





Received: 26.08.2024
Revised: 03.10.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.030-045

USING THE TRIP EFFECT TO INCREASE ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF STEEL

V. A. Sharapova

*Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeltsin,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620062, Russia*

 <https://orcid.org/0000-0002-0050-2022>  v.a.sharapova@urfu.ru

Email: v.a.sharapova@urfu.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 28, Ekaterinburg, 620062, Russia

Tel.: +7 343 375-4438

The effect of high-temperature quenching on the abrasive wear resistance of iron-carbon-chromium and iron-carbon-manganese steels (1–1.2% carbon and 18% chromium or manganese, 100Kh18 and 120G18) is studied in comparison with an iron-nitrogen-chromium steel (0Kh18A1.2) and on the friction hardening ability of these steels. The study reveals an increase in abrasive wear resistance due to the micro-TRIP effect after high-temperature quenching. It is shown that the wear resistance of the 100Kh18 steel with a metastable austenite structure and carbides after quenching from 1200 °C ($\varepsilon = 3.2$) is three times as high as the wear resistance of the 120G18 stable austenitic steel ($\varepsilon = 1.1$). The studied steels quenched from 1000–1200 °C have abrasive wear resistance exceeding the wear resistance of the 110G13L steel by 20%.

Keywords: TRIP effect, abrasive wear resistance, high-temperature hardening

Acknowledgment

We are grateful to V. M. Blinov and M. V. Kostina (IMET RAS) for the Hadfield steel samples prepared to evaluate wear resistance and to the Institute of Metallurgy, Bulgarian Academy of Sciences, where the 0Kh18A1.2 steel was smelted. The study was supported by a grant under the Priority-2030 program for strategic academic leadership.

References

1. Alimov, V.I., Shtykhno, A.P., and Bairova, I.I. Improving the production of steel parts 110G13L for crushing and grinding equipment. *Resursosberegayushchie Tekhnologii Proizvodstva i Obrabotki davleniem Materialov v Mashinostroenii*, 2021, 3 (36), 50–60. (In Russian).
2. Bolkhovitinov, N.F. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka* [Metal Science and Heat Treatment]. Mashgiz Publ., 1961, 463 p. (In Russian).
3. Song, Z., Pu, Y., Liu, Z., and Wang, B. Analysis of failure of grinding balls during service. *Metal Science and Heat Treatment*, 2022, 64, 127–133. DOI: 10.1007/s11041-022-00772-3.
4. Krivobok, V.N. Investigation on the microstructure of Hadfield manganese steel. *Trans. Amer. Soc. Steel Treat.*, 1929, 15 (6), 893–928.
5. Cheilyakh, Ya.A. and Chigarev, V.V. Development of composition of economically alloyed Fe–Cr–Mn wear-resistant weld steel with regulation of content and metastability of austenite. *Vestnik Priazovskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Seriya: Tekhnicheskie Nauki*, 2011, 22, 103–108. (In Russian).



6. Volkov, S.Yu., Kolokoltsev, V.M., and Potapov, M.G. Relationship between mechanical properties of wear-resistant cast irons and manganese steels. *Liteynoe Proizvodstvo*, 2023, 11, 6–10. (In Russian).
7. Dvoruk, V.I., Borak, K.V., Buchko, I.A., and Kirienko, N.A. Influence of soil type on breaking of low-alloy steels during wear. *Trenie i Iznos*, 2022, 43 (6), 583–593. (In Russian). DOI: 10.32864/0202-4977-2022-43-6-583-593.
8. Rebinder, P.A. *Issledovaniya v oblasti poverkhnostnykh yavlenii* [Investigations in the Field of Surface Phenomena: Proceedings of Tsgintsvetmet]. ONTI Publ., Moscow, 1936, 300 p.
9. Grozin, B.D. Development of friction and wear theory. In: *Trudy soveshchaniya po voprosam teorii treniya i iznashivaniya* [Proceedings of the Session on Friction and Wear Theory]. Izd-vo AN SSSR, Moscow, 1957. (In Russian).
10. Kanaev, A.T., Moldakhmetova, A.E., Kanaev, A.A., Ramazanova, Zh. M., and Sarsembaeva, T.E. About the optimal range of hardness of wheel and rail steel. *Steel in Translation*, 2023, 53, 648–653. DOI: 10.3103/S0967091223070069.
11. Ainbinder, S.B. *Issledovaniya treniya i stsepleniya tverdykh tel* [A Study of Friction and Adhesion of Solids]. Riga, 1966, 109 p. (In Russian).
12. Chukhleba, A.N. Studying the processes of isothermal hardening of gray cast iron and increasing its wear resistance. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 1956, 12, 33–35. (In Russian).
13. Lyadsky, V.B. and Shabalov, V.I. Antifriction properties of manganese cast iron. *Liteynoe Proizvodstvo*, 1964, 12, 30–35. (In Russian).
14. Lyubarsky, I.M. *Povyshenie iznosoustoychivosti tyazhelonagruzhennykh shesteren* [Increasing the Wear Resistance of Heavily Loaded Gears]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1965, 133 p. (In Russian).
15. Blinov, V.M., Glezer, A.M., Bannykh, I.O., Lukin, E.I., Blinova, E.N., Bannykh, O.A., Blinov, E.V., Chernogorova, O.P., Samoiloa, M.A., and Chernenok, D.V. Effect of carbon and nitrogen on energy of stacking faults in austenitic steels. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, 2021, 8, 13–20. (In Russian). DOI: 10.31044/1814-4632-2021-7-13-20.
16. Blinov, V.M., Bannykh, I.O., Lukin, E.I., Bannykh, O.A., Blinov, E.W., Chernogorova, O.P., and Samoiloa, M.A. Effect of substitutional alloying elements on stacking fault energy of austenitic steels. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, 2021, 5, 11–17. (In Russian). DOI: 10.31044/1814-4632-2021-5-11-17.
17. Wang, Z. and Beese, A.M. Effect of chemistry on martensitic phase transformation kinetics and resulting properties of additively manufactured stainless steel. *Acta Materialia*, 2017, 131, 410–422. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.04.022.
18. Malinov, L.S., Malinov, V.L., Malysheva, I.E., and Burova, D.V. Principle universality of obtaining metastable austenite in the alloy and cast iron structure to increase the abrasive wear resistance. *Journal of Friction and Wear*, 2022, 43, 185–190. DOI: 10.3103/s1068366622030102.
19. Kostina, M.V., Bannykh, O.A., and Blinov, V.M. Special Features of Steels Alloyed with Nitrogen. *Metal Science and Heat Treatment*. 2000, 42, 459–462. DOI: 10.1023/A:1010479914464.
20. Speidel, M.O. From high-nitrogen steels (HNS) to high-interstitial alloys (HIA). In: Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2003), March 26–28, 2003, vdf Hochschulverlag AG an der ETH, Zürich, 2003, pp. 1–8.
21. Bannykh, O.A., Blinov, V.M., Kostina, M.V., Filippov, M.A., Khadyev, M.S., Nemirovskiy, Yu.R., and Belozeroa, T.A. Relationship between the wear resistance and the phase composition and mechanical properties of new high-nitrogen ferrochrome alloys. *Metally*, 2000, 2, 57–64. (In Russian).
22. Druzhinina, M.E., Sevalnev, G.S., Romanenko, D.N., Kadyrov, R.U., and Maksimov, A.V. Study of frictional interaction of high-nitrogen austenitic steel under dry sliding friction conditions. In: *XV Vserossiyskaya Conferentsiya Molodykh Uchenykh i Spetsialistov* [The XV All-Russian Conference of Young Scientists and Specialists on The Future of Mechanical Engineering



- of Russia, Moscow, September 21–24, 2022, vol. 1]. Izd-vo MGTU im. N.E. Baumana, Moscow, 2022, pp. 201–207. (In Russian).
23. Blinov, V.M., Elistratov, A.V., Kolesnikov, A.G., Rakhshadt, A.G., Plokhikh, A.I., Morozova, E.I., and Kostina, M.V. Effect of heat treatment on the structural transformations and properties of high-nitrogen chromium steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 2000, 42, 221–225. DOI: 10.1007/BF02471315.
 24. Kostina, M.V., Rigina, L.G., and Muradyan, S.O. Materials for the Arctic. Corrosion-resistant high-strength cold-resistant cast austenitic steel for parts and structures used in high latitudes and on the shelf. *Delovoy Zhurnal Neftegaz.RU*, 2021, 11 (119), 46–51. (In Russian).
 25. Filippov, M.A., Belozerova, T.A., Blinov, V.M., Kostina, M.A., and Valkov, E.V. Effect of heat treatment on the wear resistance of high-carbon and high-nitrogen steels subjected to abrasive wear. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, 48, 170–174. DOI: 10.1007/s11041-006-0064-4.
 26. Kostina, M.V., Rigina, L.G., Muradyan, S.O., Ilyinsky, A.I., and Kostina, V.S. Properties of austenitic, heavily alloyed, high-nitrogen steels made by various casting, special electrometallurgy, and hot deformation methods. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2022, 2022, 559–56. DOI: 10.1134/S0036029522060131.
 27. Kudryashov, A.E., Kostina, M.V., Muradyan, S.O., Rigina, L.G., and Kostina, V.S. Structure, mechanical properties and cold resistance of cast nitrogen-containing high-strength austenitic steel. *Liteynoe Proizvodstvo*, 2022, 11, 18–20. (In Russian).
 28. Kostina, M.V., Rigina, L.G., and Kudryashov, A.E. Phase transformations in nitrogen-containing steels based on 13% Cr. *Metally*, 2024, 2, 52–63. (In Russian). DOI: 10.31857/S0869573324025263.
 29. Filippov, M.A., Sharapova, V.A., Shveikin, V.P., Nikiforova, S.M., Plotnikov, G.N., and Estemirova, S.Kh. Chrome cast irons wear resistance improving by heat treatment. *Liteyshchik Rossii*, 2020, 8, 35–40. (In Russian).
 30. Belousov, G.S. Properties of ferromanganese austenite doped with nitrogen to superequilibrium concentrations. *Problemy Chernoy Metallurgii i Materialovedeniya*, 2021, 2, 56–59. (In Russian).
 31. Makarov, A.V., Savrai, R.A. Pozdejeva, N.A. Smirnov, S.V., Vichuzhanin, D.I., Korshunov, L.G., and 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. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 205 (3), 841–852. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.025.
 32. Savrai, R.A., Makarov, A.V., Malygina, I.Yu., and Volkova, E.G. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 734, 506–512. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.099.
 33. Makarov, A.V., Korshunov, L.G., and Vykhodets, V.B. Effect of hardening friction treatment on the chemical composition, structure and tribological properties of high-carbon steel. *Physics of Metals and Metal Science*, 2010, 110 (5), 530–544. DOI: 10.1134/S0031918X10110116.
 34. Makarov, A.V., Korshunov, L.G., Malygina, I.Yu., and Osintseva, A.L. Effect of laser hardening and subsequent heat treatment on the structure and wear resistance of carburized steel 20KhN3A. *Physics of Metals and Metal Science*, 2007, 103 (5), 536–548. DOI: 10.1134/S0031918X07110129.
 35. Korshunov, L.G. and Chernenko, N.L. The structural and tribological effects initiated by friction in austenitic chrome-nickel steel. In: XXV Uralskaya shkola mtalovedov-termistov “Aktualnye Problemy Fizicheskogo Metallovedeniya Staley i Splavov” [Actual Problems of Physical Metal Science and Alloys, Ekaterinburg, February 3–7, 2020: Abstracts]. Izd-vo Uralskogo Universiteta, 2020, pp. 157–159. (In Russian).



36. Hwang, B., Lee, T.-H., Park, S.-J., Oh, C.-S., and Kim, S.-J. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr–10Mn austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528 (24), 7257–7266. DOI: 10.2355/isijinternational.36.901.
37. Yuan, Z., Dai, Q., Cheng, X., Chen, K., and Xu, W. Impact properties of high-nitrogen austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 475, 202–206. DOI: 10.1016/j.msea.2007.04.122.
38. Wang, S., Yang, K., Shan, Y., and Li, L. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen–alloyed austenitic stainless steels. *Materials Science & Engineering A*, 2008, 490 (1–2), 95–104. DOI: 10.1016/j.msea.2008.01.015.
39. Efros, N.B., Korshunov, L.G., Efros, B.M., Dmitrenko, V.Yu., and Varyukhin, V.N. Wear resistance and structural modification of the surface layer of high-chromium martensitic alloys under abrasive action and sliding friction. *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, 2014, 24 (3–4), 129–139. (In Russian).
40. Filippov, M.A., Litvinov, V.S., and Nemirovskii, Yu.R. *Stali s metastabilnym austenitom* [Steels with Metastable Austenite]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1988, 257 p. (In Russian).



Подана в журнал: 26.08.2024
УДК 621.785.6
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.030-045

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ TRIP-ЭФФЕКТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛИ

В. А. Шарапова

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

<https://orcid.org/0000-0002-0050-2022> v.a.sharapova@urfu.ru

Электронная почта: v.a.sharapova@urfu.ru
Адрес для переписки: ул. Мира, д. 28, г. Екатеринбург, 620062, Россия
Телефон: +7 (343) 375-44-38

Изучено влияние высокотемпературной закалки на абразивную износостойкость сталей систем «железо – углерод – хром» и «железо – углерод – марганец» с близким количеством легирующих элементов (1–1,2 % углерода и 18 % хрома или марганца, 100X18 и 120Г18) в сравнении со сталью системы «железо – азот – хром» (0X18A1.2) и на способность этих сталей к фрикционному упрочнению. Обнаружено повышение сопротивления абразивному изнашиванию за счет микро-TRIP-эффекта после высокотемпературной закалки. Показано, что износостойкость стали 100X18 со структурой метастабильного аустенита и карбидами после закалки от 1200 °С ($\epsilon = 3,2$) в три раза выше износостойкости стабильной аустенитной стали 120Г18 ($\epsilon = 1,1$). Исследованные стали, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л на 20 %.

Ключевые слова: TRIP-эффект, абразивная износостойкость, высокотемпературная закалка

1. Введение

Для работы в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания (бронешитовые плиты дробильно-размольного оборудования, траки гусеничных машин, скреперы и бульдозеры) используют высокомарганцевую сталь аустенитного класса 110Г13Л [1]. Сталь Гадфильда подвергают закалке в воде с 1050–1170 °С, поэтому в готовых деталях она имеет аустенитную структуру и целесообразна к применению, когда износ происходит при высоком удельном давлении. Против же чисто абразивного износа (например, сопла пескоструйных аппаратов, где с большими скоростями и небольшим давлением проходит песок) эта сталь является недостаточно стойкой [2, 3]. Аустенитная структура стали Гадфильда, стабильная при комнатной температуре, при более высоких или более низких температурах неустойчива. При нагревании до 400 °С заметно падает пластичность, хотя изменений структуры при кратковременном нагреве не наблюдается [4]. Марганец в составе стали расширяет γ -область, но способствует росту зерен аустенита и склонности стали к перегреву [5]. На протяжении полувека критерии выбора износостойких материалов и режимов их термической обработки для борьбы с такими видами изнашивания – одна из важнейших проблем металловедения [6].

Существует мнение, что износостойкая структура, оптимальная для конкретных условий трения, является гетерогенной и может возникать только в ходе самого процесса трения (во время приработки), путем упрочнения активных слоев металла по мере их износа за счет наклепа, фазовых превращений или диффузионных процессов [7]. Этим объясняется многолетний научный поиск в области составов нестабильных аустенитных сталей. В 1936 г.



П. А. Ребиндер докладывал, что образование адсорбционной пленки при трении понижает твердость металла, определяемую как работу его диспергирования (эффект адсорбционного понижения твердости) [8]. Поэтому для некоторых деталей целесообразно создать гетерогенную структуру, где пониженная твердость на поверхности изнашивания будет компенсироваться упрочнением в процессе эксплуатации при протекании TRIP-эффекта в тонком слое рабочей поверхности детали. Упрочнение материалов при трении способствует ограничению процессов схватывания [9–11], т. е. износостойкость сталей и сплавов может в значительной степени определяться их способностью к контактному упрочнению.

Результаты, свидетельствующие о том, что образование мартенсита деформации в поверхностных слоях материалов при трении обуславливает их повышенную износостойкость, были получены при испытаниях на износ ряда сталей и чугунов [12, 13]. Упрочнение нестабильных аустенитных сталей при холодной пластической деформации может быть более интенсивным, чем в стали Гадфильда, при меньшем содержании в них углерода [14–17]. В настоящее время в высокоразвитых странах активно идет разработка азотистых нержавеющей сталей, одним из основных преимуществ которых по сравнению с традиционными аналогами является более высокая прочность. Установлено, что введение 1 % дешевого азота, добываемого из воздуха, оказывает такое же действие на сопротивление коррозии стали, как 30 % хрома, получаемого при неэкологичной разработке природных месторождений. Поскольку добавление 1 % углерода понижает точку M_n значительно сильнее, чем 1 % любого легирующего элемента, для сравнения с азотистой сталью 0X18A1.2 выбрали высокоуглеродистую хромистую сталь 100X18. Изучение эксплуатационных возможностей азотистых сталей в качестве износостойких материалов считается перспективным направлением научного поиска составов сталей с высокой способностью к деформационному упрочнению [18–22].

В связи с этим проведено исследование влияния высокотемпературной закалки в широком интервале температур нагрева на способность к деформационному упрочнению, сопровождающемуся TRIP-эффектом, в сталях системы «железо – углерод – хром» и «железо – углерод – марганец» с близким количеством легирующих элементов (1–1,2 % углерода и 18 % хрома или марганца) к стали системы «железо – азот – хром» (0X18A1.2), а также на их сопротивление абразивному изнашиванию.

2. Материал и методика

Стали 100X18 и 120Г18 выплавляли в индукционной печи с основной футеровкой емкостью 30 кг и отливали в слитки диаметром 60 мм, которые ковали в прутки сечением 12 × 12 мм. Сталь 0X18A1.2 выплавляли в индукционной печи под высоким давлением азота, слитки массой 20 кг ковали в прутки сечением 12 × 12 мм. Выбор температур нагрева под закалку в интервале температур от 900 до 1200 °С осуществляли с учетом диаграмм состояния Fe–Cr–C, Fe–Cr–N, Fe–Mn–C (табл. 1). Образцы размером 10 × 10 × 25 мм изготавливали из заготовок, закаленных от разных температур в воде.

Таблица 1

Химический состав стали, масс. %

Сплав	C	Mn	Cr	Ni	Si	N
0X18A1.2*	0,04	0,42	18,42		0,4	1,22
100X18	0,98	0,55	18,36	0,3	0,35	
120Г18	1,22	17,9	0,35		0,68	
110Г13Л	1,1	13	0,2	0,25	0,3	

*Образцы предоставлены ИМЕТ РАН им. А. А. Байкова. S, P < 0,03 %



Рентгенофазовый анализ проводили на шлифах после электролитической полировки в универсальном электролите. Экспериментальные данные обрабатывались с использованием программного пакета Shimadzu на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 (медное $K\alpha$ -излучение, угловой диапазон – 35–120°, шаг – 0,02°, время на точку – 1,5 с). Профилометрия выполнена на оптическом профилометре Wyko NT 1100 в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Погрешность метода – 5 %. Твердость и микротвердость определяли по ГОСТ 9013-59 и ГОСТ 2999-75.

Износостойкость оценивалась при испытании образцов на трение по закрепленному абразиву на установке на базе строгального станка. Образцы с площадью рабочей части 10 × 10 мм совершали возвратно-поступательные движения по абразивной бумаге 14A32MH481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Нагрузка на образец составляла 10 кг (удельная нагрузка – 1 МПа). По результатам двух испытаний определялось среднее значение абразивной стойкости (эталон – аустенитная сталь 110Г13Л после закалки от 1050 °С в воде, твердость – 22 HRC). Сравнение результатов испытаний проводилось в относительных единицах:

$$\varepsilon = \frac{\Delta M_0}{\Delta M_3} \quad (1)$$

где ε – относительная износостойкость; ΔM_0 – потеря массы образца; ΔM_3 – потеря массы (0,56 г) эталона.

3. Результаты и обсуждение

Влияние температуры нагрева под закалку на твердость стали 100X18 описывается неоднозначной зависимостью: при повышении от 900 до 1000 °С твердость относительно немного возрастает от 52 до 57 HRC, а в результате нагрева до 1100 и 1200 °С резко снижается до 40 HRC. Такая зависимость с максимумом при 1000 °С обусловлена взаимодействием двух основных, противоположно направленных факторов: прогрессирующее по мере повышения температуры закалки растворение вторичных карбидов и насыщение твердого раствора углеродом и хромом приводит сначала к некоторому повышению твердости, а вследствие увеличения количества остаточного аустенита до 20 % и выше, почти до 90 %, – к снижению твердости (рис. 1 а).

В отличие от твердости абразивная износостойкость заметно возрастает в результате повышения температуры нагрева под закалку до значений, превышающих 1000 °С (рис. 1 а). Это сопровождается уменьшением количества остаточного аустенита до 40 % на рабочей поверхности после изнашивания образцов, закаленных от температур 1100 и 1200 °С, что указывает на метастабильность остаточного аустенита вследствие развития $\gamma \rightarrow \alpha$ деформационного превращения в процессе царапания и микрорезания абразивными частицами при трении. Рост износостойкости обусловлен наиболее интенсивной (из сталей, изученных в данном разделе) способностью метастабильного аустенита к фрикционному упрочнению, и, как следствие, увеличением количества углеродистого α -мартенсита на поверхности износа по мере повышения температуры нагрева под закалку (рис. 1 а). Максимум износостойкости у стали 100X18 обеспечивается закалкой от 1200 °С.

В высокоазотистой стали 0X18A1.2 также наблюдается рост твердости от 45 до 50 HRC при повышении температуры нагрева под закалку от 900 до 1000 °С. В результате нагрева до 1200 °С происходит снижение твердости до 37 HRC (рис. 1 б).

Закалка от 900 °С не обеспечивает полного образования аустенита, который превращается почти полностью в мартенсит при охлаждении с сохранением некоторого количества исходной ферритно-нитридной смеси. Температуры нагрева 1000 и тем более 1100 °С достаточны для перехода феррита в аустенит, однако часть нитридов сохраняется в процессе нагрева в аустените, высокое содержание хрома и азота в котором обуславливает резкое

снижение температуры M_n и соответствующее увеличение количества остаточного аустенита при охлаждении.

Такая зависимость с максимумом при 1000 °С обусловлена взаимодействием двух основных, противоположно направленных факторов: растворение нитридов в аустените, прогрессирующее по мере увеличения температуры нагрева под закалку свыше 1000 °С, и рост микротвердости высокоазотистого мартенсита, с одной стороны, и повышение количества микронеоднородного остаточного аустенита, с другой, приводит к тому, что твердость стали растет в интервале температур закалки от 900 до 1000 °С, а с увеличением температуры до 1200 °С снижается (рис. 1 б).

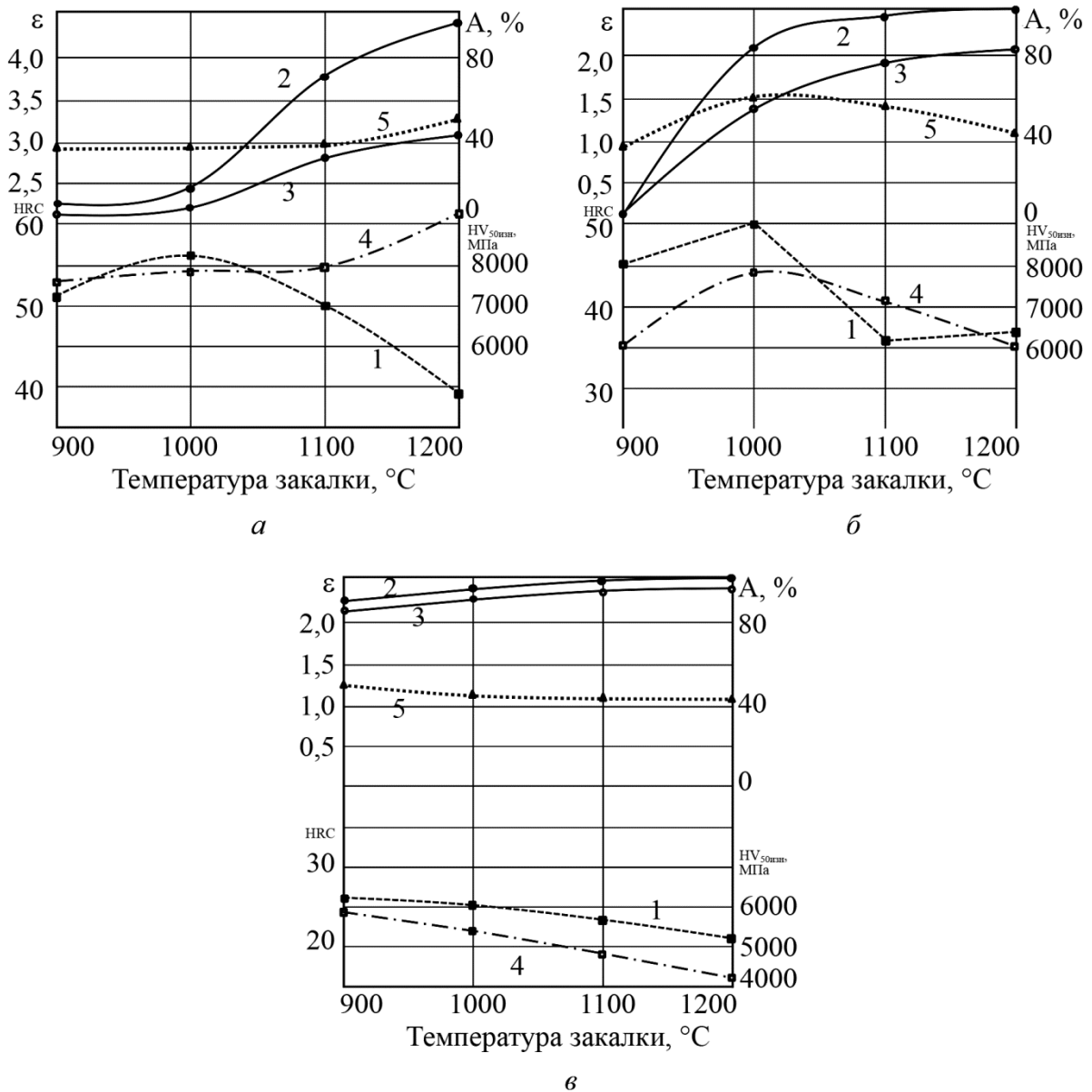


Рис. 1. Влияние температуры закалки на свойства сталей 100X18 (а), 0X18A1.2 (б) и 120Г18 (в): 1 – твердость, HRC; 2 – количество аустенита до изнашивания, %; 3 – количество аустенита после изнашивания, %; 4 – микротвердость рабочей поверхности после изнашивания HV_{50изн}, МПа; 5 – относительная износостойкость, ε

Результаты, приведенные на рис. 1 а и б, указывают на корреляцию между максимальными значениями абразивной износостойкости и микротвердости на рабочей поверхно-

сти сталей 0X18A1.2 и 100X18 после изнашивания, причем обе характеристики второй стали выше, чем первой, то есть способность к фрикционному упрочнению рабочей поверхности при абразивном изнашивании у стали 100X18 наибольшая. Поэтому для сравнительной оценки сопротивления изнашиванию исследуемых сталей целесообразно использовать величину эффективной микротвердости ($HV_{эфф.}$), которая складывается из исходной микротвердости (HV_0) и прироста микротвердости (ΔHV) на рабочей поверхности: $HV_{эфф.} = HV_0 + \Delta HV$ [26]. Эффективная микротвердость, в отличие от отдельных значений механических свойств, учитывает, наряду с исходной микротвердостью, также и упрочнение поверхностного слоя, создаваемое фазовыми превращениями в процессе изнашивания и деформационное упрочнение присутствующих и вновь образующихся фаз, в частности упрочнение от образования фрикционного мартенсита.

Роль $HV_{эфф.}$ в оценке износостойкости видна и на примере высокотемпературной закалки стали 100X18: после закалки от 1200 °С сталь имеет минимальную твердость, однако наибольшее сопротивление абразивному изнашиванию. Это связано с высокой способностью метастабильного углеродисто-хромистого аустенита к фрикционному упрочнению рабочей поверхности образцов, составляющему >500 МПа (рис. 1 а), сопровождающемуся TRIP-эффектом и релаксацией напряжений. После закалки от 900 °С сталь 120Г18 уже имеет в основном структуру аустенита с твердостью 26 HRC (рис. 2), однако на значительной части границ аустенитных зерен имеются цепочки выделений относительно крупных карбидов, окруженных более мелкими карбидами. С увеличением температуры нагрева под закалку выше 1000 °С (рис. 2) мелкие карбиды растворяются, крупные уменьшаются в размерах и остаются лишь в тех участках границ, где были расположены наиболее крупные карбиды. Легированный марганцем цементит легче растворяется в аустените, чем хромистые карбиды в стали 100X18: в структуре стали 120Г18, закаленной от 1100 °С в воде, карбиды отсутствуют (рис. 2 д). В результате дальнейшего повышения температуры нагрева под закалку до 1200 °С в структуре не происходит заметных изменений, в отдельных участках наблюдается тенденция к увеличению размера зерен (рис. 2), а твердость снижается до 22 HRC.

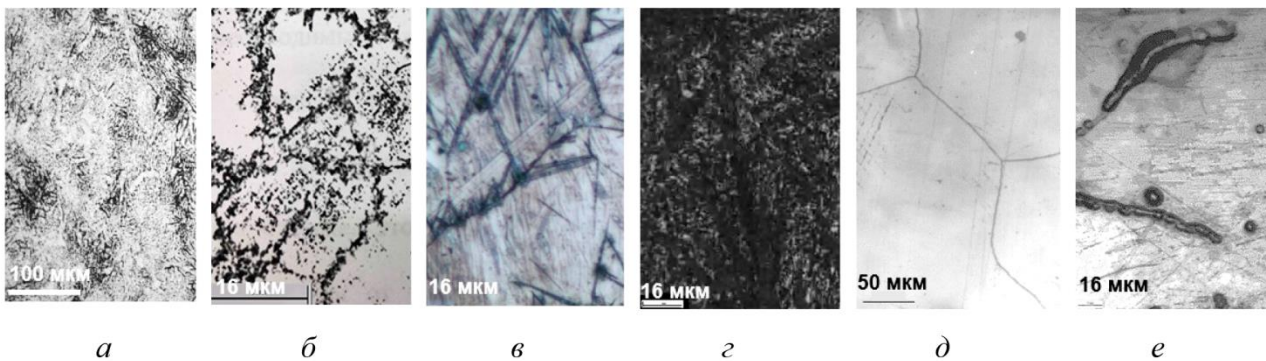


Рис. 2. Микроструктура сталей после закалки от 1200 °С 0X18A1.2 (а), 100X18 (в) и 120Г18 после закалки от 1100 °С (д); после закалки от 900 °С: 0X18A1.2 (б), 100X18 (г), 120Г18 (е)

Стабильный марганцевый аустенит стали 120Г18, имеющий низкую энергию дефектов упаковки, в процессе холодной пластической деформации обладает относительно хорошей способностью к наклепу [29, 30]. Однако эта сталь хуже сопротивляется абразивному изнашиванию по сравнению с метастабильными аустенитными сталями 0X18A1.2 и 100X18, поскольку в ней не проявляется TRIP-эффект, вызванный деформационным мартенситным превращением. Она имеет абразивную износостойкость, лишь на 10 % превышающую такую для стали 110Г13Л, принятую за единицу (рис. 1 в).

В работах [31, 32] показано, что можно оценивать влияние термообработки, предшествовавшей фрикционной обработке [33], путем профилометрии рельефа поверхности. Обра-

зование мартенсита деформации в структурно нестабильных сталях при трении и ориентированное расположение его пластин препятствуют развитию пластической деформации аустенитной матрицы как в направлении трения, так и в направлении, нормальном к поверхности трения, что ограничивает протекание процессов схватывания и глубинного вырывания, о чем свидетельствуют данные профилометрии (рис. 3). Видно, что после высокотемпературной закалки хромистой и азотистой сталей (рис. 3 *а* и *б*) глубина царапин меньше, чем в результате испытаний на изнашивание после низкотемпературной закалки (рис. 3 *в* и *г*). В азотистой стали в процессе абразивного изнашивания глубина рабочего слоя поверхности, закаленной от 1200 °С, составляет не более 3 мкм (рис. 3 *а*), в то время как после низкотемпературной закалки – до 6 мкм (рис. 3 *в*).

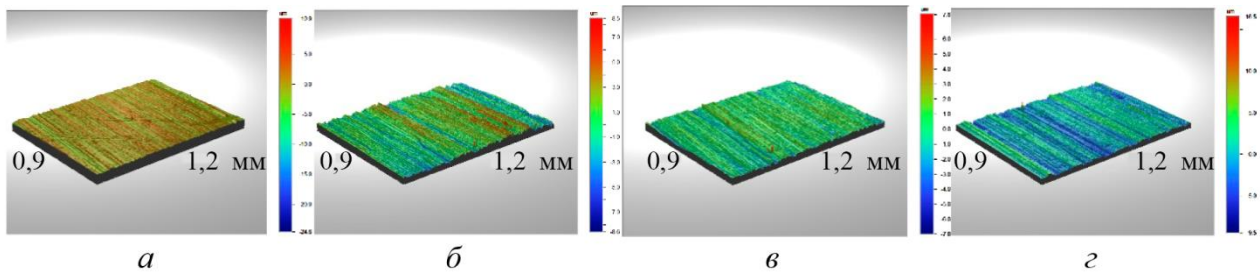


Рис. 3. Трехмерное изображение профиля шероховатой поверхности после испытаний на абразивное изнашивание закаленных от 1200 °С образцов стали 0X18A1.2 (*а*), стали 100X18 (*б*); закаленных от 900 °С образцов стали 0X18A1.2 (*в*), стали 100X18 (*г*)

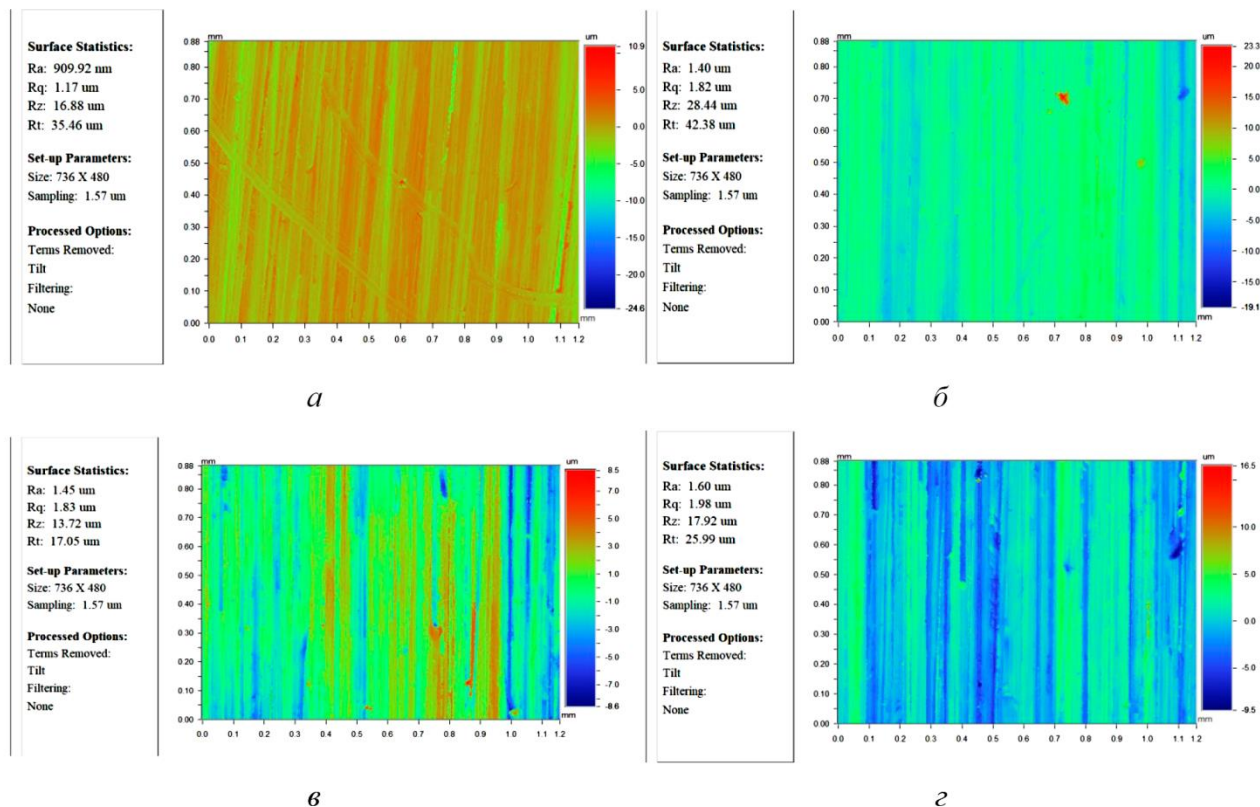


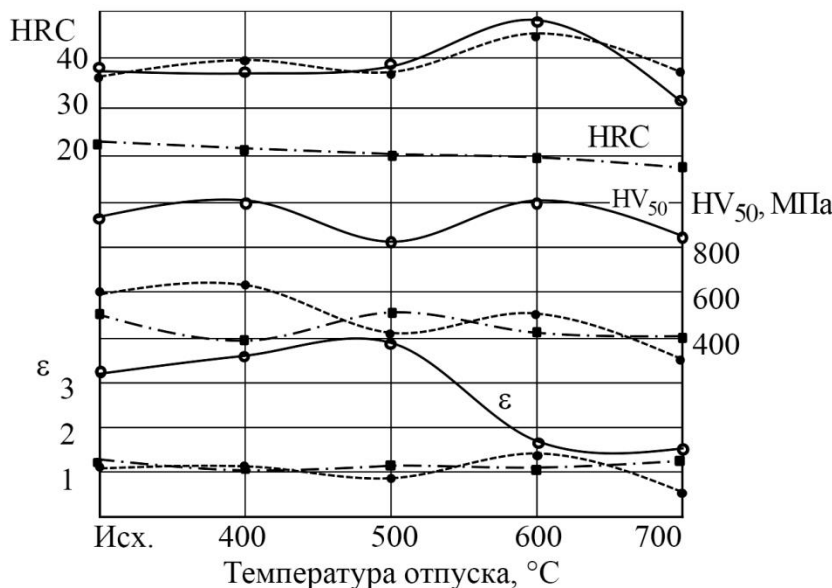
Рис. 4. Параметры профиля шероховатой поверхности после испытаний на абразивное изнашивание закаленных от 1200 °С сталей 0X18A1.2 (*а*), 100X18 (*б*) и закаленных от 900 °С сталей 0X18A1.2 (*в*), 100X18 (*г*): Ra – среднее арифметическое отклонение профиля; Rz – высота неровностей профиля по десяти точкам; Rq – среднее квадратическое значение отклонений профиля в пределах базовой длины; Rt – полная высота профиля шероховатости

Глубина слоя поверхности, вовлекаемого в процесс изнашивания, после высокотемпературной закалки меньше, а это позволяет сделать вывод, что в результате низкотемпературной закалки механизм царапания (рис. 3 а) сменяется микрорезанием [34], поэтому абразивная износостойкость сталей снижается, что подтверждается увеличением параметров шероховатости (рис. 4).

Таким образом, высокий уровень упрочнения рабочей поверхности сталей 0X18A1.2 и 100X18 после изнашивания, обусловленный превращением метастабильного азотисто-хромистого и особенно углеродисто-хромистого аустенита в мартенсит деформации с наличием карбидов, обеспечивает хорошую абразивную износостойкость этих сталей. В свою очередь, уровень фрикционного упрочнения позволяет оценить относительную износостойкость сталей [26, 27]. Исследованные стали 0X18A1.2 и 100X18, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л на 25 %.

Зависимости твердости изученных сталей от температуры отпуска (рис. 5 а) существенно отличаются, что определяется термической стабильностью аустенита, его склонностью к карбидо- или нитридообразованию при повышении температуры.

Твердость стали 0X18A1.2 после закалки, имеющей аустенитную структуру, составляет 37 HRC (рис. 5 а), что значительно превышает твердость стабильного углеродистого марганцевого аустенита (22 HRC). Изменение твердости стали 0X18A1.2 с повышением температуры отпуска от 400 до 700 °С определяется полнотой процессов распада пересыщенного твердого раствора – азотисто-хромистого аустенита (рис. 2 а). По данным работы [23], аустенит в сталях Fe–18%Cr, содержащих не менее 0,9 % Ni, не является однородным твердым раствором, а представляет собой высокодисперсную регулярную структуру, состоящую из отдельных кластеров, обогащенных атомами хрома и азота. Отпуск закаленной стали 0X18A1.2 подробно описан с точки зрения структурных превращений в работах [18, 19, 26].



а

б

Рис. 5. Зависимость твердости HRC, микротвердости рабочей поверхности HV_{50изн}, МПа и относительной износостойкости ε от температуры отпуска (τ_{отп} = 2 ч) сталей 100X18 (o), 0X18A1.2 (●), 120Г18 (▪), исходное состояние – закалка от 1100–1200 °С (а); микроструктура стали 0X18A1.2 после закалки от 1200 °С и отпуска при 700 °С (б)

Нагрев на 300–400 °С вызывает повышение твердости на 2–5 единиц HRC. Этот факт может быть обусловлен перераспределением атомов азота в кристаллической решетке



[35–38]. Несущественно понижает твердость увеличение температуры отпуска до 500 °С. Увеличение твердости в результате отпуска при 600 °С связано с дисперсионным твердением, сопровождающимся выделением дисперсных нитридов хрома сферической формы типа CrN, и ячеистым распадом аустенита с образованием двухфазных колоний ($\alpha + Cr_2N$), т. е. образованием дисперсной ферритно-нитридной смеси (ФНС) [26]. Данные [21] об отсутствии эффекта дисперсионного твердения можно объяснить, по-видимому, недостаточным временем отпуска (1 ч) хромисто-азотистого аустенита. После отпуска при 700 °С твердость несколько снижается (до 37 HRC) вследствие полного превращения аустенита в ферритно-нитридную структуру перлитного типа, образованную двухфазными колониями ($\alpha + Cr_2N$), и укрупнения нитридной фазы (рис. 5 б). Однако после отпуска при 700 °С значения твердости стали 0X18A1.2 остаются на более высоком уровне, чем у стали 120Г18 (рис. 5 а).

Структура стали 100X18 после закалки от 1200 °С состоит из γ -твердого раствора, обогащенного Cr и C, и не полностью растворенных карбидов $(Fe,Cr)_7C_3$, что обеспечивает сравнительно высокую твердость, 38 HRC (рис. 5 а). Хромистая сталь 100X18, как и все стали, легированные карбидообразующими элементами, затрудняющими процесс диффузионного обмена атомов местами, характеризуется повышенной устойчивостью аустенита при отпуске (рис. 5 а). При низких температурах отпуска образуются менее устойчивые карбиды, поскольку выделяющийся из аустенита углерод соединяется с непосредственно окружающими его атомами железа. Для образования более устойчивого карбида хрома необходима более значительная степень диффузии атомов хрома [35].

При нагреве до 500–600 °С, вероятно, обеспечивается достаточная подвижность атомов углерода и легирующих элементов. При этом аустенит (вследствие высокого сродства хрома и углерода) обедняется не только углеродом, но и хромом, поэтому его стабильность уменьшается (мартенситная точка повышается). Ранее выделившийся карбид железа частично или полностью превращается в дисперсный специальный карбид. Интенсивное развитие процесса выделения или образования специального карбида приводит к вторичному повышению твердости стали 100X18. Кроме того, в объемах, непосредственно примыкающих к выделившимся карбидам и обедненным углеродом и хромом, можно ожидать образование мартенсита при охлаждении [39]. При температуре отпуска 600 °С кривая твердости имеет максимум, соответствующий 46 HRC, что связано с развитием дисперсионного твердения аустенита за счет выделения дисперсных карбидов типа $(Fe,Cr)_{23}C_6$, $(Fe,Cr)_7C_3$ и эффектом вторичной закалки. При дальнейшем повышении температуры отпуска происходит укрупнение специальных карбидов и завершение распада аустенита на феррит и ферритно-карбидную смесь. После отпуска при 700 °С твердость стали 100X18 снижается до 32 HRC (рис. 5 а), в структуре наблюдается троостит отпуска и отвечающий равновесному состоянию карбид хрома $(Fe,Cr)_{23}C_6$.

Процессы диффузии углерода в аустените закаленной от 1200 °С стали 120Г18 с повышением температуры отпуска до 300–400 °С активизируются, что ведет к расслоению твердого раствора. Значительных изменений в структуре аустенита обнаружено не было. Твердость стали 120Г18, как видно из рис. 5, при повышении температуры отпуска до 400 °С практически не меняется. Нагрев при отпуске до 700 °С приводит к некоторому снижению твердости. В этом интервале температур обедняется углеродом исходно крупнозернистый аустенит, и углерод выделяется по границам в виде карбидов, частично распадается аустенит при охлаждении на ферритно-карбидный эвтектоид. При этом генезис изменения износостойкости этих сталей различен. Такое поведение стали 120Г18 объясняется стабилизирующим действием повышенного содержания марганца на аустенит, так как в стали 110Г13Л с меньшим содержанием марганца отпуск при 500–600 °С в течение 2 ч уже вызывает повышение твердости, обусловленное частичным превращением аустенита в ферритно-карбидную смесь. Легирование марганцем увеличивает термическую стабильность после отпуска при температурах до 500 °С, в то время как сталь 0X18A1.2 имеет наибольшую износостойкость после отпуска при нагреве до 600 °С [35].



После закалки от 1200 °С сталь 0X18A1.2 имеет износостойкость, превосходящую износостойкость образцов стали 110Г13Л на 25 %. Сохранение более высокой износостойкости наблюдается и при температурах отпуска до 600 °С. При температуре отпуска 700 °С наблюдается одновременное падение твердости и износостойкости, износостойкость стали со структурой ФНС составляет 0,8 от закаленной стали 110Г13Л.

Количество α' -мартенсита деформации, определенное методом рентгеновского фазового анализа, составляет на рабочей поверхности образцов стали 0X18A1.2 от 10 до 16 %, тогда как на рабочей поверхности образцов стали 110Г13Л обнаруживается не более 5 % мартенсита. Микротвердость поверхности азотистой стали – свыше 6000 МПа, сталь 110Г13Л имеет среднюю микротвердость на поверхности изнашивания 5840 МПа [40]. Значения относительной износостойкости коррелируют лучше, чем с твердостью, со значениями микротвердости рабочей поверхности образцов после испытаний на изнашивание (рис. 5, а). Так, низкая износостойкость при температуре старения 500 °С соответствует минимуму на кривых микротвердости, некоторое повышение износостойкости сопровождается и увеличением микротвердости, а минимальная износостойкость структуры ФНС после отпуска при температуре 700 °С обусловлена низкой способностью смеси этих фаз к фрикционному упрочнению.

4. Заключение

Износостойкость стали 100X18 со структурой метастабильного аустенита и карбидами после закалки от 1200 °С ($\epsilon = 3,2$) в три раза выше износостойкости стабильной аустенитной стали 120Г18 ($\epsilon = 1,1$). Исследуемые стали, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л на 20 %.

В отличие от хромистой, высокоазотистая сталь 0X18A1.2 максимальную износостойкость приобретает после неполной закалки в воде от температуры 1000 °С в трехфазном состоянии (метастабильный аустенит, мартенсит и нитриды). Твердость при этом также имеет максимальное значение порядка 50 HRC.

Износостойкость структурно стабильной стали 120Г18 имеет слабо выраженную зависимость от температуры закалки, поскольку стабильный аустенит не склонен к деформационному превращению, сопровождающемуся TRIP-эффектом и релаксацией напряжений. Твердость с ростом температуры закалки несколько снижается с 26 до 22 HRC.

Данные профилометрии показывают, что после низкотемпературной закалки с ростом глубины вовлекаемого слоя поверхности происходит отделение большего количества частиц износа, и абразивная износостойкость стали страдает, т. к. увеличивается глубина царапин, происходит сьем материала с большей глубины, а механизм царапания сменяется микрорезанием. На рабочей поверхности изнашивания образцов из азотистой и хромистой стали не происходит релаксации напряжений в отсутствие TRIP-эффекта из-за недостаточного количества метастабильного аустенита, образованного низкотемпературной закалкой.

В процессе изнашивания происходит деформационный динамический отпуск образующегося мартенсита деформации, степень развития которого уменьшается в легированном хромом азотистом мартенсите, на что указывает замедление темпа снижения твердости этой стали и переводит сталь в разряд полутеплостойких.

После закалки от 1200 °С сталь 0X18A1.2 имеет износостойкость, превосходящую износостойкость образцов стали 110Г13Л на 25 %. Микротвердость поверхности азотистой стали выше 6000 МПа, сталь 110Г13Л имеет среднюю микротвердость на поверхности изнашивания 5840 МПа, что весьма перспективно для производства из нее деталей, способных к деформационному упрочнению поверхности в процессе эксплуатации.

Нагрев стали 0X18A1.2 при отпуске до 300–400 °С вызывает повышение твердости на 2–5 единиц HRC. В результате отпуска при 600 °С твердость вырастает до 48 HRC, что является следствием процесса дисперсионного твердения. После отпуска при 700 °С твердость



несколько снижается (до 37 HRC). Подобным образом ведет себя при отпуске и сталь 100X18.

Благодарность

Авторы выражают благодарность В. М. Блинову и М. В. Костиной (ИМЕТ РАН) за образцы стали Гадфильда для оценки износостойкости, а также Институту металлургии Болгарской академии наук, где выплавлялась сталь 0X18A1.2. Работа выполнена при поддержке гранта № ППТС48С4И12.2-23/8 программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».

Литература

1. Алимов В. И., Штыхно А. П., Баирова И. И. Совершенствование производства деталей из стали 110Г13Л для дробильно-размольного оборудования // Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении. – 2021. – № 3 (36). – С. 50–60.
2. Болховитинов Н. Ф. Металловедение и термическая обработка. – 5-е изд., доп. и перераб. – М. : Машгиз, 1961. – 463 с.
3. Analysis of failure of grinding balls during service / Z. Song, Y. Pu, Z. Liu, B. Wang // Metal Science and Heat Treatment. – 2022. – Vol. 64. – P. 127–133. – DOI: 10.1007/s11041-022-00772-3.
4. Krivobok V. N. Investigation on the microstructure of Hadfield manganese steel // Trans. Amer. Soc. Steel Treat. – 1929. – Vol. 15 (6). – 893–928.
5. Чейлях Я. А., Чигарев В. В. Разработка состава экономнолегированной Fe–Cr–Mn наплавленной износостойкой стали с регулированием содержания и метастабильности аустенита // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2011. – № 22. – С. 103–108.
6. Волков С. Ю., Колокольцев В. М., Потапов М. Г. Взаимосвязь механических свойств износостойких чугунов и марганцевых сталей // Литейное производство. – 2023. – № 11. – С. 6–10.
7. Влияние типа почвы на разрушение низколегированных сталей при изнашивании / В. И. Дворук, К. В. Борак, И. А. Бучко, Н. А. Кириенко // Трение и износ. – 2022. – Т. 43, № 6. – С. 583–593. – DOI: 10.32864/0202-4977-2022-43-6-583-593.
8. Исследования в области поверхностных явлений / под ред. П. А. Ребиндер. – Москва–Ленинград : ОНТИ, 1936. – 300 с.
9. Грозин Б. Д. Развитие теории трения и изнашивания // Труды совещания по вопросам теории трения и изнашивания, 15–17 ноября 1954 г. – М. : Изд-во АН СССР, 1957.
10. About the optimal range of hardness of wheel and rail steel / A. T. Kanaev, A. E. Moldakhmetova, A. A. Kanaev, Zh. M. Ramazanova, T. E. Sarsembaeva // Steel in Translation. – 2023. – Vol. 53. – P. 648–653. – DOI: 10.3103/S0967091223070069.
11. Айнбиндер С. Б. Исследования трения и сцепления твердых тел. – Рига, 1966. – 109 с.
12. Чухлеб А. Н. Исследование процессов изотермической закалки серого чугуна и повышение его износоустойчивости // МиТОМ. – 1956. – № 12. – С. 33–35.
13. Лядский В. Б., Шабалов В. И. Антифрикционные свойства марганцовистого чугуна // Литейное производство. – 1964. – № 12. – С. 30–35.
14. Любарский И. М. Повышение износоустойчивости тяжело нагруженных шестерен. – М. : Машиностроение, 1965. – 132 с.
15. Блинов В. М., Глезер А. М., Банных И. О. Влияние углерода и азота на энергию дефектов упаковки аустенитных сталей // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 8. – С. 13–20. – DOI: 10.31044/1814-4632-2021-7-13-20.



16. Блинов В. М., Банных И. О., Лукин Е. И. Влияние легирующих элементов замещения на энергию дефектов упаковки аустенитных сталей // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 5. – С. 11–17. – DOI: 10.31044/1814-4632-2021-5-11-17.
17. Wang Z., Beese A. M. Effect of chemistry on martensitic phase transformation kinetics and resulting properties of additively manufactured stainless steel // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 131. – P. 410–422. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.04.022.
18. Principle universality of obtaining metastable austenite in the alloy and cast iron structure to increase the abrasive wear resistance / L. S. Malinov, V. L. Malinov, I. E. Malysheva, D. V. Burova // Journal of Friction and Wear. – 2022. – Vol. 43. – P. 185–190. – DOI: 10.3103/s1068366622030102.
19. Kostina M. V., Bannykh O. A., Blinov V. M. Special features of steels alloyed with nitrogen // Metal Science and Heat Treatment. – 2000. – Vol. 42 – P. 459–462. – DOI: 10.1023/a:1010479914464.
20. Speidel M. O. From high-nitrogen steels (HNS) to high-interstitial alloys (HIA) // Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2003), March 26–28, 2003. – Zürich, vdf Hochschulverlag AG an der ETH, 2003. – P. 1–8.
21. О взаимосвязи износостойкости с фазовым составом механическими свойствами новых высокоазотистых железохромистых сплавов / О. А. Банных, В. М. Блинов, М. В. Костина, М. А. Филиппов, М. С. Хадыев, Ю. Р. Немировский, Т. А. Белозерова // Металлы. – 2000. – № 2. – С. 57–64.
22. Дружинина М. Э., Севальнев Д. Н., Романенко Г. С. Исследование фрикционного взаимодействия высокоазотистой аустенитной стали в условиях сухого трения скольжения // Будущее машиностроения России 2022 : сборник докладов. XV Всероссийская конференция молодых ученых и специалистов (с международным участием), Москва, 21–24 сентября 2022 года. Т. 1. – Москва : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2023. – С. 201–207.
23. Влияние термической обработки на структурные превращения и свойства высокоазотистых хромистых сталей / В. М. Блинов, А. В. Елистратов, Е. И. Морозова, А. Г. Рахштадт, М. В. Костина, А. Г. Колесников, А. И. Плохих // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – № 6. – С. 19–24.
24. Костина М. В., Ригина Л. Г., Мурадян С. О. Материалы для Арктики Коррозионноустойчивая высокопрочная литейная хладостойкая аустенитная сталь для деталей и конструкций, используемых в высоких широтах и на шельфе // Деловой журнал Neftegaz.RU. – 2021. – № 11 (119). – С. 46–51.
25. Влияние термической обработки на износостойкость при абразивном изнашивании высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей / М. А. Филиппов, Т. А. Белозерова, В. М. Блинов, М. А. Костина, Е. В. Вальков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 4. – С. 29–33. – DOI: 10.1007/s11041-006-0064-4.
26. Properties of austenitic, heavily alloyed, high-nitrogen steels made by various casting, special electrometallurgy, and hot deformation methods / M. V. Kostina, L. G. Rigina, S. O. Muradyan, A. I. Plyinsky, V. S. Kostina // Russian Metallurgy (Metally). – 2022. – Vol. 2022. – P. 559–56. – DOI: 10.1134/S0036029522060131.
27. Структура, механические свойства и хладостойкость литейной азотосодержащей высокопрочной аустенитной стали / А. Э. Кудряшов, М. В. Костина, С. О. Мурадян, Л. Г. Ригина, В. С. Костина // Литейное производство. – 2022. – № 11. – С. 18–20.
28. Костина М. В., Ригина Л. Г., Кудряшов А. Э. Фазовые превращения в азотсодержащих сталях на основе 13% Cr // Металлы. – 2024. – № 2. – С. 52–63. – DOI: 10.31857/S0869573324025263.
29. Филиппов М. А., Шарапова В. А., Швейкин В. П. Повышение износостойкости хромистых чугунов термической обработкой // Литейщик России. – 2020. – № 8. – С. 35–40.
30. Белоусов Г. С. Свойства железомарганцевого аустенита, легированного азотом до сверхравновесных концентраций // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2021. – № 2. – С. 56–59.



31. 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. Pozdejeva, S. V. Smirnov, D. I. Vichuzhanin, L. G. Korshunov, I. Yu Malygina // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 205 (3). – P. 841–852. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.025.
32. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties / R. A. Savrai, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, E. G. Volkova // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 734. – P. 506–512. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.099.
33. Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Выходец В. Б. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // *Физика металлов и металловедение*. – 2010. – Т. 110 (5). – С. 530–544. – DOI: 10.1134/S0031918X10110116.
34. Влияние лазерной закалки и последующей термической обработки на структуру и износостойкость цементированной стали 20ХН3А / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева // *Физика металлов и металловедение*. – 2007. – Т. 103 (5). – С. 536–548. – DOI: 10.1134/S0031918X07110129.
35. Коршунов Л. Г., Черненко Н. Л. Структурные и трибологические эффекты, инициированные трением в аустенитной хромоникелевой стали // XXV Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов»: тезисы докладов. – Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2020. – 157 с.
36. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr–10Mn austenitic steels / B. Hwang, T.-H. Lee, S.-J. Park, Ch.-S. Oh, S.-J. Kim // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (24). – P. 7257–7266. – DOI: 10.2355/isijinternational.36.901.
37. Impact properties of high-nitrogen austenitic stainless steels / Z. Yuan, Q. Dai, X. Cheng, K. Chen, W. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 475. – P. 202–206. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.04.122.
38. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steels / S. Wang, K. Yang, Y. Shan, L. Li // *Materials Science & Engineering A*. – 2008. – Vol. 490 (1–2). – P. 95–104. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.01.015.
39. Эфрос Н. Б., Коршунов Л. Г., Эфрос Б. М. Износостойкость и структурные изменения поверхностного слоя высокохромистых мартенситных сплавов при абразивном воздействии и трении скольжения // *Физика и техника высоких давлений*. – 2014. – Т. 24 (3–4). – С. 129–139.
40. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 257 с.