

СОДЕРЖАНИЕ

ЧУГУН

- Покровский А. И., Чаус А. С., Куновский Э. Б.** Влияние формы графитных включений на акустические характеристики изделий из литого и деформированного чугуна 3
- Гуревич Ю. Г., Овсянников В. Е., Марфицын В. В., Фролов В. А.** Поверхностное упрочнение деталей из ферритно-перлитного серого чугуна 10
- Киани-Рашид А. Р.** Влияние алюминия на стабильность остаточного аустенита в бейнитном ковком чугуне 14

ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИЕ СТАЛИ

- Лобанов М. Л., Русаков Г. М., Редикульцев А. А.** Электротехническая анизотропная сталь. Часть I. История развития 18

ТИТАНОВЫЕ И НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ

- Мордовин В. П.** Структура, сорбционные и каталитические свойства водородоаккумулирующего сплава системы Ti – Fe – Zr – Mo 26
- Устиновщиков Ю. И., Шабанова И. Н., Теребова Н. С.** Рентгеноэлектронное и электронно-дифракционное исследование упорядочивающихся сплавов системы Ni – Mo 31

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Александров В. А., Грачев А. В., Барабанов С. И.** Сокращение длительности процесса азотирования коррозионно-стойких сталей 37
- Будиллов В. В., Рамазанов К. Н., Вафин Р. К.** Ионное азотирование инструментальных сталей с наложением магнитного поля 40

ОБОРУДОВАНИЕ

- Цигер Б., Тимошенко В. В.** Система обработки холодом "COOL PLUS" деталей, изготовленных из стали ШХ15 44

ПОКРЫТИЯ

- Роос О.** Тонкие органические покрытия BRUGAL® — эффективная и экономичная альтернатива традиционным методам защиты сталей от коррозии 46

* * *

- Перевод аннотаций к статьям, опубликованным в номере 48

CONTENTS

CAST IRON

- Pokrovskii A. I., Chaus A. S., and Kunovskii E. B.** Effect of the shape of graphite inclusions on acoustic characteristics of articles from cast and deformed iron 3
- Gurevich Yu. G., Ovsyannikov V. E., Marfitsyn V. V., and Frolov V. A.** Surface hardening of parts from ferrite-pearlite gray iron 10
- Kiani-Rashid A. R.** Effect of aluminum on stability of retained austenite in bainitic malleable cast iron 14

ELECTROTECHNICAL STEELS

- Lobanov M. L., Rusakov G. M., and Redikul'tsev A. A.** Electrotechnical anisotropic steels. Part 1. History of development 18

TITANIUM AND NICKEL ALLOYS

- Mordovin V. P.** Structure, sorption, and catalytic properties of a hydrogen-accumulating alloy of the Ti – Fe – Zr – Mo system 26
- Ustinovshchikov Yu. I., Shabanova I. N., and Terebova N. S.** X-ray electron and electron diffraction study of ordering alloys of the Ni – Mo system 31

THERMOCHEMICAL TREATMENT

- Aleksandrov V. A., Grachev A. V., and Barabanov S. I.** Shortening of the process of nitriding of corrosion-resistant steels 37
- Budilov V. V., Ramazanov K. N., and Vafin R. K.** Ion nitriding of tool steels with application of magnetic field 40

EQUIPMENT

- Ziger B. and Timoshenko V. V.** "COOL PLUS" cold treatment system for parts produced from steel ShKh15 44

COATINGS

- Roos O.** BRUGAL® thin organic coatings: effective and gainful alternative to traditional methods of protection of steels from corrosion 46

* * *

- Abstracts 48

повысить твердость поверхностного слоя толщиной до 1,0 мм и более.

4. Абразивный износ диффузионного слоя ферритно-перлитного серого чугуна после хромирования и закалки соизмерим с износом белого хромированного чугуна.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шерман А. Д., Жуков А. А., Абдуллаев И. О. и др. Чугун: Справочник. М: Металлургия, 1991. 575 с.
2. Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. М: Металлургия, 1993. 447 с.
3. Дубинин Г. Н., Аврамов Ю. С. Авиационное материаловедение. М: Машиностроение, 1988. 320 с.
4. Ковенский И. М., Поветкин В. В. Металловедение покрытий. М: СП Интермет Инжиниринг, 1999. 286 с.
5. Майоров В. С., Майоров С. В. Закалка чугуновых деталей излучением твердотелого лазера // МиТОМ. 2009. № 3. С. 6 – 8.
6. Гуревич Ю. Г., Буланов В. Я., Германок Н. В. и др. Легирование железа через газовую хлоридную фазу. Свердловск: АН СССР. Уральское отделение, 1992. 190 с.
7. Гуревич Ю. Г., Анциферов В. И., Савиных Л. М. и др. Износостойкие композиционные материалы. Екатеринбург: РАН. Уральское отделение, 2005. 216 с.

УДК 669.15-196.5

Влияние алюминия на стабильность остаточного аустенита в бейнитном ковком чугуна

А. Р. КИАНИ-РАШИД*

Университет Фирдоуси в Месхеде (fkiana@yahoo.com; kianirashid@gmail.com)

Исследовано влияние добавок алюминия на микроструктуру бейнитного ковкого чугуна после термической обработки — изотермической закалки при 350 °С в ванне с расплавленным свинцом после выдержки при 920 °С, 90 мин. Проведены металлографические исследования методами световой и ретроэлектронной микроскопии и рентгеноструктурный анализ чугуна.

Ключевые слова: чугун, термическая обработка, микроструктура, металлография.

ВВЕДЕНИЕ

Бейнитная структура, образующаяся в бейнитных ковких чугунах с высокой концентрацией кремния, характеризуется обычно большим содержанием остаточного аустенита, пересыщенного углеродом, поскольку в присутствии кремния образование цементита при изотермической закалке чугуна подавляется [1 – 3]. Конечная микроструктура, определяющая механические свойства чугунов, зависит от температурно-временных условий аустенитизации и изотермической закалки. При этом аустенит превращается в пластинки верхнего бейнита и обогащенного углеродом остаточного аустенита при повышенных температурах изотермической выдержки или в непластичатые ферритно-карбидные агрегаты нижнего бейнита при более низких температурах [4]. Высокоуглеродистый остаточный аустенит обнаружен также при образовании нижнего бейнита. При распаде высокоуглеродистого остаточного аустенита

между пластинами бейнитного феррита может происходить выделение карбида.

Известно, что изменение химического состава и режимов термической обработки бейнитных чугунов позволяют изменять их свойства и достигать различных комбинаций прочности, твердости, ударной вязкости и сопротивления изнашиванию. При этом области применения таких чугунов можно расширить за счет изменения содержания кремния, включая его частичную замену алюминием [5 – 8]. Влияние замещения кремния алюминием на бейнитную микроструктуру чугунов подробно не исследовано. Авторы [9] наблюдали изменение соотношения между ферритом и остаточным аустенитом при изменении режимов термической обработки бейнитных нелегированных чугунов с шаровидным графитом. При этом показано, что на конечной стадии изотермического превращения высокоуглеродистый остаточный аустенит распадается на феррит и карбиды, так что конечная микроструктура чугуна содержит феррит, остаточный аустенит и выделения карбидов. В некоторых работах предполагается, что бейнитная микроструктура в чугунах характеризуются пересыщением

* А. Р. Киани-Рашид
Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering
Ferdowsi University of Mashhad Mashhad, IRAN.

Таблица. Химический состав чугунов

Сплав	Содержание элементов, % (масс.)							
	C	Al	Si	Ni	Mn	P	S	Mg
1	3,68	0,48	1,06	0,04	0,06	< 0,005	< 0,005	0,05
2	3,44	4,88	1,22	0,05	0,10	< 0,005	< 0,005	0,05

углерода (удаляемого из бейнитного феррита), достаточным для стабилизации аустенита вплоть до температур ниже комнатной [10 – 13]. В работах [13, 14] было исследовано влияние режимов аустенитизации и изотермической закалки на микроструктуру чугуна с шаровидным графитом, содержащим 2,35 % Al. Установлено, что температура изотермической выдержки определяет морфологию бейнита и объемную долю остаточного аустенита в чугуне. Температура аустенитизации и продолжительность изотермической выдержки оказывают на его структуру слабое влияние.

Цель настоящей работы — исследование влияния алюминия на микроструктуру бейнитного чугуна после изотермической закалки.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Выплавку экспериментальных ковких чугунов (см. таблицу) проводили в газопламенной печи емкостью 25 кг и высокочастотной печи емкостью 20 кг. Полученный расплав перегревали до 1550 °С. Под зеркало расплава (на дно тигля) вводили окускованный алюминий. Для его растворения расплав подвергали выдержке в течение различного времени. Затем в расплав вводили железо-кремниевую лигатуру, содержащую 5 % Mg. Для предотвращения выброса жидкого металла при растворении магния лигатуру предварительно помещали в специальные закрытые капсулы. После этого в тигель с расплавом был введен в качестве модификатора ферросилиций, содержащий 75 % Si. Каждую плавку чугуна обрабатывали по методу сэндвича при 1400 °С ферросилицием, содержащим 5 % Mg. Разливку в песчаные формы проводили при 1350 °С. Содержание углерода определяли на оборудовании технологического центра Swinden Technology Centre of Corus Group PLC методом поглощения в инфракрасной области спектра после сжигания пробы в индукционной печи и окисления углерода до CO₂. Содержание алюминия оценивали методом атомно-абсорбционной спектроскопии в лаборатории Ni-Search Technology (HIST) Бирмингемского университета. Для всех выбранных составов содержание узелкового графита составляло более 90 %. Структуру чугуна исследовали методами световой и растровой электронной микроскопии с использованием поляризационного интерференционного микроскопа Nikon D.I.C. и микроскопа Rei-

chert-Jung. Растровую электронную микроскопию проводили на микроскопах Cambridge Series 3 SEM с приставкой для энергодисперсионного химического анализа (Link 860 series 1 EDX) и Cambridge Series 4 SEM. Ускоряющее напряжение составляло 20 кВ при диаметре электронного зонда 4 – 6 нм.

Образцы подвергали аустенитизации при 920 °С в течение 90 мин, после чего переносили в ванну расплавленного свинца с температурой 350 °С, где выдерживали в течение разного времени вплоть до 16 суток. Объемную долю аустенита определяли при съемке на рентгеновском дифрактометре Philips ADP 1700 в медном K_α-излучении. Поверхность для рентгеновской съемки предварительно шлифовали на абразивной бумаге и полировали алмазной пастой.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты микроструктурного и рентгеновского исследований приведены на рис. 1 и 2. После изотермической выдержки малой длительности матрица состоит из чередующихся реек бейнитного феррита и высокоуглеродистого остаточного аустенита. Наблюдаются также равноосные участки остаточного аустенита и мартенсита. Количество мартенсита уменьшается при увеличении продолжительности выдержки. При длительной выдержке остаточный аустенит может превращаться в ферритно-карбидную смесь [7]. Эти результаты согласуются с данными многих работ, например [3], где в ковком чугуне с 2,3 % Si после изотермической закалки матрица состояла из тонких реек бейнитного феррита, остаточного аустенита и мартенсита при малых выдержках. При этом в процессе выдержки количество мартенсита снижалось, содержание углерода в аустените увеличивалось, а карбидной фазой был цементит. В работе [19] в чугуне, содержащем марганец, молибден и никель, после выдержки при 410 °С наблюдались сложные карбиды. После выдержки при 300 и 370 °С в структуре чугуна карбидов не было, а держались только бейнитный феррит и аустенит.

Определяли также количество бейнитного феррита после изотермического превращения при 350 °С. Более длительная выдержка чугуна с большим содержанием алюминия приводит к формированию повышенного содержания бейнитного феррита, что согласуется с данными [1].

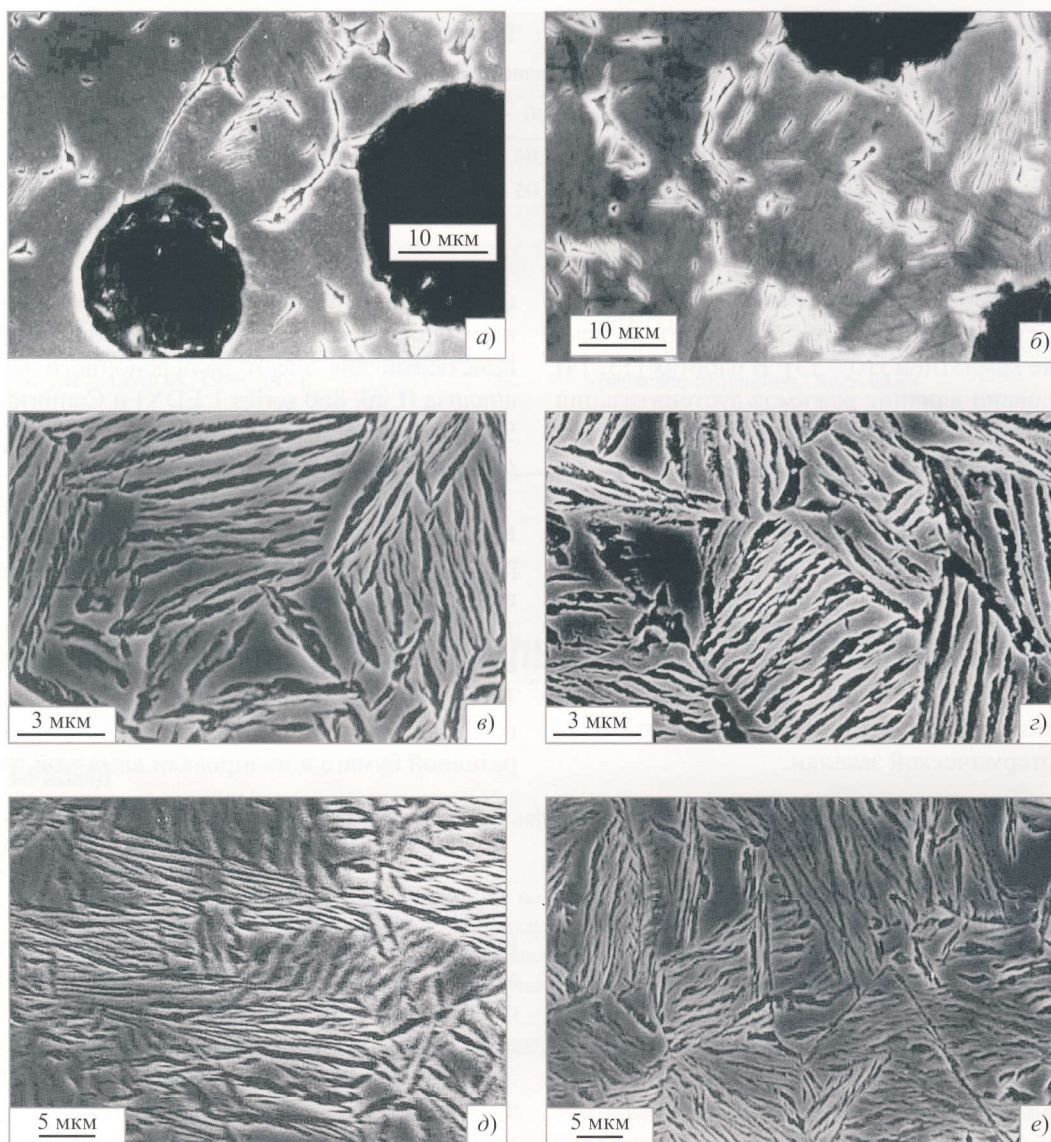


Рис. 1. Микроструктура бейнитных ковких чугунов (растровая электронная микроскопия), легированных алюминием, после аустенизации при 920 °С, 90 мин, изотермической закалки при 350 °С в течение 1 мин (*а, б*), 100 мин (*в, г*) и 16 суток (*д, е*):
а, в, д — содержание алюминия в чугунах 0,48 %, *б, г, е* — 4,88 % Al

Растровая микроскопия (рис. 1, *а, б*) показывает, что микроструктура чугунов с 0,48 и 4,88 % Al после изотермической выдержки при 350 °С в течение 1 мин состоит из бейнитного феррита и мартенсита. Бейнитная реакция прошла не полностью и оставшийся после выдержки аустенит превращается в мартенсит при закалке в воде. После выдержки в течение 100 мин при 350 °С в структуре этих чугунов наблюдались пластины бейнитного феррита и большая доля остаточного аустенита (рис. 1, *в, г*). По сравнению со структурой, приведенной на рис. 1, *а, б*, можно отметить увеличение доли бейнитного феррита. Кажущаяся более низкая степень бейнитного превращения в чугуне с 0,48 % Al может быть обусловлена более крупным зерном исходного аустенита,

чем в чугуне с 4,88 % Al. После выдержки в течение 16 суток (384 ч) остаточный аустенит все еще присутствует (рис. 1, *д, е*). Согласно данным [2], в чугуне с шаровидным графитом остаточный аустенит все еще наблюдался после изотермической закалки при 350 °С в течение 200 ч. Результаты исследований, приведенные на рис. 1, *в, г*, показывают, что при увеличении содержания алюминия доля остаточного аустенита с равноосной морфологией уменьшается.

Концентрацию углерода в аустените определяли по его периоду решетки (рис. 2, *а*). На рис. 2, *б* показано влияние продолжительности изотермической выдержки на содержание углерода в остаточном аустените. На рис. 2, *в* приведена зависимость объемной доли остаточного аустенита от длительности

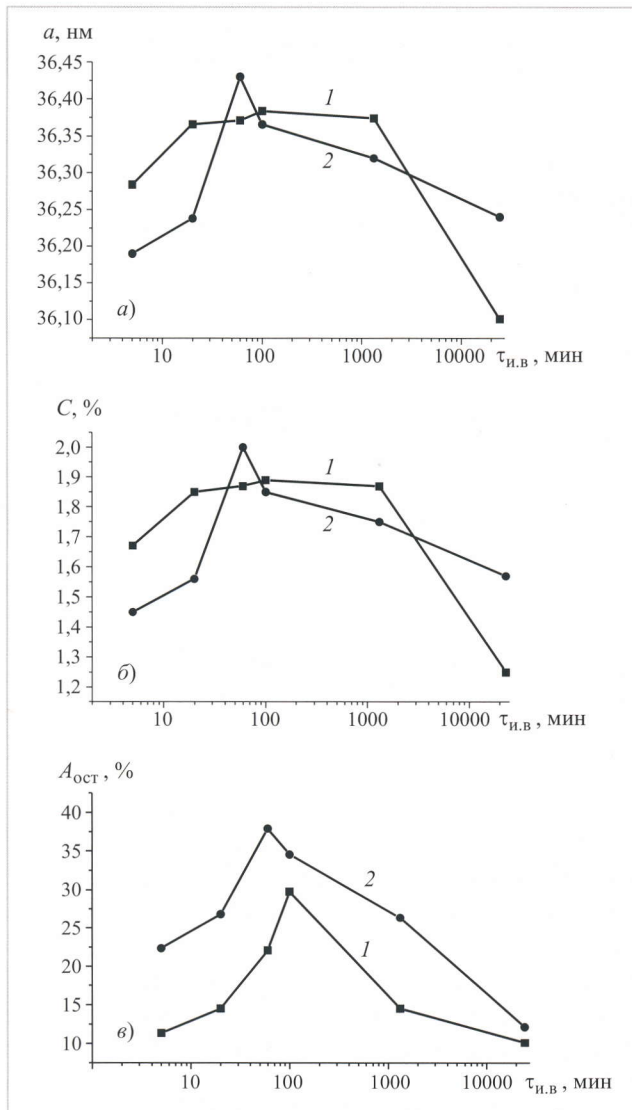


Рис. 2. Зависимость параметра решетки аустенита (*a*), содержания углерода в аустените (*б*) и количества остаточного аустенита (*в*), от времени изотермической выдержки чугунов с различным содержанием алюминия: 1 — 0,48 % Al; 2 — 4,88 % Al

изотермической выдержки. Характер изменения доли остаточного аустенита в процессе выдержки соответствует обычным представлениям о бейнитном превращении — аустенит сначала стабилизируется благодаря увеличению в нем содержания углерода, уходящего из феррита, а затем после 100 мин выдержки распадается на феррит и карбид [3, 12, 15]. Кривые для обоих чугунов (с низким и высоким содержанием алюминия) подобны, повышенное содержание остаточного аустенита при более высоком содержании алюминия согласуется с данными работы [1]. С учетом данных рис. 2, в можно сказать, что в

чугуне с более высоким содержанием алюминия бейнитное превращение развивается быстрее.

ВЫВОДЫ

1. Микроструктура бейнитного ковкого чугуна с добавкой 0,48 и или 4,88 % Al после закалки от 920 °C (90 мин) с изотермической выдержкой при 350 °C и последующего охлаждения в воде типична для бейнитного превращения и представляет собой чередование реек бейнитного феррита и высокоуглеродистого остаточного аустенита.

2. Количество остаточного аустенита в процессе изотермической выдержки при 350 °C до 100 мин возрастает, а затем плавно уменьшается. С увеличением выдержки уменьшается и количество мартенсита.

3. При увеличении содержания алюминия в чугуне доля остаточного аустенита с равноосной морфологией снижается по сравнению с аустенитом, обладающим пластинчатой морфологией.

Автор выражает благодарность MСHE of Iran за финансовую поддержку, профессору D. V. Edmonds — за ценные комментарии и предложения, P. Dawson — за помощь в проведении опытных плавок и господину J. P. Harrington за ценную помощь.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Boutorabi S. M. A.* Ph. D. Thesis / University of Birmingham. 1991.
2. *Elliott R.* Cast Iron Technology. London: Butterworths & Co, Publishers. Ltd. 1988.
3. *Honarbaksh Raouf A.* Ph. D. Thesis / UK: The University of Leeds. 1997.
4. *Bhadeshia H. K. D. H.* Bainite in Steels // The Institute of Materials. Cambridge University Press. 1992.
5. *Dorazil E., Barta B., Munsterova E.* et al. // International Cast Metals Journal. 1982. V. 7.2. P. 52 – 62.
6. *Sidjanin L., Smallman R. E., Boutorabi S. M. A.* // Materials Science and Technology. 1994. V. 10. P. 711 – 720.
7. *Kiani-Rashid A. R.* Ph. D. Thesis / UK: University of Leeds. 2000.
8. *Kiani-Rashid A. R., Edmonds D. V.* // International Journal of Engineering, Transactions B: Applications. 2002. V. 15, No. 3. P. 261 – 272.
9. *Boutorabi S. M. A., Young J. M., Kondic V., Salehi M.* // Wear (Switzerland). 1993. V. 165, No. 1. P. 19 – 24.
10. *Bhadeshia H. K. D. H.* // Acta Metallurgica. 1980. V. 28. P. 1103 – 1114.
11. *Putatunda S. K., Singh I.* // ASTM. J. Test. Eval. (USA). 1995. V. 23, No. 5. P. 325 – 332.
12. *Darwish N., Elliott R.* // Materials Science and Technology. 1993. V. P. 586 – 602.
13. *Boutorabi S. M. A., Young J. M., Kondic V.* // Trans. Japan Foundrymen's Soc. 1993. V. 12. P. 14 – 17.
14. *Boutorabi S. M. A., Young J. M., Kondic V.* // International Journal of cast Metals Research (UK). 1993. V. 6, No. 3. P. 170 – 174.
15. *Mallia J. M.* Ph. D. Thesis / University of Malta. 1998.