

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.

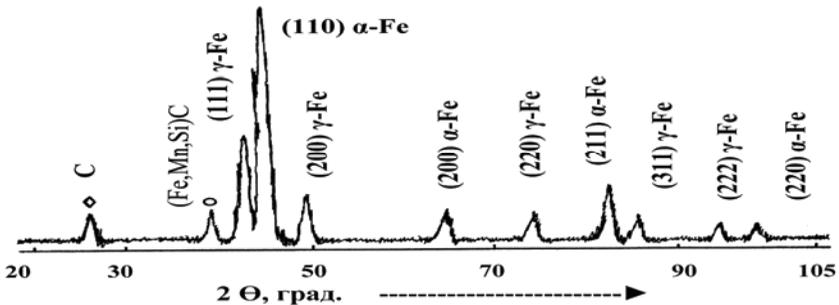


Рис.1. Типовая дифрактограмма (CuK α – излуч.) исследованных БЧШГ (Таустемперинга = 380°C).

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 $260 - 420^\circ\text{C}$.

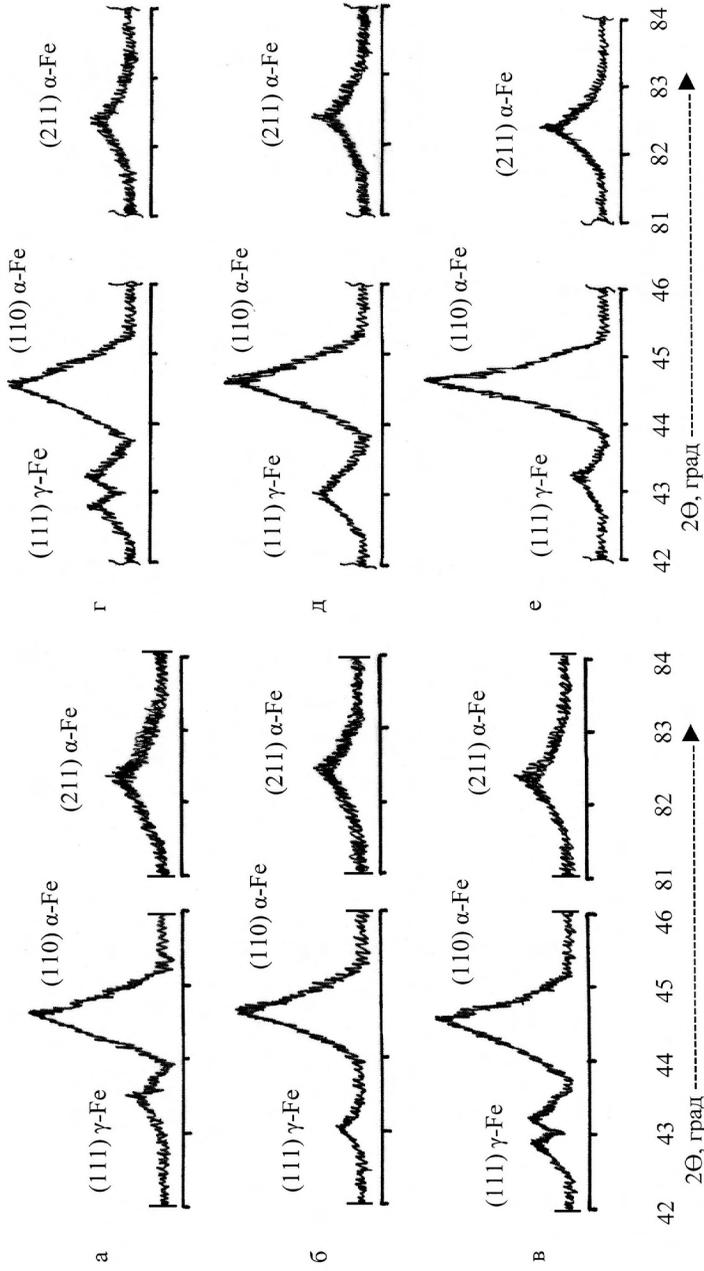


Рис.2. Профили интерференционных максимумов (111) γ -Fe; (110) α -Fe; (211) α -Fe на рентгенограммах БЧШГ после аустемперинга при температурах: а) 280°C; б) 300°C; в) 320°C; г) 340°C; д) 380°C; е) 420°C.

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].

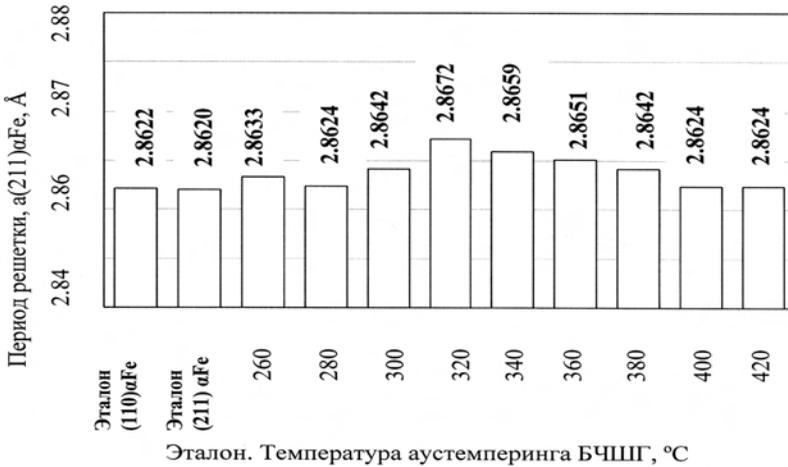


Рис.3. Зависимость параметра решетки α - Fe (211) от температуры аустемперинга БЧШГ в сравнении с эталонными показателями.

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 – 360⁰C «реагирует» слабыми изменениями периода в третьем знаке, достигая при температуре 420⁰C 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 300⁰C) 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 – 300⁰C.

Повышение температуры изотермической выдержки выше 300⁰C 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).

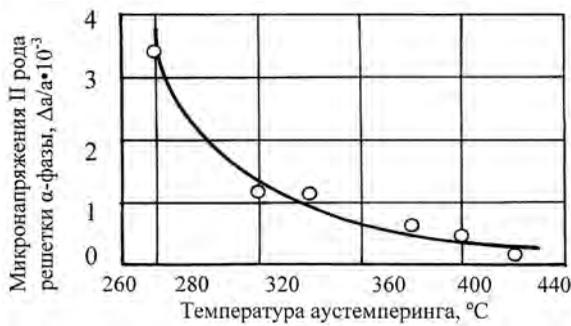


Рис.4. Зависимость значений микронапряжений II рода решетки α - фазы БЧШГ от температуры аустемперинга.

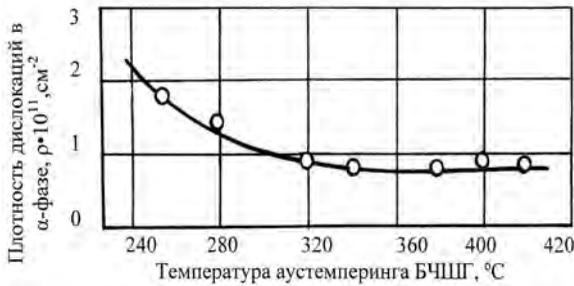


Рис.5. Плотность дислокаций в α - Fe фазе исследованных БЧШГ после их аустемперинга при разных температурах изотермической выдержки.

При этом все последующие значения β_2/β_1 при температурах 300–420°C 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 300°C. 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 300–420°C. Следовательно, формирование нижнего бейнита при температурах до 300°C сопровождается увеличением в кристаллах α - фазы уровня микронапряжений решетки и плотности дислокаций. Повышение температуры аустемперинга выше 300°C 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%С et 3.85%Si. // C.R. Acad. Sci. – 1973. – С. 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.: Металлургия, 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.: Металлургия, 1986. – 312с.
21. *Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р.* Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 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.