металлов. Технология, оборудование, инструменты*. – 2015. – № 4 (69). – С. 80–92.
13. Improvement of wear resistance of hardened structural steel by nanostructuring frictional treatment / A. V. Makarov, N. A. Pozdeeva, R. A. Savrai, A. S. Yurovskikh, I. Yu. Malygina. – *Journal of Friction and Wear*. – 2012. – Vol. 33, iss. 6. – P. 433–442. – DOI: 10.3103/S1068366612060050.
14. Effect of strengthening friction treatment on the chemical composition, structure, and tribological properties of a high-carbon steel / A. V. Makarov, L. G. Korshunov, V. B. Vykhodets, T. E. Kurennykh, R. A. Savrai // *Physics of Metals and Metallography*. – 2010. – Vol. 110, iss. 5. – P. 507–521. – DOI: 10.1134/S0031918X10110116.
15. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fractures of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment / A. V. Makarov, R. A. Savrai, E. S. Gorkunov, A. S. Yurovskikh, I. Yu. Malygina, N. A. Davydova // *Physical Mesomechanics*. – 2015. – Vol. 18, no. 1. – P. 43–57. – DOI: 10.1134/S1029959915010063.
16. Tribological behavior of shot peened Cu–Ni austempered ductile iron / A. Zammit, S. Abela, L. Wagner, M. Mhaede, M. Grech // *Wear*. – 2013. – Vol. 302. – P. 829–836. – DOI: 10.1016/j.wear.2012.12.027.
17. Sun Y. Sliding wear behavior of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel // *Tribology International*. – 2013. – Vol. 57. – P. 67–75. – DOI: 10.1016/j.triboint.2012.07.015.
18. Grain size effect on wear resistance of a nanostructured AISI52100 steel / L. Zhou, G. Liu, Z. Han, K. Lu // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 58. – P. 445–448. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.10.034.
19. Effect of nanocrystallization on tribological behaviors of ingot iron / X. R. Lv, S. G. Wang, Y. Liu, K. Long, S. Li, Z. D. Zhang // *Wear*. – 2008. – Vol. 264, iss. 7–8. – P. 535–541. – DOI: 10.1016/j.wear.2007.04.010.
20. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel / W. Yan, L. Fang, K. Sun, Y. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 460–461. – P. 542–549. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.094.
21. Raising the heat and wear resistances of hardened carbon steels by friction strengthening treatment / A. V. Makarov, L. G. Korshunov, I. Yu. Malygina, I. L. Solodova // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2007. – Vol. 49, no. 3–4. – P. 150–156. – DOI: 10.1007/s11041-007-0028-3.
22. Твердость, теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упрочненных в условиях трения скольжения / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, И. Л. Солодова, И. Ю. Малыгина // *Деформация и разрушение материалов*. – 2006. – № 4. – С. 26–33.
23. Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементированной стали 20X наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах / В. П. Кузнецов, А. В. Макаров, Н. А. Поздеева, Р. А. Саврай, А. С. Юровских, И. Ю. Малыгина, А. Е. Киряков // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2011. – № 9. – С. 3–13.





24. Tribological aspects in nanostructuring burnishing of structural steels / V. P. Kuznetsov, A. V. Makarov, S. G. Psakhie, R. A. Savrai, I. Yu. Malygina, N. A. Davydova // *Physical Mesomechanics*. – 2014. – Vol. 17, no. 4. – P. 250–264. – DOI: 10.1134/S102995991404002X.
25. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М. : Академкнига, 2007. – 398 с.
26. Stolbovsky A. V. , Popov V. V., Popova E. N. Structure and thermal stability of tin bronze nanostructured by high pressure torsion // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 5. – P. 118–132. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.118-132. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_5\\_2015\\_Stolbovsky\\_A.V.\\_et\\_al.\\_118\\_132.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2015_Stolbovsky_A.V._et_al._118_132.pdf).
27. Shirinkina I. G., Brodova I. G., Astafiev V. V. Thermal stability of the ultrafine amts aluminum alloy after high strain-rate deformation // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 5. – P. 72–79. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.072-079. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_5\\_2015\\_Shirinkina\\_I.G.\\_et\\_al.\\_072\\_079.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2015_Shirinkina_I.G._et_al._072_079.pdf).
28. Strain-induced refinement and thermal stability of a nanocrystalline steel produced by surface mechanical attrition treatment / W. B. Liu, C. Zhang, Z. X. Xia, Z. G. Yang, P. H. Wang, J. M. Chen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 568. – P. 176–183. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.12.090.
29. Microstructure and thermal stability of bulk nanocrystalline alloys produced by surface mechanical attrition treatment / W. Liu, C. Zhang, Z. Yang, Z. Xia // *Applied Surface Science*. – 2014. – Vol. 292. – P. 556–562. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.12.008.
30. Макаров А. В., Поздеева Н. А., Малыгина И. Ю. Повышение микротвердости и теплоустойчивости низкоуглеродистых сплавов железа при наноструктурировании поверхности фрикционной обработкой // *Деформация и разрушение материалов*. – 2010. – № 5. – С. 32–38.
31. Influence of prolonged heating on thermal softening, chemical composition, and evolution of the nanocrystalline structure formed in quenched high-carbon steel upon friction treatment / A. V. Makarov, L. G. Korshunov, R. A. Savrai, N. A. Davydova, I. Yu. Malygina, N. L. Chernenko // *Physics of Metals and Metallography*. – 2014. – Vol. 115, no. 3. – P. 303–314. – DOI: 10.1134/S0031918X14030065.
32. Eddy-current evaluation of wear resistance of case-hardened chromium-nickel 20KhN3A steel / A. V. Makarov, L. Kh. Kogan, E. S. Gorkunov, Yu. M. Kolobylin // *Russian Journal of Non-destructive Testing*. – 2001. – Vol. 37, no. 2. – P. 136–144. – DOI: 10.1023/A:1016775923534.
33. Structure and wear-resistance of steel U8 after laser treatment / L. G. Korshunov, A. V. Makarov, V. M. Schastlivtsev, I. L. Yakovleva, A. L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 1988. – Vol. 66, no. 5. – P. 106–115.
34. Structure and abrasive wear resistance of quenched and tempered hypereutectoid carbon steels / A. V. Makarov, L. G. Korshunov, V. M. Schastlivtsev, I. L. Solodova, I. L. Yakovleva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2004. – Vol. 98, no. 4. – P. 428–443.
35. Гаврилюк В. Г. Распределение углерода в стали. – Киев : Наукова думка, 1987. – 208 с.
36. Formation and evolution of structure-phase states in rails after drawn resource / V. E. Gromov, K. V. Morozov, Yu. F. Ivanov, K. V. Aksenova, O. A. Peregudov, A. P. Semin // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2016. – Iss. 1. – P. 38–44. – DOI: 10.17804/2410-9908.2016.1.038-044. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_1\\_2016\\_Gromov\\_V.E.\\_et\\_al.\\_038\\_044.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_1_2016_Gromov_V.E._et_al._038_044.pdf).
37. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension / A. V. Makarov, R. A. Savrai, N. A. Pozdeeva, S. V. Smirnov, D. I. Vichuzhanin, L. G. Korshunov, I. Yu. Malygina // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 205, iss. 3. – P. 841–852. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.025.
38. Stress and Strain and Damage during Frictional Strengthening Treatment of Flat Steel Surface with a Sliding Cylindrical Indenter / D. I. Vychuzhanin, A. V. Makarov, S. V. Smirnov,



- N. A. Pozdeeva, I. Yu. Malygina // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2011. – Vol. 40, no. 6. – P. 554–560. – DOI: 10.3103/S1052618811050190.
39. Finite element simulation of nanostructuring burnishing / V. P. Kuznetsov, I. Yu. Smolin, A. I. Dmitriev, D. A. Konovalov, A. V. Makarov, A. E. Kiryakov, A. S. Yurovskikh // Physical Me-  
somechanics. – 2013. – Vol. 16, no. 1. – P. 62–72. – DOI: 10.1134/S1029959913010074.
40. Estimation of the quality of strengthening frictional treatment and subsequent tempering of  
eutectoid steel by the eddy-current method / A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, L. Kh. Kogan,  
I. Yu. Malygina // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2009. – Vol. 45, no. 2. –  
P. 133–142. – DOI: 10.1134/S1061830909020089.
41. Голего Н. Л. Схватывание в машинах и методы его устранения. – Киев : Техника,  
1966. – 231 с.