УДК 669

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ МЕДЬЮ И АЛЮМИНИЕМ*

Н.В. СТЕПАНОВА*[1], *мл. науч. сотруд.
А.А. БАТАЕВ*[1], *доктор техн. наук, профессор
А.А. СИТНИКОВ*[2], *доктор техн. наук, профессор
Т.Н. ОСКОЛКОВА*[3], *канд. техн. наук, доцент
**([1]*НГТУ, г. Новосибирск,*
[2]*АлтГТУ, г. Барнаул,*
[3]*СГИУ, г. Новокузнецк*)**

Поступила 17 июля 2015
Рецензирование 17 августа 2015
Принята к печати 20 октября 2015

Степанова Н.В – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: stepanova@adm.nstu.ru

Исследованы структура, механические свойства и износостойкость заэвтектоидной стали с содержанием 0,09…8,97 мас. % меди. Обнаружены три типа частиц на основе меди. Частицы первого типа имеют размер ~20 нм и располагаются в ферритных промежутках перлита. Частицы второго типа имеют размер ~1 мкм и располагаются по границам бывшего зерна γ-Fe. Частицы третьего типа имеют круглую форму и размер ~25 мкм. Повышение содержания меди сопровождается ростом микротвердости пластинчатого перлита. Введение в сталь 3 мас. % Cu сопровождается ростом микротвердости перлита с 380 до 430 HV. При этом твердость по Бринеллю увеличивается с 340 до 390 НВ. Главным образом, это связано с выделением в ферритных промежутках наноразмерных частиц ε-фазы. При испытаниях по схеме трения скольжения износостойкость заэвтектоидной стали, содержащей 8,97 % меди, в 3,5 раза выше по сравнению с бронзой БрА9Ж3Л и на ~23 % по сравнению с антифрикционным чугуном АЧС-1. В условиях трения о закрепленные частицы абразива относительная износостойкость заэвтектоидной стали с добавлением меди почти в 3 раза выше износостойкости бронзы БрА9Ж3Л. Увеличение уровня износостойкости в условиях трения скольжения, связанное с повышением содержания меди, вызвано повышением объемной доли наноразмерных частиц на основе меди.

Ключевые слова: заэвтектоиданая сталь, структура, наноразмерные включения, микротвердость, износостойкость.

DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-72-79

Введение

Железоуглеродистые сплавы, легированные медью [1-5], относятся к группе материалов, применение которых рационально для изготовления изделий антифрикционного назначения. По мнению специалистов, в ряде случаев они способны заменить широко используемые в настоящее время дорогостоящие бронзы. В первую очередь речь идет об изготовлении крупногабаритных механизмов с тяжело нагруженными узлами трения скольжения. В проведенных ранее исследованиях отмечалась возможность повышения антифрикционных свойств низкоуглеродистой стали [1] и чугуна [2] путем введения в их состав меди. Основным фактором, объяс-

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-00230).

няющим снижение коэффициента трения этих сплавов, является формирование в структуре на разных этапах кристаллизации материалов медьсодержащих частиц размером от нескольких нанометров до десятков микрометров. Введение алюминия повышает растворимость меди в железе [6], что является дополнительным фактором, оказывающим положительное влияние на равномерность распределения медьсодержащих частиц в железоуглеродистой матрице. Наноразмерные частицы на основе меди благоприятно отражаются также и на комплексе механических свойств железоуглеродистых сплавов. Такие частицы могут быть сформированы как при длительных изотермических отжигах закаленной стали [7–10], так и в процессе кристаллизации литых железоуглеродистых сплавов [1–4].

Целью исследования является разработка антифрикционного материала на железной основе для замены бронзы, используемой при изготовлении деталей узлов трения скольжения. Для достижения поставленной цели были изготовлены отливки из заэвтектоидной стали, легированной медью и алюминием, а также исследованы структура и износостойкость полученного материала.

Материалы и методы исследования

В работе исследованы отливки из заэвтектоидной стали с различным содержанием меди. Температура заливки сплавов в формы составляла 1550 °С. Химический анализ отливок контролировали на оптическом эмиссионном спектрометре ARL 3460. Элементный состав литых образцов представлен в табл. 1. Микроструктурные исследования были проведены на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m. Объектами исследования являлись металлографические шлифы. Структуру материалов выявляли химическим методом с использованием в качестве травителя четырехпроцентного раствора азотной кислоты в этиловом спирте. Измерения твердости по Бринеллю проведены при нагрузке на индентор 3000 кг. Твердость по Виккерсу оценивали на микротвердомере Wolpert Group 402MVD при нагрузке на алмазный индентор 100 г.

Элементный состав медьсодержащих включений определяли на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP с использованием энергодисперсионного микроанализатора [11]. Испытания образцов на износостойкость проводили на машине трения СМТ-1 по схеме «диск – плоскость» в условиях смазки при нагрузке 500 Н, скорости скольжения 50 м/мин. Относительную износостойкость определяли при испытаниях на абразивное изнашивание в условиях трения образцов о закрепленные абразивные частицы. Для сравнения результатов в работе проведены исследования типичных антифрикционных материалов: бронзы БрА9Ж3Л и антифрикционного чугуна АЧС-1.

Результаты и обсуждение

Полученные в работе сплавы являются многокомпонентными. Анализ структурных превращений в них осуществлялся на основании тройной диаграммы состояния Fe-C-Cu [12–15]. Схематичное представление структуры заэвтектоидной стали, легированной различным содержанием меди, отражено на рис. 1. Примеры структуры реальных сплавов, полученных в работе, представлены на рис. 2. В исходном состоянии заэвтектоидная сталь содержит микрообъемы пластинчатого перлита и включения вторичного цементита (рис. 2, *а*), выделившегося в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен. Объемная доля цементита в сплаве составила ~ 9 %.

Особенностью, характерной для перлита стали, легированной медью, является присутствие множества мелкодисперсных включений

Таблица 1

Результаты химического анализа отливок

№ п/п	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Al	Fe
1	2,11	0,36	0,27	0,01	0,01	0,03	0,04	0,09	1,15	Ост.
2	2,10	0,36	0,29	0,01	0,01	0,03	0,04	3,01	1,25	
3	2,12	0,37	0,30	0,01	0,02	0,03	0,04	6,02	1,30	
4	2,10	0,36	0,27	0,01	0,01	0,03	0,04	8,97	1,20	

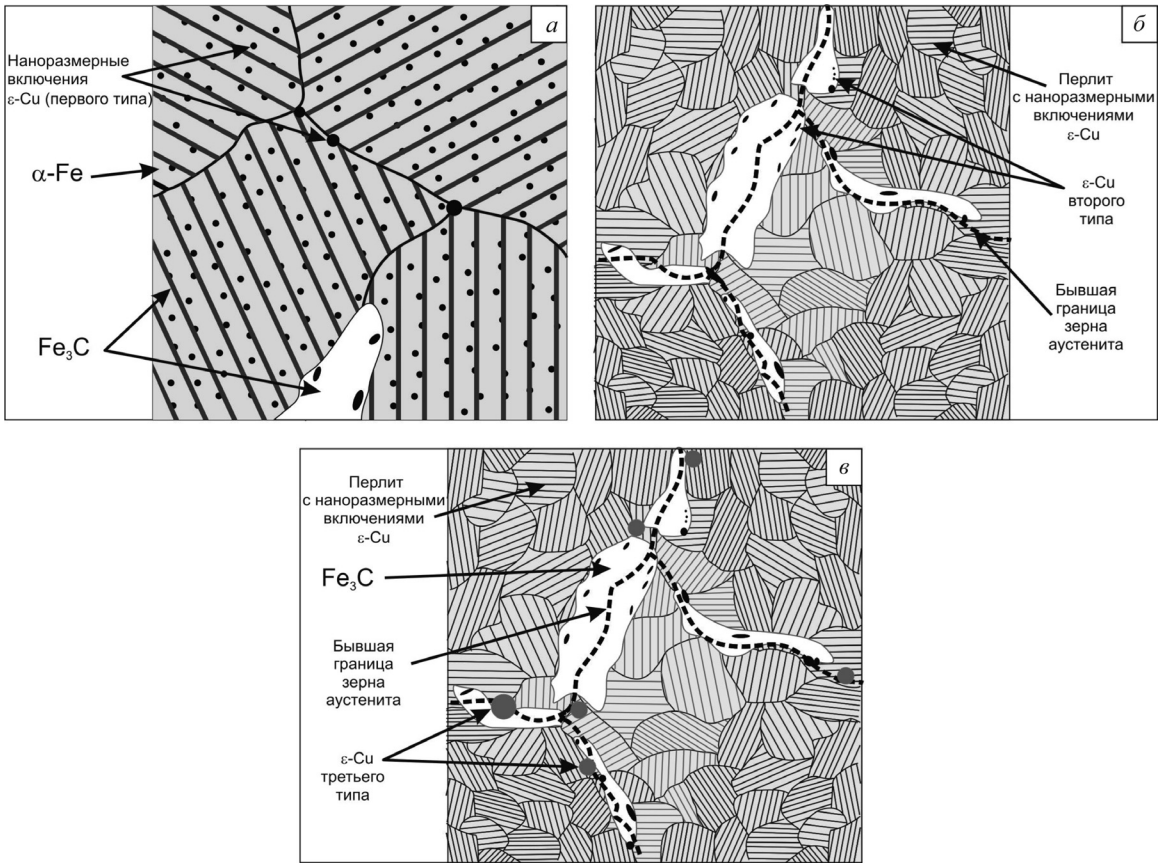


Рис. 1. Структура заэвтектоидной стали с разными типами медьсодержащих частиц (*а* – первого типа; *б* – первого и второго типа; *в* – первого, второго и третьего типа)

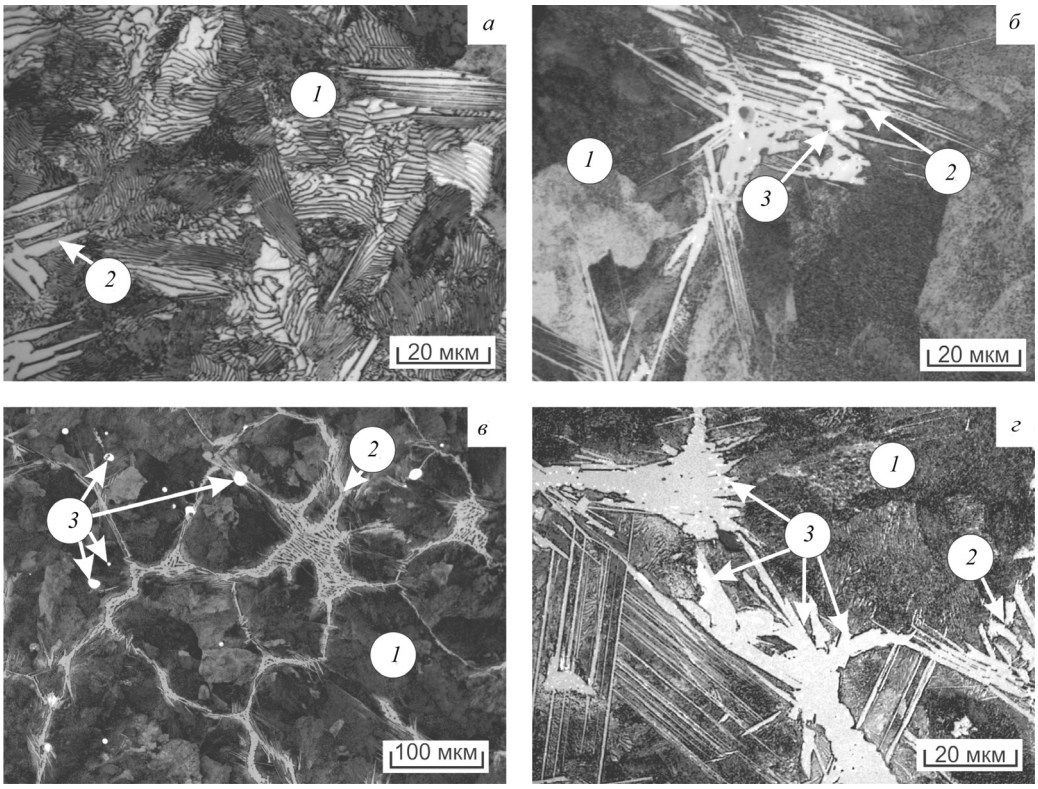


Рис. 2. Структура заэвтектоидной стали, легированной медью (*а* – 0,09 % Cu; *б* – 6,02 % Cu; *в*, *г* – 8,97 % Cu); *1* – перлит; *2* – цементит; *3* – медьсодержащие включения

фазы ε-Cu, выделяющихся из ферритной матрицы в результате изменения растворимости меди в α-железе Fe (рис. 1, *а*). В связи с относительно большим размером атомов меди по сравнению с железом, их диффузия в решетке железа крайне затруднена. По этой причине выделяющиеся из феррита частицы, содержащие медь, являются наноразмерными (частицы первого типа) [1].

В сплавах с 2,1…7 % Cu зафиксированы два типа медьсодержащих включений. Наноразмерные частицы (первого типа) располагаются в ферритных промежутках перлита, а более крупные (второго типа) – по границам бывшего зерна γ-Fe (рис. 1, *б*). Причина формирования крупных частиц заключается в уменьшении растворимости меди в γ-Fe при охлаждении сплава. Образуются они в интервале температур 1094…850 °С. Средний размер частиц ε-Cu второго типа составляет 1…2 мкм (*3* на рис. 2, *б*, *г*). При определенных условиях такие включения выстраиваются в цепочки по границам бывшего аустенитного зерна (рис. 2, *б*).

Увеличение содержания меди способствует измельчению феррито-цементитной смеси. Это связано, вероятно, с тем, что медь оказывает влияние на скорость кристаллизации железоуглеродистых сплавов, которая, в свою очередь, связана с повышением теплопроводности расплава [16].

Диаграмма Fe-Cu-C [14, 15] предполагает появление в структуре сплавов, содержащих от 4,5 до 11 % меди, включений ε-Cu третьего типа, схематически представленных на рис. 1, *в*. Предполагается, что их образование происходит в диапазоне температур от 1320 до 1094 °С посредством диффузии атомов меди из γ-Fe. В данном температурном диапазоне частицы ε-Cu находятся в жидком состоянии. При охлаждении сплава до 1094 °С эти включения кристаллизуются. Кроме меди, в составе включений присутствуют также железо и алюминий. На рис. 3 показано распределение размеров включений ε-фазы, полученное при анализе результатов оптической металлографии стали, содержащей 8,97 % Cu. Средний размер включений третьего типа составляет ~25 мкм (*3* на рис. 2, *в*).

Введение меди в заэвтектоидную сталь приводит к изменению микротвердости сплавов. В частности, с повышением содержания меди до 3 % микротвердость перлита возрастает с 380 до 430 HV (рис. 4). При этом твердость заэвтектоидной стали по Бринеллю увеличивается с 340 до 390 НВ. Дальнейшее повышение концентрации меди существенного влияния на микротвердость перлита и твердость стали по Бринеллю стали не оказывает. Основной причиной увеличения значений микротвердости перлита является выделение наноразмерных медьсодержащих включений [1, 7–10].

На рис. 5 показана зависимость износостойкости заэвтектоидной стали в условиях трения скольжения от содержания в ней меди. Полученные данные сравнивали с результатами испытаний материалов, широко используемых в тяжело нагруженных узлах трения: бронзы БрА9Ж3Л, близкой по составу к медьсодержащим включениям, и антифрикционного чугуна АЧС-1. Уровень износостойкости стальных об-

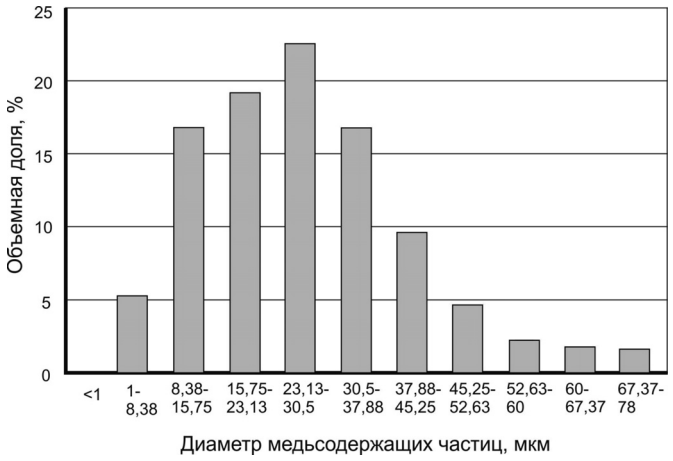


Рис. 3. Распределение размеров медьсодержащих частиц в заэвтектоидной стали, содержащей 8,97 мас. % Cu

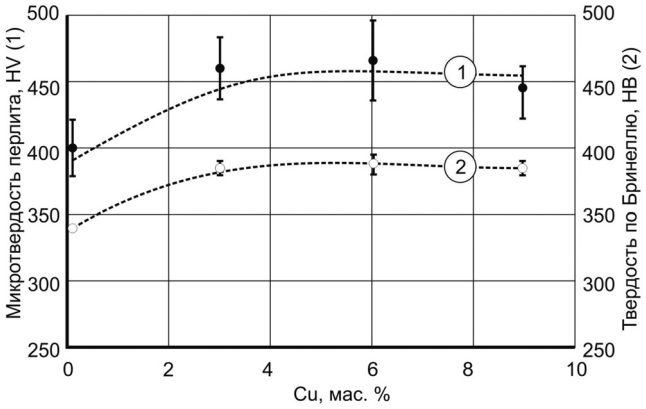


Рис. 4. Влияние содержания меди на микротвердость перлита и твердость по Бринеллю заэвтектоидной стали

разцов, легированных медью, выше, чем антифрикционного чугуна (рис. 5). Одна из причин такого поведения связана с наличием в структуре заэвтектоидной стали избыточного цементита, обеспечивающего более высокий уровень твердости, и, как следствие, высокую износостойкость материала. Дополнительный вклад в увеличение износостойкости оказывают медьсодержащие включения. Увеличение уровня износостойкости заэвтектоидной стали, содержащей до 3 % меди, обусловлено образованием наноразмерных включений ε-фазы. При повышении содержания меди уровень износостойкости стали продолжает увеличиваться. Это связано с появлением в структуре сплава медьсодержащих включений со средним размером ~ 25 мкм. Микротвердость таких включений составляет ~145 HV. Повышение износостойкости заэвтектоидной стали, содержащей ~ 9 % меди, обусловлено образованием крупных медьсодержащих включений, характеризующихся низким коэффициентом трения.

На рис. 6 представлены результаты испытаний исследуемых материалов в условиях трения о закрепленные частицы абразива. Анализ экспериментальных данных показал, что относительная износостойкость заэвтектоидной стали с 8,97 % меди примерно в 3,5 раза выше износостойкости бронзы БрА9Ж3Л и 2,5 раза выше износостойкости чугуна АЧС-1. Влияние содержания меди на уровень относительной износостойкости заэвтектоидной стали незначительно.

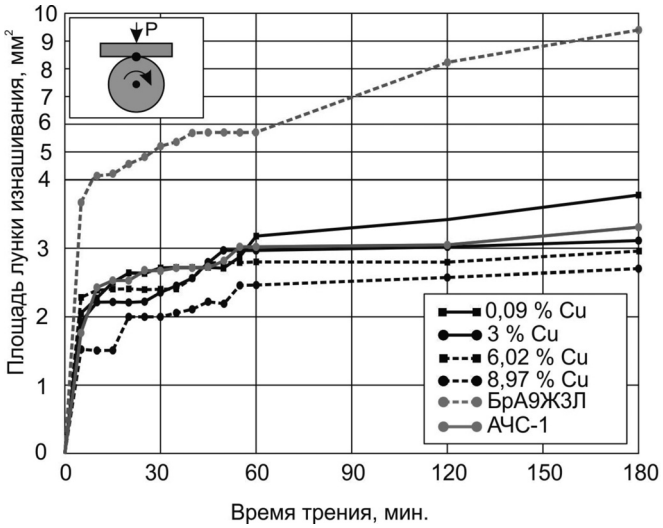


Рис. 5. Износостойкость заэвтектоидной стали с разным содержанием меди в сравнении с БрА9Ж3Л и АЧС-1

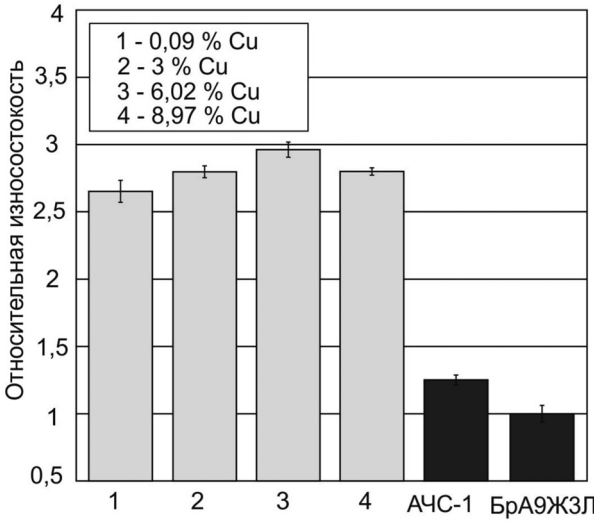


Рис. 6. Относительная износостойкость материалов при трении о закрепленные частицы абразива заэвтектоидной стали с разным содержанием меди в сравнении с БрА9Ж3Л и АЧС-1

Выводы

Легирование медью приводит к изменениям структуры и механических свойств заэвтектоидной стали. Введение в сталь 3 мас. % Cu сопровождается ростом микротвердости перлита с 380 до 430 HV. При этом твердость по Бринеллю увеличивается с 340 до 390 НВ. Для сплавов, содержащих медь, характерным является увеличение дисперсности ферритоцементитной смеси. Дополнительным фактором, способствующим росту твердости перлита, является выделение в ферритных промежутках наноразмерных частиц ε-фазы. В условиях трения скольжения со смазкой износостойкость заэвтектоидной стали, содержащей 8,97 % меди, в ~3,5 раза выше износостойкости бронзы БрА9Ж3Л и на ~23 % выше износостойкости антифрикционного чугуна АЧС-1. Относительная износостойкость высокоуглеродистой медистой стали в процессе трения о закрепленные частицы абразива почти в 3 раза выше по сравнению с бронзой БрА9Ж3Л.

Список литературы

1. *Stepanova N.V., Razumakov A.A.* The effect of doping with copper and aluminium on structure, mechanical and friction properties of steel // Proceedings of the 8th International Forum on Strategic Technology (IFOST–2013), 28 June–1 July, Mongolian University of Science and Technology. – Ulaanbaator, Mongolia: IEEE organized, 2013. – Vol. 2. – P. 240–242.

2. Влияние меди на антифрикционные свойства серых чугунов / Е.Д. Головин, В.А. Кузнецов, В. Кумар, П.А. Попелюх, Н.В. Степанова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 1 (54). – С. 81–84.

3. *Stepanova N.V., Razumakov A.A., Lozhkina E.A.* Structure and mechanical properties of Cu–alloyed cast iron // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 682. – P. 178–182.

4. Influence of Surfactants on the Structure and wear resistance of copper alloyed hypereutectoid steel / N. Stepanova, A. Razumakov, E. Lozhkina, I. Zhil'tsov, V. Kuznetsov // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 1040. – P. 53–58. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1040.53.

5. *Sil'man G.I., Kamynin V.V., Tarasov A.A.* Effect of copper on structure formation in cast iron // Metal Science and Heat Treatment. – 2003. – Vol. 45, iss. 7. – P. 254–258. – doi: 10.1023/A:1027320116132.

6. *Преварский А.П.* Исследование системы Fe–Cu–Al // Известия Академии наук СССР. Металлы. – 1971. – № 4. – С. 220–222.

7. *Chairuangsri T., Edmonds D.V.* The precipitation of copper in abnormal ferrite and pearlite in hypereutectoid steels // Acta Materialia. – 2000. – Vol. 48, iss. 15. – P. 3931–3949. – doi:10.1016/S1359-6454(00)00176-2.

8. *Cao L., Wu S., Liu B.* On the Cu precipitation behavior in thermo-mechanically embrittlement processed low copper reactor pressure vessel model steel // Materials & Design. – 2013. – Vol. 47. – P. 551–556. – doi: 10.1016/j.matdes.2012.12.055.

9. *Fourlaris G., Baker A.J., Papadimitriou G.D.* Microscopic characterisation of ε–Cu interphase precipitation in hypereutectoid Fe–C–Cu alloys // Acta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol. 43, iss. 7. – P. 2589–2604. – doi:10.1016/0956-7151(94)00474-V.

10. *Chairuangsri T., Edmonds D.V.* Abnormal ferrite in hyper-eutectoid steels // Acta Materialia. – 2000. – Vol. 48, iss. 7. – P. 1581–1591. – doi: 10.1016/S1359-6454(99)00442-5.

11. Amorphous, quasicrystalline and other metastable structures produced at the interface of explosively welded dissimilar materials / I. Malutina, I. Bataev, D. Lazurenko, K. Hokamoto, M. Esikov, V. Mali, A. Jorge Junior, A. Bataev // 22nd International Symposium of Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2015), Paris, France, 13–17 July 2015. – Paris, 2015. – P. 25.

12. Медь в черных металлах / под ред. И. Ле Мэя, Л.М.-Д. Шетки; пер. с англ. И.Д. Марчуковой, А.Н. Штейнберга; под ред. О.А. Банных. – М.: Металлургия, 1988. – 311 с. – ISBN 5-229-00073-2.

13. Диаграммы состояния металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 2 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 1024 с. – ISBN 5-217-01569-1.

14. *Shubhank K., Kang Y.* Critical evaluation and the termodynamic optimization of Fe–Cu, Cu–C, Fe–C binary systems and Fe–Cu–C ternary system // Calphad. – 2014. – Vol. 45. – P. 127–137. – doi: 10.1016/j.calphad.2013.12.002.

15. *Sil'man G.I.* About retrograde solidus and stratification of melt in the Fe–Cu and Fe–Cu–C systems // Metal Science and Heat Treatment. – 2009. – Vol. 51, iss. 1. – P. 19–24. – doi: 10.1007/s11041-009-9120-1.

16. *Яковлев А.Ю., Волчок И.П.* Влияние меди на структуру и свойства графитизированной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 1. – С. 44–46.

OBRABOTKA METALLOV
(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)
N 4(69), October – December 2015, Pages 72–79

Wear resistance of hypereutectoid steel, alloy with copper and aluminum

Stepanova N.V. [1], Junior researcher, e-mail: naty@ya.ru
Bataev A.A. [1], D.Sc. (Engineering), Professor, Rector, e-mail: bataev@adm.nstu.ru
Sitnicov A.A. [2], D.Sc. (Engineering), Professor, Rector, e-mail: sitalan@rambler.ru
Oskolkova T.N. [3], Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: oskolkova@kuz.ru

[1] Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation
[2] I.I. Polzunov Altai State Technical University, 46 Lenina avenue, Barnaul, Altai region, 656038, Russian Federation
[3] Siberian State Industrial University, 42 Kirov st., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

Abstract

Structure, mechanical properties and wear resistance of hypereutectoid steels with 0.09... 8.97 wt. %. Cu is investigated. Addition of 3 wt. % Cu to the steel is accompanied by an increase in microhardness of pearlite from 380 to 430 HV. At the same time Brinell hardness increases from 340 to 390 HB. A further increase in the concentration of copper has no significant effect on the microhardness of pearlite and the Brinell hardness of the steel. Increasing copper content is the reason for the growth of lamellar pearlite microhardness. Three types of copper-based particles are detected. The first type particles have a size of about 20 nm and are arranged at ferrite intervals of pearlite. The particles of the second type have a size of ~ 1 μm and are arranged at a former grain boundaries of γ-Fe. The particles of the third type have a circular shape and size of ~ 25 μm. Wear resistance of hypereutectoid steel, containing 8.97 wt. % copper, is 3.5 times higher compared to bronze and ~ 23 % in comparison with antifriction cast iron when tested according to the scheme of sliding friction. Mainly, this is due to nanoparticles precipitated in pearlite the copper-based ε-phase. Relative wear resistance of hypereutectoid steel with addition of copper is almost 3 times higher than the durability of bronze in the friction conditions of fixed abrasive particles. The increase in wear resistance in sliding friction conditions, associated with a high content of copper, is due to increases in the volume fraction of cupric nanoparticles.

Keywords:

hypereutectoid steel, structure, nanoparticles, microhardness, wear resistance.

DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-72-79

References

1. Stepanova N.V., Razumakov A.A. The effect of doping with copper and aluminium on structure, mechanical and friction properties of steel. *The 8 International Forum on Strategic Technologies (IFOST 2013): proceedings*, Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June – 1 July 2013, Ulaanbaatar, 2013, vol. 1, pp. 240–242.

2. Golovin E.D., Kuznetsov V.A., Kumar V., Popelyukh P.A., Stepanova N.V. Vliyanie medi na antifriktsionnye svoistva serykh chugunov [Effect of copper addition on friction properties of gray cast iron]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2012, no. 1 (54), pp. 81–84.

3. Stepanova N.V., Razumakov A.A., Lozhkina E.A. Structure and mechanical properties of Cu–alloyed cast iron. *Applied Mechanics and Materials*, 2014, vol. 682, pp. 178–182. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.682.178

4. Stepanova N., Razumakov A., Lozhkina E., Zhil'tsov I., Kuznetsov V. Influence of surfactants on the structure and wear resistance of copper alloyed hypereutectoid steel. *Advanced Materials Research,* 2014, vol. 1040, pp. 53–58. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1040.53

5. Sil'man G.I., Kamynin V.V., Tarasov A.A. Effect of copper on structure formation in cast iron. *Metal Science and Heat Treatment*, 2003, vol. 45, iss. 7, pp. 254–258. doi: 10.1023/A:1027320116132

6. Prevarskii A. P. Issledovanie sistemy Fe–Cu–Al [Study of Fe-Cu-Al system]. *Izvestiya Akademii nauk SSSR. Metally – Russian metallurgy (Metally)*, 1971, no. 4, pp. 220–222. (In Russian)

7. Chairuangsri T., Edmonds D.V. The precipitation of copper in abnormal ferrite and pearlite in hyper-eutectoid steels. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, iss. 15, pp. 3931–3949. doi:10.1016/S1359-6454(00)00176-2

8. Cao L., Wu S., Liu B. On the Cu precipitation behavior in thermo-mechanically embrittlement processed low copper reactor pressure vessel model steel. *Materials & Design*, 2013, vol. 47, pp. 551–556. doi: 10.1016/j.matdes.2012.12.055

9. Fourlaris G., Baker A.J., Papadimitriou G.D. Microscopic characterisation of ε–Cu interphase precipitation in hypereutectoid Fe–C–Cu alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol. 43, iss. 7, pp. 2589–2604. doi:10.1016/0956-7151(94)00474-V

10. Chairuangsri T., Edmonds D.V. Abnormal ferrite in hyper-eutectoid steels. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, iss. 7, pp. 1581–1591. doi: 10.1016/S1359-6454(99)00442-5

11. Malutina I., Bataev I., Lazurenko D., Hokamoto K., Esikov M., Mali V., Jorge Junior A., Bataev A. Amorphous, quasicrystalline and other metastable structures produced at the interface of explosively welded dissimilar materials. *The 22nd International Symposium of Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2015)*. France, Paris, 13–17 July 2015, p. 25.

12. LeMay I., Schetky L. McD., eds. *Copper in Iron and Steel*. 1st ed. New York, Wiley, 1982. 448 p. ISBN-10: 0471059137. ISBN-13: 978-0471059134. (Russ. ed.: LeMei I., Shetki L. M.–D. *Med' v chernykh metallakh*. Moscow, Metallurgiya publ., 1988. 311 p. ISBN 5-229-00073-2)

13. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoinykh metallicheskikh sistem. Spravochnik. V 3 t. T. 2* [Phase diagrams of binary metallic systems. Reference book. In 3 vol. Vol. 2]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1997. 1024 p. ISBN 5-217-01569-1

14. Shubhank K., Kang Y. Critical evaluation and the termodynamic optimization of Fe–Cu, Cu–C, Fe–C binary systems and Fe–Cu–C ternary system. *Calphad*, 2014, vol. 45, pp. 127–137. doi: 10.1016/j.calphad.2013.12.002

15. Sil'man G. I. About retrograde solidus and stratification of melt in the Fe–Cu and Fe–Cu–C systems. *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, vol. 51, iss. 1, pp. 19–24. doi: 10.1007/s11041-009-9120-1

16. Yakovlev A.Yu., Volchok I.P. Vliyanie medi na strukturu i svoistva grafitizirovannoi stali [The effect of copper on the structure and properties of graphitized steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2008, no. 1, pp. 44–46. (In Russian)

Funding

This study was supported by Russian Science Foundation (project No. 15-19-00230).

Article history:

Received 17 July 2015
Revised 17 August 2015
Accepted 20 October 2015