

А.М.Нестеренко, К.И.Узлов, А.Н.Хулин

**РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРЫ
ЧУГУНОВ С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ ПОСЛЕ АУСТЕМПЕРИНГА
В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР СДВИГОВО – ДИФФУЗИОННОГО
ПРЕВРАЩЕНИЯ**

Методом рентгеноструктурного анализа исследована структура матрицы бейнитных чугунов с шаровидным графитом (БЧШГ – ТУ У 27.1– 23365425–604:2006). Установлено, что при температурах аустемперинга БЧШГ ниже 300°C α - фазы бейнита характеризуется высокой плотностью дислокаций решетки. Плотность дислокаций α - фазы уменьшается за счет полигонизации структуры с ростом температуры выше 300°C . Идентифицированы границы температурного интервала формирования двух твердых растворов γ - фазы – $300 - 360^{\circ}\text{C}$. Зафиксировано максимальное количество остаточного аустенита в структуре – 38,5% при предельном его насыщении углеродом.

чугун, бейнит, шаровидный графит, рентгеноструктурный анализ, аустенит, феррит, твердый раствор, период решетки, плотность дислокаций, полигонизация

Состояние вопроса и задачи исследования. Предыдущими исследованиями [1] авторов настоящей работы было установлено, что в интервале температур аустемперинга бейнитных чугунов с шаровидным графитом (БЧШГ) $300 - 360^{\circ}\text{C}$ наблюдается изменение гармонического характера поведения функций механических свойств. Одновременно было показано, что изотермическая выдержка в интервале температур $260...420^{\circ}\text{C}$ приводит к формированию бейнитных структур с различной морфологией. В интервале $300 - 360^{\circ}\text{C}$ были зафиксированы «переходные структуры» от нижнего к верхнему бейниту. В этом же температурном интервале наблюдалась «остановка» твердости при повышении температуры аустемперинга. Сделан вывод [1] о необходимости проведения дальнейшего детального анализа структурообразования и поведения функций механических свойств.

Известно, что микроструктура продуктов бейнитной реакции распада аустенита зависит от температуры промежуточного превращения [2]. По данным авторов [3], в определенных температурных интервалах превращения формируются, как это было показано и в работе [1], «смешанные структуры» изотермического распада. Согласно предложенной М.Такахаши и Х.Бгадешиа [3] модели в ходе развития бейнитной реакции, которая идет с формированием нижнего бейнита (НБ), наблюдается ее переход в стадию формирования верхнего бейнита (ВБ), что связано с микролокальным снижением степени насыщения аустенита углеродом.

Предложенная модель опирается на фундаментальные положения А.Б.Гренигера и А.Р.Трояно [4] «о феномене незавершенной реакции».

Согласно этому «феномену», аустенит при бейнитном превращении разделяется на высокоуглеродистые и низкоуглеродистые участки, что согласуется с современными представлениями о «восходящей диффузии» [5]. Согласно «релаксационной теории полиморфного превращения» Г.В.Курдюмова и А.Л.Ройтбурда [6], в пределах каждого такого участка реализуется свой механизм релаксации, вследствие чего, каждое превращение характеризуется своей C – образной диаграммой.

При этом, по данным А.А.Жукова [7], бейнитное превращение в чугунах сопровождается быстротечным «предрасслоением аустенита» на две γ – фазы – обедненную и обогащенную углеродом. Связанно это с тем [8], что на кривых концентрационной зависимости Гиббса появляется участок с отрицательной кривизной, где размещается «спинодальный» интервал Ван– дер– Ваальса. Превращение является «безбарьерным», то есть, характеризуется отсутствием инкубационного периода. В связи с этим, высокоуглеродистые участки аустенита обогащаются до такой степени, что доля остаточной γ – фазы в бейнитном чугуне с шаровидным графитом (БЧШГ) после аустемперинга может достигать 50% [7]. Согласно данным Г.И.Сильмана [9], при бейнитном превращении в железо– углеродистых сплавах участки аустенита, обогащенные углеродом могут настолько стабилизироваться, что в них не протекают фазовые превращения и они сохраняются после реакции в виде остаточного аустенита. Действительно, результаты многочисленных исследований БЧШГ показывают, что содержание в пересыщенном аустените углерода составляет величины – 1,75% [10], 2,1% [11], 2,2% [12]. При этом, согласно результатам И.Г.Неижко [13], при колебании концентрации углерода 1,75 – 2,1% в остаточном аустените в интервале температур 450...290^oC, его количество в ходе аустемперинга при 380^oC превышает 30%.

Как было указано выше [9], рассмотренные закономерности присущи не только чугунам, но и железо– углеродистым сплавам вообще. Так, в стали состава 0,15– 0,18% C, 1% Mn, 0,3% Mo, 0,2– 0,7% Cr, 0,03% Nb [2] после ее медленного охлаждения в интервале температур промежуточного превращения зафиксировано содержание углерода в остаточном аустените до 1%. Авторами [2] отмечено, также, что и для стали с 1% углерода и 2% кремния проведение эксперимента не усложнялось непосредственным выделением карбидов из аустенита.

Однако, для чугунов эти явления характерны в превосходной степени. Связано это с тем, что, по данным фундаментальных положений К.П.Бунина, Я.Н.Малиночки и Ю.Н.Тарана [14] чугуны, даже доэвтектические, всегда содержат около 3% (масс.) углерода. Но, что самое главное, равновесная концентрация углерода в аустените перед термическим упрочнением всегда близка к значению 2% (масс.) независимо от состава чугуна. То есть, в аустените чугуна перед началом твердофазных превращений количество углерода таково, что в разы превышает его общее со-

держание в стали со всеми последствиями для кинетики реакции, которые из этого факта вытекают.

Целью исследования является детальное изучение структурообразования матрицы БЧШГ при аустемперинге в интервале температур 260 – 420°С, и исследование особенностей структурного состояния БЧШГ по ТУ У 27.1– 23365425– 604:2006 [15] на ретикулярном уровне методом рентгеноструктурного анализа.

Материал и методика исследования. Материалом для исследований послужили БЧШГ по ТУ У 27.1– 23365425– 604:2006 [15], изготовленные по технологии А.Стаки– Рейл [16]. Методика приготовления образцов для лабораторных исследований подробно изложена в работе [1].

Рентгеновский дифракционный анализ проводили на дифрактометре ДРОН– 3М в монохроматизированном $\text{CuK}\alpha$. Параметр решетки непревращенного аустенита определяли по профилю дифракционных максимумов (111), (200), (311) по трем взаимно перпендикулярным сторонам образца со скоростью вращения гониометра 1/8 град/мин.

Параметры решетки α - Fe и γ - Fe фаз вычисляли по центру масс площади под кривой дифракционных максимумов по классической формуле Вульфа– Брегга [17, 18]:

$$a = \frac{\lambda_{\text{CuK}\alpha}}{2\sin\theta} \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (1).$$

В расчетах учитывали поправки [18]:

– на междублетное расстояние δ по соотношению:

$$\delta = 2 \cdot \frac{\lambda_{\alpha 1} + \lambda_{\alpha 2}}{\lambda_{\alpha 1}} \cdot \text{tg}\theta \quad (2);$$

– на геометрию съемки по корректировочному графику [18].

Количество остаточного аустенита (%V γ) определяли из соотношения интегральных интенсивностей линий (110) α и (111) γ :

$$\%V\gamma = \frac{\frac{I_{hkl_\gamma}}{Phkl_\gamma}}{\frac{I_{hkl_\alpha}}{Phkl_\alpha} + \frac{I_{hkl_\gamma}}{Phkl_\gamma}} \cdot 100\% \quad (3),$$

где: I_{hkl_γ} – интегральная интенсивность (111) γ ;

I_{hkl_α} – интегральная интенсивность (111) α ;

$Phkl_\gamma$ – фактор повторяемости (111) γ ;

$Phkl_\alpha$ – фактор повторяемости (111) α .

Содержание углерода в γ - фазе вычисляли по соотношению [17]:

$$C_\gamma = (a_\gamma - 3,555)/0,044 \quad (4).$$

Параметры тонкой структуры α - фазы в образцах чугуна после изотермической выдержки при температурах 260 – 420⁰С оценивали при помощи метода аппроксимации рентгеновских интерференций (110) и (211) α - фазы [18].

Использование поправок (2) и на геометрию съемки разрешает выделить из общего уширения интерференций (110) и (211) их физическую составляющую β_1 и β_2 , соответственно. Согласно [18], соотношение β_2/β_1 определяет факторы, обуславливающие уширение интерференционных максимумов. Если расширение вызвано только микронапряжениями $\Delta a/a$, то:

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\text{tg}\theta_2}{\text{tg}\theta_1}, \quad (5).$$

где θ_1 и θ_2 – углы отражения (Вульфа– Брэгга) интерференций (110) и (220) α - фазы.

В случае отсутствия микронапряжений и дисперсности блоков D_{HKL} менее 0,1мкм, уширение определяется:

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\cos\theta_1}{\cos\theta_2} \quad (6).$$

Если уширение вызвано как наличием микронапряжений, так и измельчением блоков D_{HKL} , то отношение β_2/β_1 находится между отношением тригонометрических функций:

$$\frac{\cos\theta_1}{\cos\theta_2} < \frac{\beta_2}{\beta_1} < \frac{\text{tg}\theta_2}{\text{tg}\theta_1} \quad (7).$$

То есть, согласно положениям используемого метода, уширение интерференционных максимумов может быть вызвано:

I – только измельчением блоков (субзерен) α - фазы D_{HKL} ;

II – только повышенным уровнем микронапряжений решетки α - фазы $\Delta a/a$;

III – одновременно как измельченными блоками D_{HKL} , так и напряжениями $\Delta a/a$.

Для расчета величины блоков D_{HKL} и плотности дислокаций ρ в α - фазе в случае I использовали формулу Дебая – Шеррера:

$$D_{\text{HKL}} = \frac{0,94\lambda}{\beta_{(110)} \cdot \cos\theta_{(110)}} \quad (8),$$

где λ – длина волны излучения для $\text{CuK}\alpha$ (1.54081Å);

$$\rho = \frac{3}{D_{\text{hkl}}^2} \quad (9).$$

В случае II уровень микронапряжений $\Delta a/a$ и ρ в α - фазе оценивали:

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{\beta_{(211)}}{4 \operatorname{tg} \theta_{(211)}} \quad (10);$$

$$\rho = 1,3(\Delta a/a)^2 \times 10^{16} \text{ см}^{-2} \quad (11).$$

Для случая Ш, значение ρ получали путем сложения ρD_{HKL} и $\rho \Delta a/a$, определяемых по формулам (9) и (11). А значения D_{HKL} и $\Delta a/a$ в этом случае определяли по соотношениям:

$$D_{HKL} = \frac{0,94\lambda}{m_1 \cdot \cos \theta_{(110)}} \quad (12);$$

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{n_2}{4 \operatorname{tg} \theta_{(211)}} \quad (13),$$

где m_1 и n_2 – доли уширений β_{110} и β_{211} , вызванные измельчением блоков D_{HKL} и микронапряжениями $\Delta a/a$ соответственно.

Изложение основных материалов и обсуждение результатов исследования. Типовая дифрактограмма исследованных БЧШГ после аустемперинга при температуре 380°C представлена на рис.1. Данными расшифровки и идентификации интерференционных максимумов дифрактограмм БЧШГ после аустемперинга при температурах $260 - 420^\circ\text{C}$ было установлено наличие таких фаз: α -Fe, т.е. твердый раствор углерода в α - железе; γ -Fe, т.е. твердый раствор углерода в γ - железе (аустенит); графит и силикокарбид, наличие которого подтверждено дополнительными микрорентгеноспектральным и энергодисперсионным анализом.

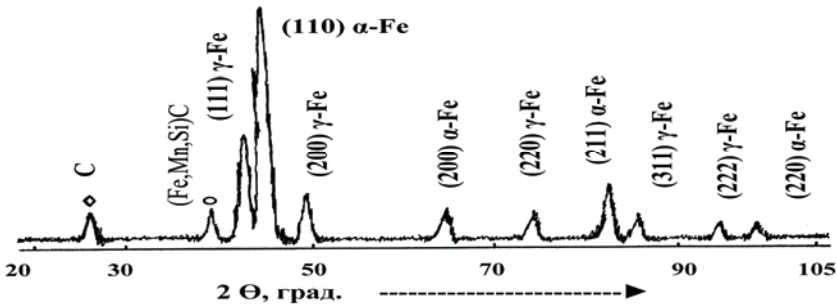


Рис.1. Типовая дифрактограмма (CuK α – излуч.) исследованных БЧШГ (Таустемперинга = 380°C).

На рис.2 представлены профили интерференционных максимумов (111) γ -Fe, (110) α -Fe и (211) α -Fe, характерные для дифрактограмм БЧШГ после их аустемперинга при различных температурах исследованного интервала $260 - 420^\circ\text{C}$.

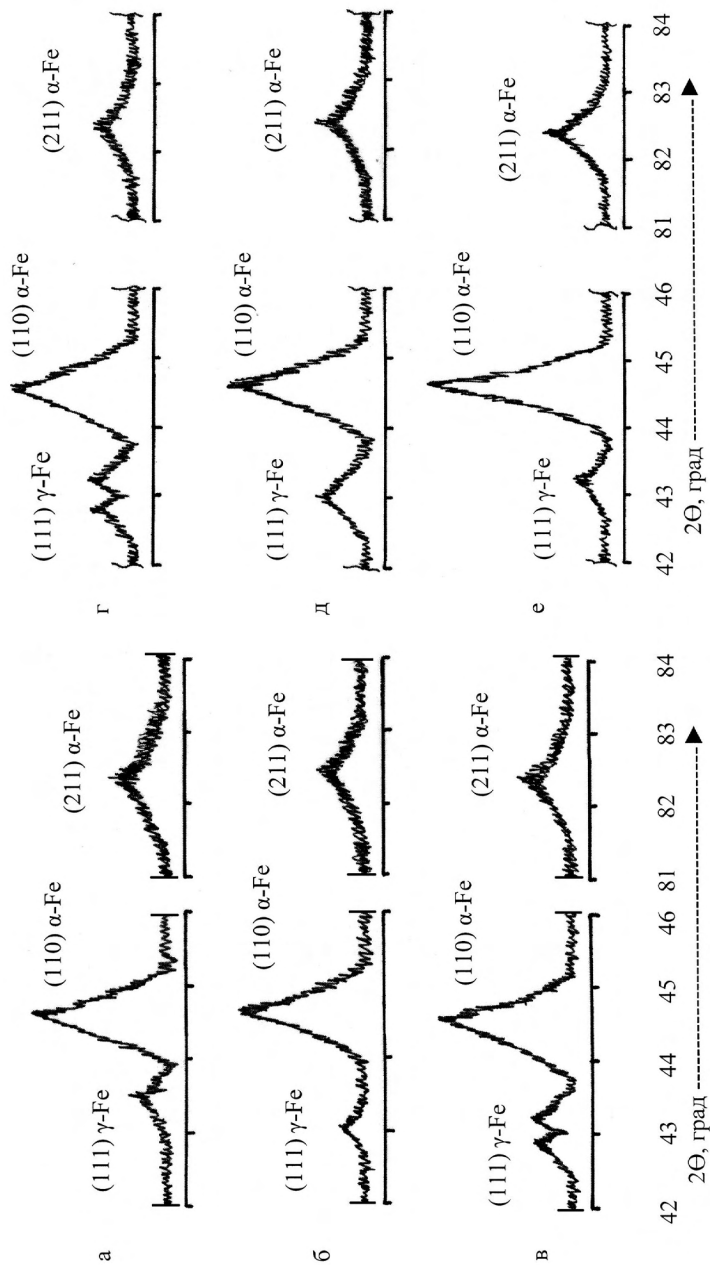


Рис.2. Профили интерференционных максимумов (111) γ -Fe; (110) α -Fe; (211) α -Fe на рентгенограммах БЧФГ после аустемперинга при температурах: а) 280°C; б) 300°C; в) 320°C; г) 340°C; д) 380°C; е) 420°C.

Результаты вычислений значений объемной доли остаточного аустенита, периода кристаллической решетки γ - Fe и процентного содержания углерода в γ - фазе представлены в табл.1.

Таблица 1. Результаты вычислений значений объемной доли остаточного аустенита, периода кристаллической решетки γ - фазы и содержания углерода в γ - Fe.

| Температура аустемперинга, °С | Период решетки γ - Fe, Å | Содержание углерода в γ - Fe, % | Объемная доля Ауст., % |
|-------------------------------|---------------------------------|--|------------------------|
| 260 | 3.6242 | 1.82 | 18.80 |
| 280 | 3.6242 | 1.82 | 17.80 |
| 300 | 3.6401 | 2.30 | 18.40 |
| 320 | 3.6480 | 2.54 | 22.81 |
| | 3.6350 | 2.15 | |
| 340 | 3.6480 | 2.54 | 27.90 |
| | 3.6350 | 2.15 | |
| 360 | 3.6401 | 2.30 | 38.51 |
| 380 | 3.6401 | 2.30 | 37.60 |
| 400 | 3.6373 | 2.22 | 34.66 |
| 420 | 3.6242 | 1.82 | 19.72 |

Анализ данных табл.1 и рис.2 свидетельствует о том, что при аустемперинге БЧШГ на этапах изотермических выдержек 260– 300⁰С наблюдается активное насыщение γ - фазы углеродом и, как следствие, интенсивный рост периода её кристаллической решетки (табл. 1). Количественное соотношение α - и γ - фаз практически не изменяется. При этом, при достигнутом, в данном случае, насыщении аустенита углеродом происходит формирование игольчатых структур нижнего бейнита [1]. Согласно [19], для термической стабилизации аустенита метастабильное содержание в нем углерода должно быть ~2.1%(масс). Показательно, что именно при температуре аустемперинга 300⁰С содержание углерода в γ - твердом растворе переходит через указанное критическое значение (табл.1). В связи с этим, как будет показано ниже, дальнейший рост температуры сопровождается (до определенных пределов) постоянным ростом концентрации углерода в γ - Fe и закономерным увеличением доли остаточного аустенита в структуре.

Повышение температуры аустемперинга до 300– 360⁰С, действительно, приводит к увеличению количества остаточного аустенита (табл.1), но, одновременно, происходит критическое насыщение решетки углеродом (320⁰С и 340⁰С) и наблюдается формирование двух твердых γ - растворов (рис.2, в, г), очевидно по спинодальному механизму [7, 8]. В одном из них достигается предельное, для всех рассмотренных случаев, насыще-

ние углеродом до 2,54%, что согласуется с цитированными выше работам [10, 11]. Именно этот интервал, по данным [1], характеризуется наличием «смешанных» структурных состояний [4, 5]. В этой связи, учитывая фундаментальные положения [2, 3], можно сделать заключение о том, что сосуществование различных морфологических типов бейнитной структуры в области «переходных» структур и связанное с этим негармоническое поведение функции механических свойств определяется наличием одновременно двух исходных γ - фаз, отличие которых и определяет морфологические особенности бейнитных структур и, как следствие, специфический характер механических характеристик [1].

Дальнейшее повышение температуры аустемперинга, при значении периода решетки γ - фазы $a_{\gamma\text{Fe}}=3,6401\text{\AA}$ (табл. 1), обуславливает получение в структуре БЧШГ максимального количества остаточного аустенита 37,5– 38,5% при температурах 360– 380⁰С. Полученный результат адекватно соответствует представленным в работе [13] количественным характеристикам. Переход в зону формирования верхнего бейнита 380 – 420⁰С [1], т.е. в область высоких температур с активной диффузией компонентов, сопровождается интенсивным γ - Fe \rightarrow α - Fe превращением, с уменьшением периода решетки γ - фазы до $a_{\gamma\text{Fe}}=3,6242\text{\AA}$ и снижением процентного содержания остаточного аустенита от 38,51% до 19,72% (т.е. почти в два раза). В анализируемом интервале температур интерференционных максимумов, характерных для двух γ - Fe твердых растворов, не выявлено (рис.2, д, е).

Таблица 2. Параметры тонкой структуры α - фазы исследованных БЧШГ после их аустемперинга.

| Температура аустемперинга, ⁰ С | β_{211}/β_{110} | $D_{\text{HKL}} * 10^{-5}$ см | $\Delta a/a * 10^{-3}$ | $\rho * 10^{11}$, см ⁻² |
|---|---------------------------|----------------------------------|------------------------|--|
| 280 | 2,13 | – | 3,40 | 1,500 |
| 320 | 1,68 | 0,68 | 1,16 | 0,825 |
| 340 | 1,68 | 0,69 | 1,16 | 0,805 |
| 380 | 1,53 | 0,63 | 0,64 | 0,803 |
| 400 | 1,48 | 0,50 | 0,50 | 0,843 |
| 420 | 1,34 | 0,61 | 0,19 | 0,810 |

Следовательно, настоящим исследованием идентифицирован температурный интервал 300–360⁰С аустемперинга чугунов с шаровидным графитом, в котором, при выполнении требований нормативной документации к их химическому составу, без дополнительной стимуляции процесса происходит спинодальная гетерогенизация γ – твердого раствора с последующим формированием до 38,5% остаточного аустенита. Такой процесс является безусловно перспективной предпосылкой к промышленной реализации деформационных фазовых превращений в ходе эксплуатации

БЧШГ в условиях фрикционного износа, сопровождающегося значительными динамическими воздействиями [20,21].

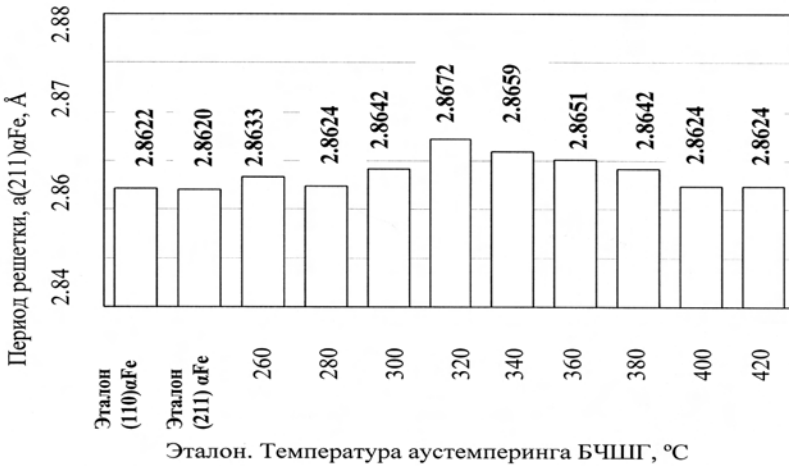


Рис.3. Зависимость параметра решетки α - Fe (211) от температуры аустемперинга БЧШГ в сравнении с эталонными показателями.

Рис.1 и 2 иллюстрируют тот факт, что методом рентгеноструктурного анализа характерные для тетрагонального мартенсита [17,18,20] дублиеты α - фазы не выявляются, что лишний раз свидетельствует о бейнитной природе наблюдаемой α - фазы во всем исследованном интервале температур аустемперинга.

Температурная зависимость параметра решетки α - Fe представлена на рис.3. Данные рис.3 показывают, что, на все принципиальные изменения ретикулярного состояния аустенита (см. выше), параметр решетки α - Fe в интервале температур 300 – 360⁰С «реагирует» слабыми изменениями периода в третьем знаке, достигая при температуре 420⁰С значения близкого к эталонному ($a_{\alpha\text{-Fe}(211)}=2,8624 \text{ \AA}$).

Полученные данные по изменению параметров тонкой структуры α - фазы исследованных БЧШГ после их аустемперинга представлены в таблице 2. Исследования показали, что значения β_2/β_1 (уравнения 5–7) для аустемперинга в области формирования нижнего бейнита (до 300⁰С) составляют величину 2,13, а величины $\Delta a/a$ при этом максимальны $3,40 \cdot 10^{-3}$ (рис.4). Установленный факт свидетельствует о доминирующем влиянии на общую плотность дислокаций (ρ) в решетке α - Fe линейных дефектов одного знака в температурном интервале аустемперинга 260 – 300⁰С.

Повышение температуры изотермической выдержки выше 300⁰С приводит к тому, что основным становится процесс измельчения блоков $D_{\text{НКЛ}}$

α - фазы (табл.2), что приводит (рис.5) к снижению и стабилизации общей плотности дислокаций (табл.2).

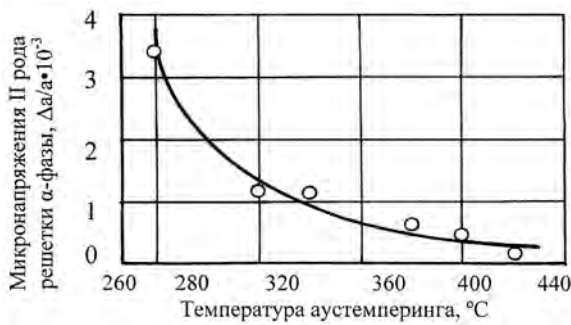


Рис.4. Зависимость значений микронапряжений II рода решетки α - фазы БЧШГ от температуры аустемперинга.

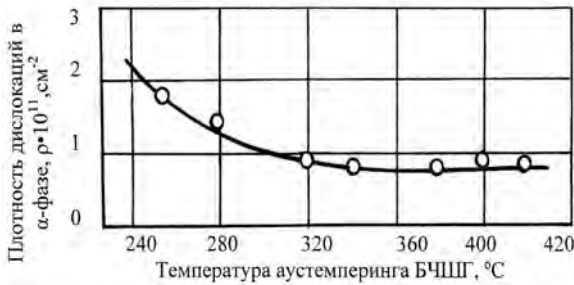


Рис.5. Плотность дислокаций в α - Fe фазе исследованных БЧШГ после их аустемперинга при разных температурах изотермической выдержки.

При этом все последующие значения β_2/β_1 при температурах 300–420⁰C находятся в интервале $1,23 < \beta_2/\beta_1 < 2,13$. Установленный факт свидетельствует об активизации процессов возврата II- го рода при повышении температуры аустемперинга выше 300⁰C . То есть, активное полигонизационное упорядочение обуславливает снижение, одновременно, $\Delta a/a$ (табл.2, рис.5) до величины $0,19 \cdot 10^{-3}$ и плотности дислокации ρ (рис.5, табл.2) во всем интервале температур 300–420⁰C. Следовательно, формирование нижнего бейнита при температурах до 300⁰C сопровождается увеличением в кристаллах α - фазы уровня микронапряжений решетки и плотности дислокаций. Повышение температуры аустемперинга выше 300⁰C приводит к измельчению блоков и к активизации полигонизационных процессов, вследствие чего общая плотность дислокаций уменьшается.

Выводы. Рентгеноструктурным анализом бейнитной матрицы чугунов с шаровидным графитом после их аустемперинга в интервале температур сдвигово – диффузионного превращения установлено:

1. В температурном интервале 300 – 360⁰С аустемперинга чугунов с шаровидным графитом, в котором, при выполнении требований нормативной документации к их химическому составу, без дополнительной стимуляции процесса происходит спинодальная гетерогенизация γ – твердого раствора с последующим формированием до 38,5% остаточного аустенита.

2. Процесс формирования нижнего бейнита при температурах изотермической выдержки ниже 300⁰С сопровождается увеличением в кристаллах α – фазы уровня микронапряжений решетки и плотности дислокаций. Повышение температуры аустемперинга выше 300⁰С приводит к измельчению блоков и к активизации полигонизационных процессов, вследствие чего общая плотность дислокаций уменьшается.

1. *Влияние температуры изотермической выдержки при аустемперинге на механические свойства высокопрочного чугуна / К.И.Узлов, А.Н.Хулин, Ж.А.Дементьева и др. // В сб. «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии» – Вып.18, 2008. – С.175–178.*
2. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.:Наука,1977. – 236 с.*
3. *Takahashi M., Bhadeshia H.K.D.H. A Model for Transition from Upper to Lower Bainite. // Mat. Sci. and Tech. – Vol. 6. – 1990.– P.592– 603.*
4. *Greniger A.B., Troiano A. R. The Mechanism of Martensite Formation. // Trans. AIME. – 1949. – Vol.185. – P.590– 599.*
5. *Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd Edition. – The University Press, Cambridge, 2001. – 454 p.*
6. *Roitburd A.L., Kurdjumov G.V. The Nature of Martensitic Transformation. // Mat. Sci. Eng. – V.39. – 1979. – P.141–167.*
7. *Жуков А.А. К истории выявления спинодального предрасположения аустенита в бейнитных железуглеродистых сплавах.// МиТОМ. – № 2. – 2001.– С.12–14.*
8. *Жуков А.А. Геометрическая термодинамика сплавов железа. – М.: Металлургия, 1971.– 272с.*
9. *Сильман Г.И., Камынин В.В., Полухин М.С. Бейнитное превращение в чугунах со стабильно графитизированной структурой.// МиТОМ. – 2007. – №4. – С.47–51.*
10. *Kovacs B.V., Keough J.R. ADI, an Engineering Material // Proceedings of the Conference on Advances in High Integrity Castings. Chicago, Illinois, USA, 24–30Sept., 1988. – P.91–98.*
11. *Papadimitriou G., Courier R., Genin J.M. Etude Cinetique de la Remiere Etape de Decomposition de D’Austenite d’une Bainite Fe– C– Si a 0.9%C et 3.85%Si. // C.R. Acad. Sci. – 1973. – C. 273, №9. – S.739– 42.*
12. *Rouns T.N., Rundman K.B. Constitution of Austempered Ductile Iron Kinetics of Austempering. // AFS Transaction. –Vol.116. – 1987.– P.851–874.*
13. *Неижко И.Г. Термическая обработка чугуна. –К.: Наукова Думка, 1992. – 208с.*
14. *Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. – М.: Металлургия, 1969. – 416с.*

15. *Разработка* нормативной документации на изотермически закаленный высокопрочный чугун с бейнитной матрицей / К.И.Узлов, А.Н.Хулин, Ж.А.Дементьева и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2007.– №2.– С.46–48.
16. *Промышленное освоение* технологии аустемперинга чугунов с шаровидным графитом на предприятии «А.Стаки– Рейл» / К.И.Узлов, А.Н.Хулин, Ж.А.Дементьева и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2006.– №4.– С.79– 81.
17. *Миркин Л.И.* Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов. – М.: Машиностроение, 1979. – 134с.
18. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электроннооптический анализ. – М.: Metallurgy, 1970.– 366с.
19. *Rouns T.N., Rundman K.B., Moore D.J.* On the Structure and Properties of Austempered Ductile Iron. // *AFS Transaction*. –Vol. 92. – 1984.– P.815 840.
20. *Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М.* Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Metallurgy, 1986. – 312с.
21. *Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р.* Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Metallurgy, 1988. – 256с.

*Статья рекомендована к печати:
докт. техн. наук, проф. И.Г. Узловым
рецензент докт. техн. наук, проф.В.В. Парусов*

А.М.Нестеренко, К.І.Узлов, А.М.Хулін.

Рентгеноструктурний аналіз бейнітної матриці чавунів з кулястим графітом після аустемперінгу в інтервалі температур зсувно– дифузійного перетворення

Методом рентгеноструктурного аналізу досліджено структуру матриці бейнітних чавунів з кулястим графітом (ТУ У 27.1– 23365425– 604:2006). Встановлено, що при температурах аустемперінгу БЧКГ нижче за 300⁰С α– Fe бейніту характеризується високою щільністю дислокацій решітки. Щільність дислокацій α– фази зменшується за рахунок полігонізації структури із зростанням температури вище за 300⁰С. Ідентифіковані границі температурного інтервалу формування двох твердих розчинів γ– фази – 300 – 360⁰С. Зафіксована максимальна кількість залишкового аустеніту в структурі – 38,5% при найбільшому його насиченні вуглецем.