

Received: 03.03.2026

Revised: 22.04.2026

Accepted: 22.05.2026

DOI: 10.17804/2410-9908.2026.4.006-020

INFLUENCE OF CARBIDE MORPHOLOGY AND MICROSTRUCTURE ON THE WEAR RESISTANCE OF HIGH-CHROMIUM CAST IRONS: A REVIEW

L. R. Razetdinova

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
29 Politekhnikeskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia*

 <https://orcid.org/0009-0005-1640-5218>  lyaisan.rakh@gmail.com

Email: lyaisan.rakh@gmail.com

Address for correspondence: ul. Politekhnikeskaya, 29, St. Petersburg, 195251, Russia

Tel.: +7 (999) 059-6408

The paper presents a literature review of studies on the influence of carbide phase morphology on the tribological properties of high-chromium wear-resistant cast irons. The high hardness and big size of carbides, as well as the tendency to form a carbide network, determine material brittleness and cause premature failure of parts under abrasive wear conditions. It has been found that one can control the morphology of secondary carbides and the phase composition of the matrix by varying the parameters of destabilization annealing (temperature, holding time, and heating rate). Maximum wear resistance is achieved when a structure with retained austenite (10%) and dispersed $M_{23}C_6$ carbides is formed, rather than at maximum hardness. Excessive holding time is shown to cause carbide coarsening and complete transformation of austenite into martensite, thus reducing the wear resistance of the material.

Besides, methods for alloying and modification of high-chromium cast irons are discussed. It has been found that modification with ultrafine metal oxide powders reduces the size of the carbide phase by more than three times. Additions of titanium and niobium provide refinement of primary M_7C_3 carbides by 44 to 64%. The introduction of rare earth elements (0.1 to 0.15% La) promotes refinement of eutectic carbides and increases wear resistance.

Keywords: high-chromium cast iron, abrasive wear, carbide phase, wear resistance, microstructure

References

1. Popov, V.S. and Nagorny, P.L. Influence of carbides on the abrasive wear resistance of alloys. *Liteynoe Proizvodstvo*, 1969, 8, 27–29. (In Russian).
2. Lvov, P.N. *Osnovy abrazivnoi iznosostoykosti detalei stroitelnykh mashin* [Fundamentals of the Abrasive Wear Resistance of Construction Machine Parts]. Stroyizdat Publ., Moscow, 1970, 71 p. (In Russian).
3. Luchkin, V.S., Snagovsky, V.M., and Taran, Yu.N. Factors of the wear resistance of white chromium cast irons. *Liteynoe Proizvodstvo*, 1976, 11 (9). (In Russian).
4. *Trenie, iznashivanie i smazka* [Friction, Wear, Lubrication, ed. by I.V. Kragelskii]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1978, 400 p. (In Russian).
5. Garber, M.E. *Otlivki iz belykh iznosostoykikh chugunov* [White Wear-Resistant Iron Castings]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1972, 111 p. (In Russian).
6. Markin, I.S. and Vunshtein, F.Z. *Izgotovlenie abrazivostoykikh detaley iz belykh iznosostoykikh chugunov: obzornaya informatsiya* [Manufacturing of Abrasion-Resistant Parts from Wear-

Resistant White Cast Irons: Survey information]. NIInformtyazhmash Publ., Moscow, 1972, 42 p. (In Russian).

7. *Chugun: spravochnik* [Cast Iron: Reference Edition, ed. by A.D. Sherman and A.A. Zhukov]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1991, 575 p. (In Russian).

8. Bunin, K.P. and Taran, Yu.N. *Stroenie chuguna* [The Structure of Cast Iron]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1972, 160 p. (In Russian).

9. Sheynman, E.L. Abrasive wear. A review of American press. Abrasive wear resistant of the materials. *Trenie i Iznos*, 2006, 27 (1), 110–122. (In Russian).

10. Hawk, J.A., Wilson, R.D., Danks, D.R., and Kiser, M.T. Abrasive Wear Failures. Vol. 11. In: *Failure Analysis and Prevention*, ASM International, 2002, pp. 906–921. DOI: 10.31399/asm.hb.v11.a0003560.

11. *Mashinostroenie. Entsiklopediya*. T. II-2: Stali. Chuguny [Mechanical Engineering Encyclopedia. Vol. II-2. Steels. Cast Irons, ed. by O.A. Bannykh, N.N. Aleksandrov et al.]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 2001, 784 p. (In Russian).

12. *Spravochnik po chugunnomu lityu* [Handbook on Iron Casting, ed. by N.G. Girshovich]. Mashinostroenie Publ., Leningrad, 1978, 758 p. (In Russian).

13. Andreev, V.V. and Frolov, V.K. Wear resistance of pearlitic vermicular graphite iron under the conditions of limited lubrication and dry friction. *Liteynoe Proizvodstvo*, 2009, 10, 14–16. (In Russian).

14. Teikh, V.A., Savchuk, V.G., Chumak, B.N., Zakharov, A.Ya., and Ushakov, V.I. Highly alloyed cast irons for wear-resistant parts of shot blasting equipment. *Liteynoe Proizvodstvo*, 1976, 7, 30. (In Russian).

15. Hosen, R., Teikh, V.A., and Dzyuba, G.S. Production of chromium cast iron using high-carbon ferrochrome. *Liteynoe Proizvodstvo*, 1986, 3, 4–5. (In Russian).

16. Rozhkova, E.V., Vatkovskaya, I.E., and Ivanova, M.Yu. Optimization of heat treatment conditions for chromium cast irons (18% chromium). In: *Povyshenie sluzhebnykh svoystv vysokolegirovannykh litykh staley i chugunov* [Improvement of the service properties of highly alloyed cast steels and cast irons]. MDNTP Publ., Moscow, 1987, pp. 119–124. (In Russian).

17. Garber, M.E., and Tsypin, I.I. Selection of the composition and structure of wear resistant castings of white cast iron. *Liteynoe Proizvodstvo*, 1970, 2, 2–6. (In Russian).

18. Petrochenko, E.V. Effect of a phase composition on wearability of white iron castings. *Liteishchik Rossii*, 2002, 9, 12–15. (In Russian).

19. Tsypin, I.I. *Belye iznosostoykie chuguny. Struktura i svoystva* [White Wear Resistant Cast Irons. Structure and Properties]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1983, 176 p. (In Russian).

20. Guitar, M.A., Nayak, U.P., Britz, D., and Mücklich, F. The effect of thermal processing and chemical composition on secondary carbide precipitation and hardness in high-chromium cast irons. *International Journal of Metalcasting*, 2020, 14, 755–765. DOI: 10.1007/s40962-020-00407-4.

21. Nayak, U.P., Mücklich, F., and Guitar, M.A. Time-dependant microstructural evolution and tribological behaviour of a 26 wt% Cr white cast iron subjected to a destabilization heat treatment. *Metals and Materials International*, 2023, 29, 934–947. DOI: 10.1007/s12540-022-01276-8.

22. Le Nué, C., Gallo, S.C., Vahid, A., Wang, J., Taherishargh, M., Attar, H., Fabijanic, D., and Barnett, M. Destabilization treatment and its influence on microstructure and matrix hardness of high-Cr cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, 54, 4952–4965. DOI: 10.1007/s11661-023-07216-4.

23. Wu, S., Wang, D., Tao, X., Wang, X., Zhang, R., Zhou, Z., Zhang, S., Wu, C., Sun, X., Zhou, Y., and Cui, C. Tempering temperature dependence on the microstructure, mechanical properties and wear behaviour of a novel high chromium cast iron. *Tribology International*, 2024, 109831. DOI: 10.1016/j.triboint.2024.109831.

24. Voinov, B.A., *Iznosostoykie splavy i pokrytiya* [Wear-Resistant Alloys and Coatings]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1980, 120 p. (In Russian).

25. GOST 7769-82. (In Russian).
26. Jain, A.-S., Chang, H., Tang, X., Hinckley, B., and Zhang, M.-X. Refinement of primary carbides in hypereutectic high-chromium cast irons: a review. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56 (3), 999–1038. DOI: 10.1007/s10853-020-05260-8.
27. Zykova, A.P., Chumaevskii, A., Lychagin, D.V., Kurzina, I., Tarasov, S., and Dement, T.V. Wear resistance of modified ICH28N2 cast iron. *Russian Physics Journal*, 2013, 56, 116–120. (In Russian).
28. Petrochenko, E.V., Molochkova, O.S., and Trofimova, E.A. Ways to increase the special properties of complex-alloyed white cast iron. *Teoriya i Tekhnologiya Metallurgicheskogo Proizvodstva*, 2023, 1 (44), 24–29. (In Russian).
29. Zhumaev, A.A. Results of comparative studies of wear-resistant white cast iron. *Nauchnyi Zhurnal Mekhanika i Tekhnologiya*, 2023, 3 (12), 75–81. (In Russian).
30. Yu, X., Li, Q., Feng, W., and Wu, K. Influence of rare earths on microstructure and wear resistance of high-chromium cast iron. *Materials*, 2026, 19, 896. DOI: 10.3390/ma19050896.

Подана в журнал: 03.03.2026

УДК 620.181

DOI: 10.17804/2410-9908.2026.4.006-020

ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ КАРБИДОВ И МИКРОСТРУКТУРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ: ОБЗОР

Л. Р. Разетдинова

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»,
вн. тер. г. муниципальный округ Академическое, ул. Политехническая,
д. 29Б, г. Санкт-Петербург, 195251, Россия*

 <https://orcid.org/0009-0005-1640-5218>  lyaisan.rakh@gmail.com

Электронная почта: lyaisan.rakh@gmail.com

Адрес для переписки: вн. тер. г. муниципальный округ Академическое,
ул. Политехническая, д. 29Б, г. Санкт-Петербург, 195251, Россия

Тел.: +7 (999) 059-64-08

В статье приведен научно-литературный обзор исследований влияния морфологии карбидной фазы на трибологические свойства высокохромистых износостойких чугунов. Высокая твердость и крупный размер карбидов, а также склонность к образованию карбидной сетки определяют хрупкость материала и вызывают преждевременное разрушение деталей при абразивном изнашивании. Установлено, что изменение параметров дестабилизирующего отжига (температуры, времени выдержки, скорости нагрева) позволяет регулировать морфологию вторичных карбидов и фазовый состав матрицы. Максимальная износостойкость достигается не при максимальной твердости, а при формировании структуры с содержанием остаточного аустенита (около 10 %) и дисперсных карбидов $M_{23}C_6$. Показано, что избыточная длительность выдержки приводит к укрупнению карбидов и полному превращению аустенита в мартенсит, что снижает износостойкость материала.

В статье также рассмотрены методы легирования и модифицирования высокохромистых чугунов. Выявлено, что модифицирование ультрадисперсными порошками оксидов металлов позволяет уменьшить размер карбидной фазы более чем в три раза. Добавки титана и ниобия обеспечивают измельчение первичных карбидов M_7C_3 на 44–64 %. Введение редкоземельных элементов (0,1–0,15 % La) способствует измельчению эвтектических карбидов и повышению износостойкости.

Ключевые слова: высокохромистый чугун, абразивный износ, карбидная фаза, износостойкость, микроструктура

1. Введение

Для изготовления износостойких деталей, эксплуатируемых при абразивном износе, кроме высокой прочности и улучшенных рабочих характеристик, включая стойкость к истиранию, важны также надежность и длительный срок службы. Абразивный износ – основной тип разрушения деталей машин, поскольку в условиях контактных напряжений его скорость на порядки превышает другие виды трения [1–3]. В горнорудном оборудовании, в частности в роlikомаятниковых мельницах, основной детерминантой износа рабочих роликов является разрушение поверхности трения под воздействием более твердых тел минерального происхождения. Соответственно, повышение износостойкости рабочих роликов лежит в плоскости выбора материалов, которые бы не разрушались под воздействием таких тел [4–6].

Распространенными материалами для изготовления износостойких рабочих органов являются легированные белые чугуны. Легированные белые чугуны состоят из карбидной фазы и металлической основы, отличающихся по твердости, способности к пластической деформации и характеру разрушения [7, 8].

В чугунах размер, распределение и объем твердой фазы, а также механические свойства фазы (мягкой (матричной) и твердой) могут влиять на процесс изнашивания.

Твердой фазой служат карбиды, их содержание может варьироваться до 45 % для легированных белых чугунов.

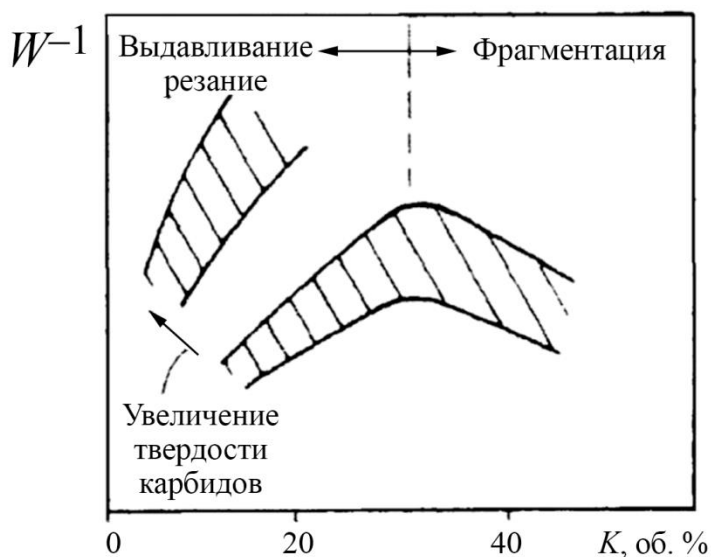


Рис. 1. Схема зависимости относительной износостойкости W^{-1} (величина, обратная скорости износа) белых чугунов от объема карбидной фракции K [9, 10]

Повышение доли карбидной фазы сверх оптимального уровня приводит к снижению износостойкости (рис. 1) [10].

По характеру микроструктуры и составу карбидной фазы белые чугуны подразделяют на четыре основные группы: перлитные белые чугуны, мартенситные белые чугуны, белые чугуны с цементитными и тригональными карбидами, а также чугуны с повышенным содержанием хрома.

Для перлитных белых чугунов характерна мягкая перлитная металлическая матрица, что ограничивает общую твердость материала. Основным карбидообразующим элементом данной группы служит хром (около 1–5 %), дополняемый марганцем (до 1 %). Карбидная фаза таких чугунов представлена преимущественно цементитом типа M_3C с твердостью 36–45 HRC. Их применяют для изготовления лопаток и дисков дымососов тепловых электростанций, а также лопаток дробетных аппаратов [11–13].

Структуру мартенситных белых чугунов получают при помощи закалки и отпуска. Данные виды термической обработки значительно повышают твердость и износостойкость. При добавлении таких легирующих элементов, как Ni (1,5–6,5 %) и Mo (0,4–1,1 %) процесс перлитного превращения полностью подавляется, образуется мартенсит, а карбидная фаза в них представлена в виде карбидов цементитного типа. Такие чугуны применяются для изготовления футеровок и размольных шаров, деталей шламовых мельниц, деталей бегунов и лопаток пескометов, бандажей мельниц для дробления железной руды и угля.

В белых чугунах с карбидами тригонального типа (содержание хрома 8–20 %) структура содержит разрозненные включения карбидов M_7C_3 , а матрица состоит из мартенсита и аустенита. Цементитные карбиды M_3C формируют типичную непрерывную сетку, тогда как тригональные карбиды ветвятся внутри металлической основы, обеспечивая высокую прочность и износостойкость при твердости 56–65 HRC.

Высокохромистые чугуны с содержанием хрома более 20 % имеют микроструктуру, состоящую из крупных первичных и эвтектических карбидов типа $(Fe, Cr)_7C_3$ в аустенитной или мартенситной матрице. Микротвердость карбидов M_7C_3 составляет 1200–1800 HV. Объемная твердость таких чугунов составляет 65–67 HRC.

Необходимо отметить, что карбиды M_7C_3 в высокохромистых чугунах имеют более изолированное расположение в металлической основе по сравнению с цементитными карбидами M_3C в перлитных чугунах. Это способствует более высокому сопротивлению абразивному износу.

Отливки из белых чугунов с карбидами тригонального типа более технологичны, чем из белых чугунов с карбидами цементитного типа. Поэтому из них изготавливают отливки более сложной конфигурации.

К этому классу белых чугунов относятся ванадиевые, хромованадиевые и хромомарганцевые чугуны, которые используются для изготовления деталей, работающих в условиях сухого трения, при высоких статических и динамических нагрузках (детали углесосов и центрифуг, детали шламовых насосов, колодки спиральных классификаторов, валки и плиты среднеходных мельниц) [14–17].

Таким образом, анализ классификации белых чугунов показывает, что износостойкость определяется не только твердостью, но и структурными особенностями (типом карбидов, их морфологией и фазовым составом матрицы). В связи с этим целью работы является анализ научно-литературных данных о влиянии морфологии карбидов, фазового состава матрицы, режимов оптимальной термической обработки, легирования и модифицирования на износостойкость высокохромистых чугунов применительно к условиям эксплуатации рабочих роликов маятниковых мельниц.

2. Влияние термической обработки на микроструктуру высокохромистых чугунов

При высоких содержаниях хрома (более 20 %) и определенных режимах охлаждения или отпуска существует риск выделения укрупненных кубических карбидов $M_{23}C_6$, микротвердость которых значительно ниже 900–1200 HV (в зависимости от условий выделения). Наличие таких карбидов может снижать абразивную износостойкость, хотя и способствует повышению коррозионной стойкости сплава [9, 18, 19].

Таким образом, термическая обработка отливок из белых высокохромистых чугунов играет двойную роль. Традиционно она проводится для снятия литейных напряжений, однако, как будет показано далее, ее влияние на микроструктуру (тип матрицы и морфологию карбидов) является наиболее существенным для эксплуатационных свойств, что определяет износостойкость при абразивном изнашивании. Например, при помощи **дестабилизирующего отжига и последующего отпуска** можно заменять твердые карбиды M_7C_3 более мягкими карбидами типа $M_{23}C_6$ и изменять соотношение мартенсита и остаточного аустенита в металлической матрице. Дестабилизирующим отжигом называют вид термической обработки высокохромистых чугунов, заключающийся в нагреве до температур 900–1150 °С, выдержке 1–6 часов и последующем охлаждении на воздухе (в воде или масле).

Влияние длительности дестабилизирующего отжига на морфологию карбидов изучено в работе [20], авторы которой исследовали 4 образца в литом состоянии из высокохромистого чугуна с содержанием хрома 26 %, где в процессе дестабилизации при 980 °С образцы выдерживались в течение различного времени (**0, 30, 60 и 90 минут**) с последующей закалкой.

На рис. 2 продемонстрированы результаты микроструктурного анализа образцов чугуна в зависимости от времени выдержки при термической обработке.

Микроструктурный анализ после термической обработки показал во всех образцах наличие вторичных карбидов типа $M_{23}C_6$. В образце с **выдержкой 0 минут** наблюдались **очень мелкие дисперсные карбиды $M_{23}C_6$** (рис. 2 а, белые стрелки), преимущественно в областях, прилегающих к крупным эвтектическим карбидам, при этом в образце преобладала аустенитная матри-

ца. В дальнейшем, при увеличении времени выдержки (30, 60, 90 минут), происходил **рост карбидов типа $M_{23}C_6$** и их распределение по объему металлической матрицы.

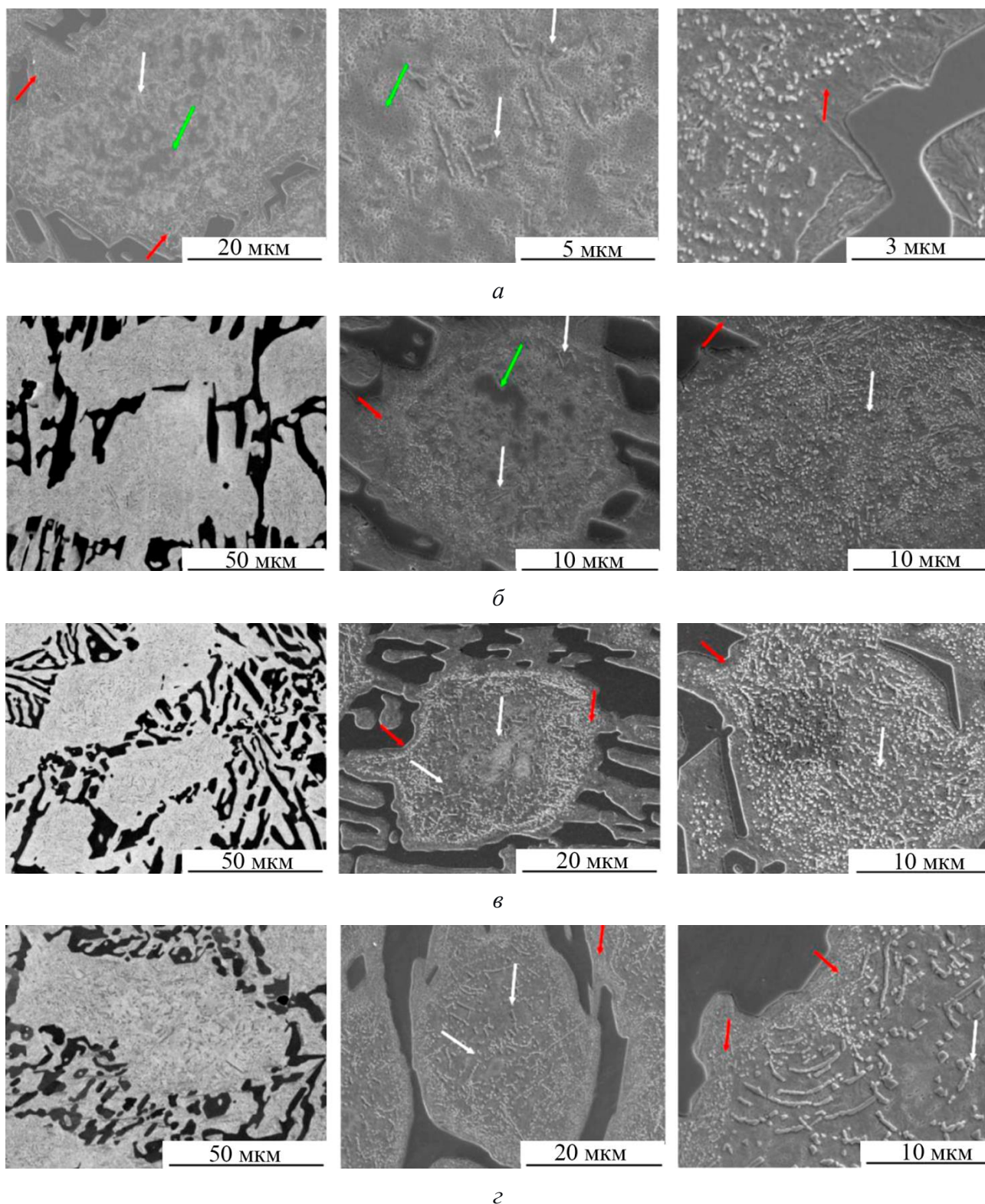


Рис. 2. Образцы после дестабилизирующего отжига при 980 °С с различным временем выдержки: 0 (а), 30 (б), 60 (в) и 90 (г) минут: белые стрелки – карбиды типа $M_{23}C_6$; зеленые стрелки – остаточный аустенит; красные стрелки – мелкие карбиды типа $M_{23}C_6$, осажденные при охлаждении [20]

Несмотря на максимальную твердость за счет образования мартенситной матрицы и укрупненных карбидов типа $M_{23}C_6$, образцы с длительной выдержкой, от 30 до 90 минут (рис. 2, б–г), обладали низкой износостойкостью. В работе [21] авторы поясняют, что структура более склонна к зарождению и развитию микротрещин, что может нивелировать преимущество высокой твердости и привести к увеличению скорости износа.

Измерения микротвердости металлической матрицы (рис. 3) выявили прямую зависимость этого показателя от продолжительности дестабилизирующей выдержки. Для литого образца зафиксировано значение 360 HV_{0,1}. Для образца, дестабилизированного в течение 0 минут, твердость составила 416 HV_{0,1}. По мере увеличения времени выдержки твердость закономерно повышалась, достигая максимальных значений 754 HV_{0,1} и 757 HV_{0,1} для образцов с выдержкой 60 и 90 минут соответственно. Авторы работы [20] отмечают, что после 60 минут выдержки достигается стабильный уровень твердости, который при увеличении времени выдержки не меняется.

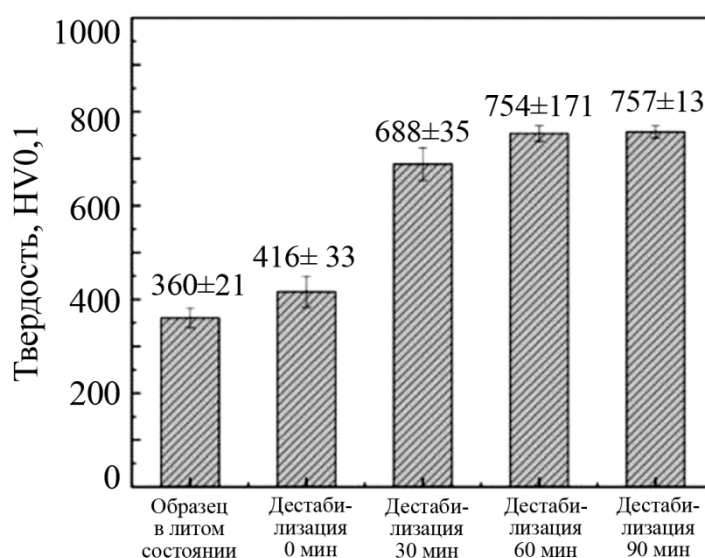


Рис. 3. Микротвердость образцов с разным временем выдержки [20]

Трибологические характеристики на тех же образцах определялись авторами работы [21]. Испытание на износостойкость осуществляли методом сухого трения скольжения возвратно-поступательным движением на микротрибометре CSM Instruments с шаром на диске.

Данные в таблице позволили установить взаимосвязь между структурой и износостойкостью. С увеличением времени выдержки при дестабилизации повышается твердость матрицы с 347 HV в литом состоянии до 775 HV после 90 минут и снижается содержание остаточного аустенита с 58 до 5,1 % соответственно. Однако наилучшая износостойкость достигается у образца с выдержкой 0 мин, сочетающего достаточную твердость (412 HV) и оптимальное количество остаточного аустенита (около 10 %). Образцы с выдержкой 30 и 90 минут, напротив, обладая высокой твердостью (759–775 HV) при содержании остаточного аустенита менее 7 %, подвержены износу.

Авторы [21] предполагают, что максимальная износостойкость достигается в образце с выдержкой 0 минут, в котором матрица содержит 10 % остаточного аустенита, а вторичные карбиды $M_{23}C_6$ распределены равномерно. Такая структура эффективно препятствует зарождению микротрещин при абразивном воздействии. Напротив, образцы с длительной выдержкой (60 и 90 минут), характеризующиеся мартенситной матрицей и укрупненными карбидами, демонстрируют более низкую износостойкость. Поэтому длительная выдержка при дестабилизации не рекомендуется для деталей, работающих в условиях абразивного износа.

Таблица

Содержание остаточного аустенита, твердость матрицы и скорость износа
исследованных образцов [21]

Образец	Остаточный аустенит, %	Твердость матрицы, HV0,1	Скорость износа, мм ³ /Н·м
Литой	58,1	347 ± 24	5,5
0 минут	10,2	412 ± 31	2,7
30 минут	7,1	759 ± 22	3,5
90 минут	5,1	775 ± 33	3,7

Для объяснения кинетики фазовых превращений, описанной выше, в работе [22] исследовали доэвтектический чугун с содержанием хрома 16,5 %. Образцы подвергали дестабилизации при температурах 820, 910 и 1000 °С с выдержкой от 2 до 10 часов и последующим охлаждением с контролируемой скоростью. Установлено, что при температурах 820 и 910 °С выделяются только карбиды типа $M_{23}C_6$ (квадратной морфологии) размером 100–500 нм. При повышении температуры до 1000 °С к ним добавляются карбиды M_7C_3 (вытянутой, игольчатой формы), причем оба типа карбидов сосуществуют, а не замещают друг друга. Авторы работы [22] приходят к выводу, что тип образующихся карбидов определяется температурой дестабилизации: при температурах ниже 1000 °С кинетически предпочтительным является образование $M_{23}C_6$, тогда как при 1000 °С начинается формирование M_7C_3 , которое, однако, не приводит к исчезновению $M_{23}C_6$.

После проведения дестабилизирующего отжига важным этапом термической обработки является отпуск, который проводится для снятия внутренних напряжений. В работе [23] авторы изучали высокохромистый чугун с содержанием хрома 25 %, легированный Ti, Nb, Mo и V после нормализации при 1050 °С и отпуска при 200, 280, 360 и 440 °С. Авторы исследования [23] считают, что оптимальный комплекс свойств достигается после отпуска при температуре 200 °С, когда твердость составляет 67 HRC и достигается минимальная потеря массы при износе. При повышении температуры отпуска содержание мартенсита снижалось с 43 до 12 %, а содержание аустенита возрастало с 5 до 21 %, что сопровождалось снижением твердости и износостойкости. Результаты, полученные авторами работы [23], не противоречат выводам, сделанным в работах [20, 21], где снижение износостойкости при длительной выдержке связано не с увеличением мартенсита как такового, а с укрупнением карбидов и полным исчезновением остаточного аустенита.

Следовательно, данные исследований [20, 21, 23] подтверждают, что высокая износостойкость обусловлена оптимальным сочетанием мартенсита и остаточного аустенита (около 10 %).

Авторы исследования [23] наблюдали формирование устойчивых конфигураций дефектов упаковки в карбидах M_7C_3 при низкотемпературном отпуске (200 °С). Эти дефекты, благодаря низкой энергии дефекта упаковки, эффективно блокируют зарождение и движение дислокаций внутри карбидов, что значительно повышает их стабильность при циклических нагрузках. При повышении температуры отпуска энергия дефектов упаковки возрастает, что препятствует формированию устойчивых конфигураций дефектов, приводя к потере способности блокировать дислокации и вызывая разрушение карбидов M_7C_3 .

3. Влияние легирования и модифицирования высокохромистых чугунов

Легирование и модифицирование являются основными методами контроля процессов структурообразования и совершенствования свойств литых изделий из высокохромистых чугунов.

Данные методы позволяют получать однородную микроструктуру продуктов распада переохлажденного аустенита в различных сечениях отливки, измельчать первичные структурные составляющие, а также образовывать новые фазы с высокими механическими свойствами [24]. Составы легированных чугунов с различными специальными свойствами для производства отливок регламентирует ГОСТ 7769-82. В зависимости от содержания легирующих элементов Cr, Ni, Mn, V, Si, Al, Mo и Cu, чугун может обладать разными специальными свойствами, в частности износостойкостью [25].

Модифицирование – это введение в расплав специальных добавок, способствующих измельчению первичных карбидов и повышению износостойкости. Основы модифицирования первичных карбидов в заэвтектических высокохромистых чугунах рассмотрены в обзоре [26], где авторы выделяют два основных механизма воздействия на карбидную фазу:

- 1) гетерогенное зарождение на частицах-модификаторах: тугоплавкие карбиды (TiC, NbC, VC) или оксисульфиды служат центрами кристаллизации для первичных карбидов M_7C_3 ;
- 2) адсорбционное ингибирование роста за счет растворенных элементов: атомы модификатора адсорбируются на активных гранях роста карбидов, блокируя их дальнейшее развитие.

Эффективность модифицирования зависит от кристаллографического соответствия между частицей-подложкой и карбидом M_7C_3 , которое оценивается с помощью модели краевого соответствия. Критическим условием является низкое значение двумерного несоответствия решеток ($< 12\%$) между модификатором и карбидной фазой.

В работе [26] подробно проанализировано влияние различных легирующих элементов на морфологию и размер первичных карбидов. Показано, что добавки титана в количестве 1,5 масс. % позволяют уменьшить размер карбидов с 152 до 54 мкм (снижение на 64 %) за счет образования частиц TiC, которые служат центрами гетерогенного зарождения. Аналогичный эффект наблюдается при введении ниобия: добавка 1,5 масс. % Nb снижает средний диаметр карбидов на 44 % благодаря формированию NbC, кристаллографическое несоответствие которого с M_7C_3 составляет 5,93–8,6 %.

Отечественные исследования подтверждают и дополняют эти данные. В работе [27] показано влияние модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов металлов на износостойкость чугуна марки ИЧХ28Н2. Авторы [27] сообщают, что модифицирование приводит к понижению коэффициента трения и линейного износа за счет измельчения структурных составляющих: карбидной фазы и аустенитно-карбидной эвтектики.

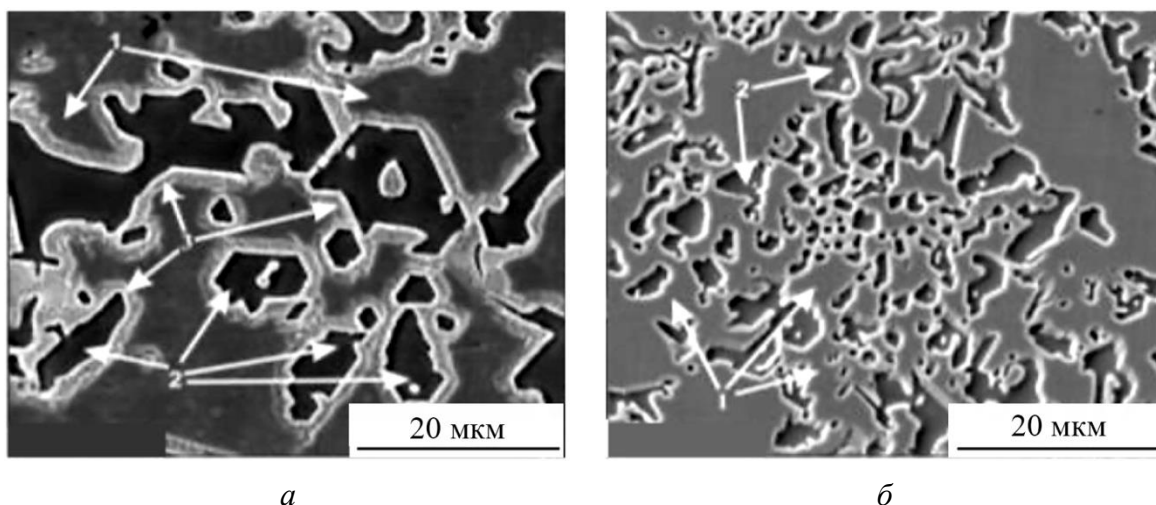


Рис. 4. Исходное состояние поверхности немодифицированного чугуна марки ИЧХ28Н2 (а) и чугуна марки ИЧХ28Н2, модифицированного ультрадисперсными порошками оксидов металлов (б): белые стрелки – карбиды типа M_7C_3 (СЭМ) [27]

Испытания на трение проводили по схеме «диск – палец», реализованной с помощью трибометра TRIBOtechnic. Перед началом эксперимента была изучена исходная структура поверхности трения (рис. 4 а, б).

После испытаний на износ поверхность образцов претерпевает значительные изменения. Морфология поверхности трения существенно различна для немодифицированного и модифицированного образцов (рис. 5 а, б).

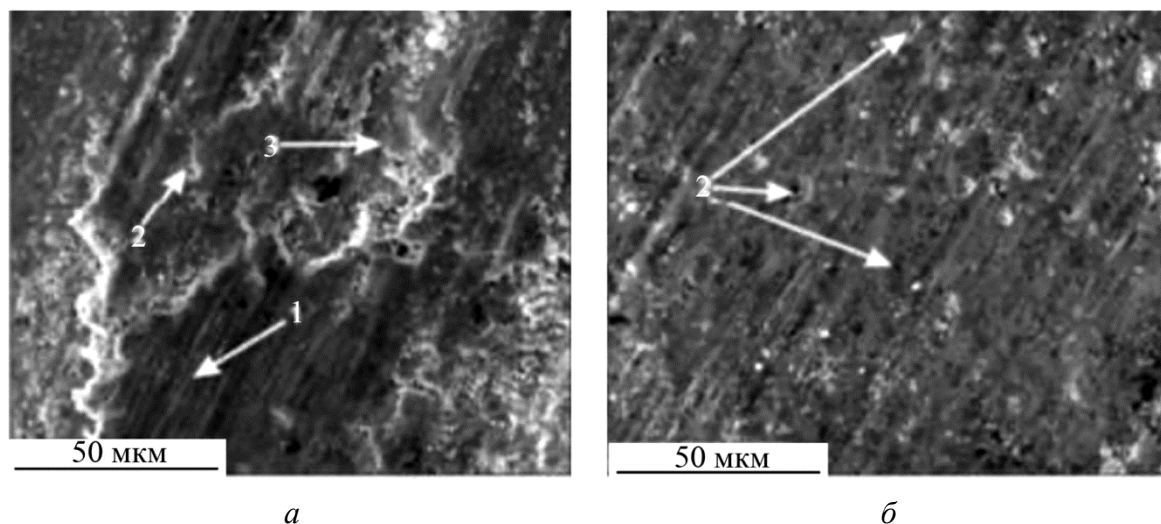


Рис. 5. Поверхность трения немодифицированного чугуна марки ИЧХ28Н2 (а) и чугуна марки ИЧХ28Н2, модифицированного ультрадисперсными порошками оксидов металлов (б): белые стрелки – карбиды типа M_7C_3 (СЭМ) [27]

Проведенные исследования показали существенное отличие износостойкости чугуна ИЧХ28Н2 после модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов металлов при литье. Отличия в триботехнических характеристиках заключались в более низком коэффициенте трения и линейном износе у чугунов, подвергнутых модифицированию. Структурные исследования поверхности трения в исходном состоянии и после испытаний показали, что увеличению износостойкости способствует изменение микроструктуры в результате модифицирования. Основное влияние оказывает уменьшение поперечного размера дендритов карбидной фазы $(Cr,Fe)_7C_3$ (размер карбидной фазы уменьшился более чем в три раза – с 17,5 до 5,2 мкм), что способствовало понижению степени выкрашивания хрупких карбидов. Кроме того, за счет уменьшения расстояния между карбидами уменьшается размер крупных областей ферритно-аустенитной основы, что приводит к нейтрализации пластического вытеснения ее материала с поверхности трения. Авторами работы [27] сделан вывод, что данные явления уменьшают эффект массопереноса на поверхности и снижают повреждаемость поверхности трения крупными частицами износа.

Ванадий оказывает менее выраженное влияние на морфологию первичных карбидов, однако способствует повышению твердости карбидной фазы за счет увеличения соотношения $Cr : Fe$. Согласно исследованию [28], для производства деталей, эксплуатируемых только в условиях абразивного изнашивания, оптимальным является чугун, содержащий 7,5–9,0 % V и 14,0–17,0 % Cr. При этом износостойкость хромованадиевых чугунов зависит от твердости металлической основы, объема карбидной фазы и доли аустенита.

В работе [29] в режиме сухого трения изучалась износостойкость белых чугунов 330Х17Л. Испытания в лабораторных условиях показали, что легирование чугуна хромом резко увеличивает его износостойкость. Чугун, дополнительно легированный никелем, имел ту же износостойкость, что и чугун базового состава. Однако при литье чугуна, легированного хромом, угар этого элемента составил 50 %, а сплав имел низкую жидкотекучесть. Ука-

занные недостатки ограничивают технологические возможности получения качественных отливок и стабильных эксплуатационных свойств, но могут быть устранены повышением температуры заливки, корректировкой содержания углерода и кремния, а также применением металлических форм (кокилей). Это позволяет использовать данный материал для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания.

Интересное решение в виде модифицирования редкоземельными элементами предложили авторы работы [30]. Они исследовали структуру и износостойкость образцов при добавлении 0,1–0,15 % La в высокохромистый чугуны с содержанием хрома 20 %.

На рис. 6 показана микроструктура двух литых образцов, состоящих из первичного аустенита и карбидов. Микроструктурный анализ показал, что в литом образце с La (рис. 6 в, г) происходит равномерное распределение карбидов, представляющих стержневую и хризантемовидную морфологию, в отличие от немодифицированных образцов (рис. 6 а, б), где карбиды были представлены в виде коротких стержней и скоплений, распределенных неравномерно. Авторы работы [30] объясняют это явление смещением эвтектической точки чугуна влево при добавлении La, что вызывает подавление роста дендритов аустенита при застывании. Атомы La адсорбируются на границах роста карбидов, увеличивая скорость зарождения эвтектических карбидов, тем самым увеличивая их количество и способствуя равномерному распределению.

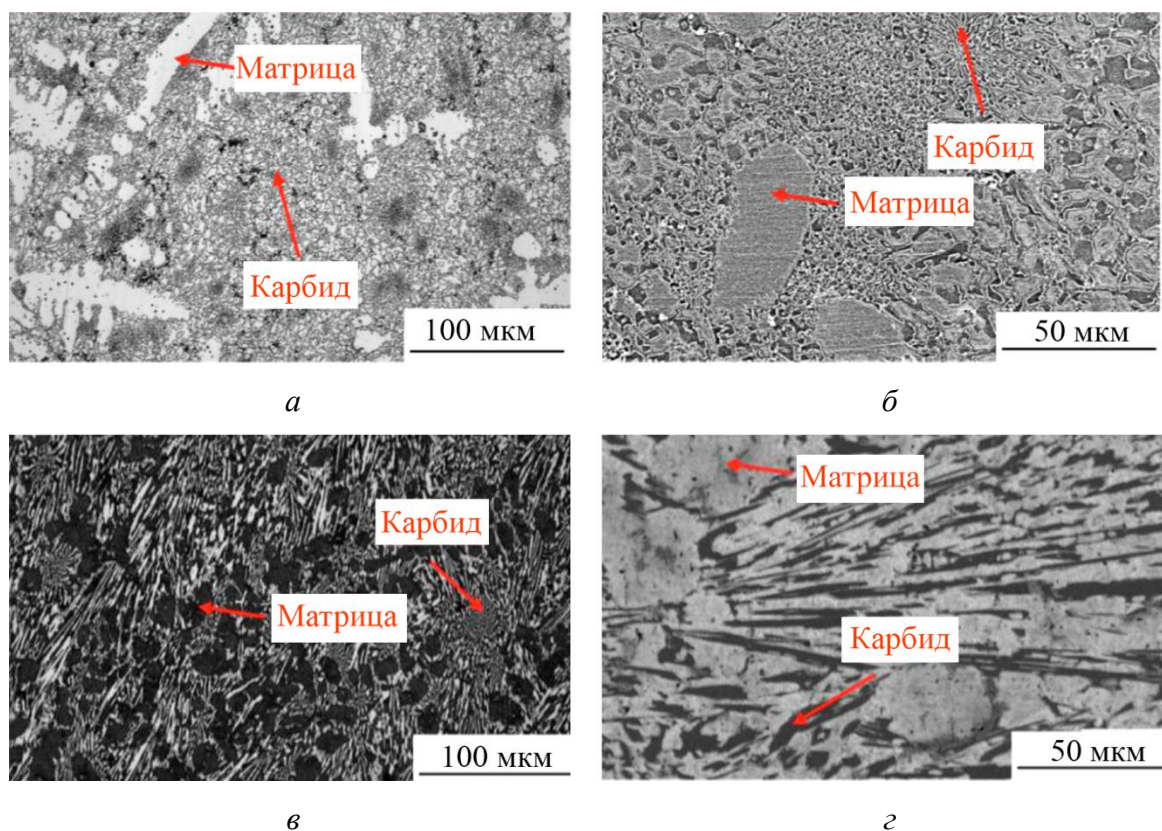


Рис. 6. Микроструктура двух групп образцов в литом состоянии: а – немодифицированный образец 1 (ОМ); б – немодифицированный образец 1 (СЭМ); в – образец 2 с добавкой 0,1–0,15 % La (ОМ); г – образец 2 с добавкой 0,1–0,15 % La (СЭМ).

Красная стрелка – карбиды типа M_7C_3 [30]

Образцы после микроструктурных исследований были подвергнуты закалке при температурах 900, 950, 1000 и 1050 °С с выдержкой 1 час, охлаждению в воде и последующему отпуску при 300 °С в течение 2 часов. После термической обработки в структуре образовались мартенсит и остаточный аустенит с сохраненными эвтектическими карбидами типа

M_7C_3 и дисперсными вторичными карбидами. В образце с добавлением La наблюдались равномерно распределенные вторичные карбиды в результате образования оксисульфидов лантана. Затем проводили испытания на ударно-абразивный износ на установке MLD-20C с использованием коричневого корунда в качестве абразива при нагрузке 150 Н, энергии удара 2 Дж и скорости вращения 200 об/мин в течение 2 часов.

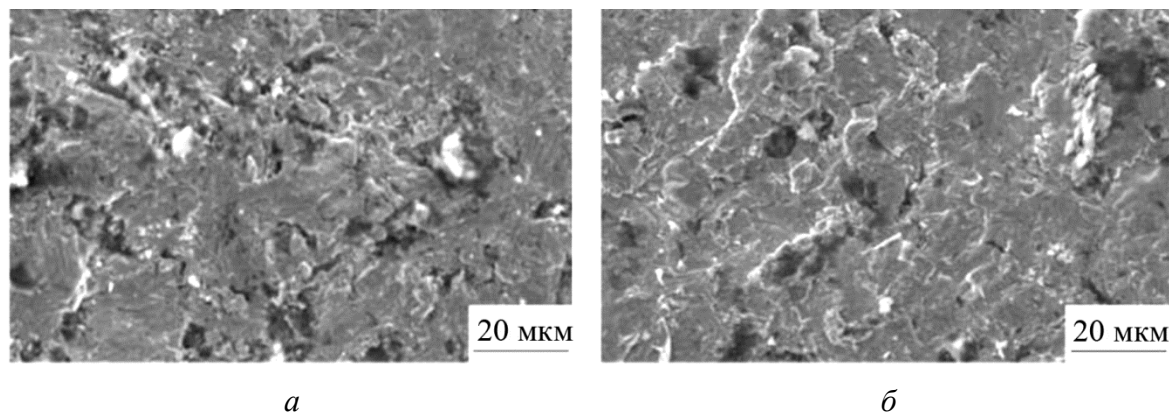


Рис. 7. Морфология поверхности износа двух образцов после испытания на ударно-абразивный износ: немодифицированный образец в литом состоянии (а); образец с добавлением La после закалки при 1000 °С и отпуска при 300 °С (б) [30]

На рис. 7 а представлена поверхность износа немодифицированного образца в литом состоянии. На поверхности видны глубокие борозды, отслаивание. При ударном нагружении абразивные частицы из корунда внедряются в поверхность материала. Термическая обработка и добавление La значительно улучшают морфологию поверхности износа (рис. 7 б), борозды становятся мельче, и площадь отслаиваний уменьшается, лишь на отдельных участках наблюдаются разрозненные царапины. Потеря массы при износе для образца с La после закалки при температуре 1000 °С составила 31,8 мг, что на 26,4 % ниже, чем у литого образца. Таким образом, авторы работы [30] считают, что повышение износостойкости связано с оптимальным выбором способа термической обработки и добавлением La. Оксисульфиды лантана способствуют равномерному распределению вторичных карбидов в металлической матрице за счет образования дополнительных центров кристаллизации.

4. Заключение

В условиях абразивного изнашивания для повышения эксплуатационных свойств высокохромистых чугунов могут применяться следующие способы: термическая обработка, легирование и модифицирование.

Анализ литературных данных показал, что проблему износа материала вследствие образования карбидной фазы удастся решить изменением морфологии карбидной фазы.

Максимально высоких показателей износостойкости удастся достичь следующими способами: 1) оптимизация режимов дестабилизирующего отжига (с минимальной выдержкой 0 мин) и формирование структуры с дисперсными карбидами $M_{23}C_6$ и содержанием 10 % остаточного аустенита; 2) выбор оптимальной температуры отпуска после дестабилизации при 200 °С, что обеспечивает твердость 67 HRC и минимальную потерю массы при износе; 3) модифицирование ультрадисперсными порошками оксидов металлов, которые позволяют уменьшить размер карбидной фазы более чем в три раза (с 17,5 до 5,2 мкм) с целью снижения коэффициента трения и линейного износа; 4) модифицирование редкоземельным элементом La, способствующим измельчению эвтектических карбидов $M_{23}C_6$. Во всех случаях повышение износостойкости достигается за счет оптимизации структуры при формировании

оптимального сочетания мартенсита и остаточного аустенита, измельчения карбидной фазы и равномерного распределения карбидов в матрице.

Литература

1. Попов В. С., Нагорный П. Л. Влияние карбидов на абразивную износостойкость сплавов // Литейное производство. – 1969. – № 8. – С. 27–29.
2. Львов, П. Н. Основы абразивной износостойкости деталей строительных машин. – М. : Стройиздат, 1970. – 71 с.
3. Лучкин В. С., Снаговский В. М., Таран Ю. Н. Факторы износостойкости белых хромистых чугунов // Литейное производство. – 1976. – № 11. – С. 9.
4. Трение, изнашивание и смазка: справочник: в 2 кн. : кн. 1 / под ред. И. В. Крагельского. – М. : Машиностроение, 1978. – 400 с.
5. Гарбер М. Е. Отливки из белых износостойких чугунов. – М. : Машиностроение, 1972. – 111 с.
6. Маркин И. С., Вунштейн Ф. З. Изготовление абразивостойких деталей из белых износостойких чугунов: обзорная информация. – М. : НИИинформтяжмаш, 1972. – 42 с.
7. Чугун : справочник / под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. – М. : Metallurgia, 1991. – 574 с.
8. Бунин К. П., Таран Ю. Н. Строение чугуна. – М. : Metallurgia, 1972. – 160 с.
9. Шейнман Е. Л. Абразивный износ. Обзор американской печати // Трение и износ. – 2006. – Т. 27 (1). – С. 110–122.
10. Abrasive wear failures / J. A. Hawk, R. D. Wilson, D. R. Danks, M. T. Kiser // Failure Analysis and Prevention. – ASM International, 2002. – P. 906–921. – Vol. 11.
11. Машиностроение : энциклопедия : в 40 т. Т. II-2 : Стали. Чугуны / под общ. ред. О. А. Банных, Н. Н. Александрова и др. – М. : Машиностроение, 2001. – 784 с.
12. Справочник по чугунному литью / под ред. Н. Г. Гиршовича. – 3-е изд., перераб. и доп. – Л. : Машиностроение, 1978. – 758 с.
13. Андреев В. В., Фролов В. К. Износостойкость перлитного чугуна с вермикулярным графитом в условиях ограниченной смазки и сухого трения // Литейное производство. – 2009. – № 10. – С. 14–16.
14. Высоколегированные чугуны износостойких деталей дробемётных аппаратов / В. А. Тейх, В. Г. Савчук, Б. Н. Чумак, А. Я. Захаров, В. И. Ушаков // Литейное производство. – 1976. – № 7. – С. 30.
15. Хосен Ри, Тейх В. А., Дзюба Г. С. Получение хромистого чугуна с использованием высокоуглеродистого феррохрома // Литейное производство. – 1986. – № 3. – С. 4–5.
16. Рожкова Е. В., Ватковская И. Е., Иванова М. Ю. Оптимизация режимов термической обработки хромистых чугунов (18% хрома) // Повышение служебных свойств высоколегированных литых сталей и чугунов : материалы семинара. – М. : МДНТП, 1987. – 119–124 с.
17. Гарбер М. Е., Цыпин И. И. Основы подбора состава и структуры износостойких отливок из белого чугуна // Литейное производство. – 1970. – № 6. – С. 2–6.
18. Петроченко Е. В. Влияние фазового состава на износостойкость отливок из белого чугуна // Литейщик России. – 2002. – № 9. – С. 12–16.
19. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М. : Metallurgia, 1983. – 176 с.
20. The effect of thermal processing and chemical composition on secondary carbide precipitation and hardness in high-chromium cast irons / M. A. Guitar, U. P. Nayak, D. Britz, F. Mücklich // International Journal of Metalcasting. – 2020. – Vol. 14. – P. 755–765. – DOI: 10.1007/s40962-020-00407-4.
21. Nayak U. P., Mücklich F., Guitar M. A. Time-dependant microstructural evolution and tribological behaviour of a 26 wt% Cr white cast iron subjected to a destabilization heat treatment //

Metals and Materials International. – 2023. – Vol. 29. – P. 934–947. – DOI: 10.1007/s12540-022-01276-8.

22. Destabilization treatment and its influence on microstructure and matrix hardness of high-Cr cast iron / C. Le Nué, S. C. Gallo, A. Vahid, J. Wang, M. Taherishargh, H. Attar, D. Fabijanic, M. Barnett // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2023. – Vol. 54. – P. 4952–4965. – DOI: 10.1007/s11661-023-07216-4.

23. Tempering temperature dependence on the microstructure, mechanical properties and wear behaviour of a novel high chromium cast iron / S. Wu, D. Wang, X. Tao, X. Wang, R. Zhang, Z. Zhou, S. Zhang, C. Wu, X. Sun, Y. Zhou, C. Cui // Tribology International. – 2024. – Vol. 197. – P. 109831. – DOI: 10.1016/j.triboint.2024.109831.

24. Войнов Б. А. Износостойкие сплавы и покрытия. – М. : Машиностроение, 1980. – 120 с.

25. ГОСТ 7769-82.

26. Refinement of primary carbides in hypereutectic high-chromium cast irons: a review / A.-S. Jain, H. Chang, X. Tang, B. Hinckley, M.-X. Zhang // Journal of Materials Science. – 2021. – Vol. 56 (3). – P. 999–1038. – DOI: 10.1007/s10853-020-05260-8.

27. Исследование износостойкости чугуна ИЧХ28Н2 при комплексном модифицировании / А. П. Зыкова, А. В. Чумаевский, Д. В. Лычагин, И. А. Курзина, С. Ю. Тарасов, Т. В. Демент // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2013. – Т. 56 (12-2). – С. 116–120.

28. Петроченко Е. В., Молочкова О. С., Трофимова Е. А. Пути повышения специальных свойств комплексно-легированных белых чугунов // Теория и технология металлургического производства. – 2023. – № 1 (44). – С. 24–29.

29. Жумаев А. А. Результаты сравнительных исследований износостойкого белого чугуна // Научный журнал «Механика и технология». – 2023. – № 3 (12). – С. 75–81.

30. Influence of rare earths on microstructure and wear resistance of high-chromium cast iron / X. Yu, Q. Li, W. Feng, K. Wu // Materials. – 2026. – Vol. 19. – 896. – DOI: 10.3390/ma19050896.