



The experimental investigation of graphitization of preliminary deformed mottled iron is given and the development of valuation system for analysis of graphitization acceleration mechanism is given.

А. И. ПОКРОВСКИЙ, Б. Б. ХИНА, И. Н. ХРОЛЬ, ФТИ НАН Беларуси

УДК 669.13:621.785.3

УСКОРЕНИЕ РАСПАДА ЦЕМЕНТИТА В ЧУГУНЕ ПРИ ОТЖИГЕ ЗА СЧЕТ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Введение

Чугуны являются одними из самых распространенных конструкционных материалов и широко используются в различных областях промышленности. Они обладают рядом преимуществ по сравнению со сталью по литейным и технологическим характеристикам, антифрикционным, теплопроводящим, виброгасящим и другим свойствам. Несмотря на недостатки, связанные с низкой пластичностью чугуна, потенциал этого материала не исчерпан, и работы по совершенствованию его структуры и свойств ведутся в различных направлениях.

Одним из путей эффективного использования чугуна и расширения его областей применения является создание градиентных структур с учетом условий работы конкретного изделия. Такие структуры могут быть получены, в частности, путем горячей пластической деформации с последующей термообработкой [1, 2]. Трансформация микроструктуры серого, ковкого и высокопрочного чугунов при горячей обработке давлением исследована в [1–4]. В частности, в деформированных чугунах наблюдали изменение формы графитных включений от глобулярных к веретенообразным по мере увеличения степени деформации [4]. Это позволило разработать новую технологию производства деталей типа втулок с микроструктурой, адаптированной для конкретных условий работы, а именно графитные включения различной формы и ориентации, распределенные в металлической матрице различного фазового состава. Показано, что целенаправленное создание градиента напряжений по сечению литой заготовки в процессе экструзии позволяет получить градиентную микроструктуру в поковке [4].

Однако воздействие горячей пластической деформации на половинчатый чугун, у которого

в металлической матрице наряду с графитными включениями присутствуют включения избыточного цементита, менее исследовано. Для этого материала экспериментально известно явление ускорения графитизации при отжиге предварительно деформированного чугуна по сравнению с недеформированным [5]. Данный эффект может быть использован для создания функционально-градиентных микроструктур с различным соотношением включений графита и цементита. Тем не менее, механизм и особенности протекания этих сложных процессов изучены недостаточно.

Для разработки параметров технологического процесса получения деталей из половинчатого чугуна с градиентной микроструктурой необходимо проанализировать механизм перераспределения структурных составляющих при отжиге и, в частности, исследовать явление ускоренной графитизации.

В связи с этим целью данной работы является экспериментальное исследование графитизации предварительно деформированного половинчатого чугуна и разработка системы оценок для анализа механизма ускорения графитизации.

Материалы и методика эксперимента

Исследовали половинчатый серый чугун следующего химического состава: 3,2–3,6% С, 1,4–1,8% Si, 1,1–1,3% Mn, 0,6–0,8% Cr, 0,1–0,3% Ni, <0,1% P, <0,04% S. Цилиндрические заготовки различного диаметра, нагретые до аустенитного состояния, подвергали экструзии через коническую матрицу с различными степенями обжатия $\varepsilon = 20–80\%$. Полученные прутки отжигали в электропечи при температуре 700–1000 °С с различной выдержкой для изучения кинетики процесса графитизации. Микроструктуру образцов изучали методами качественной и количественной оптической

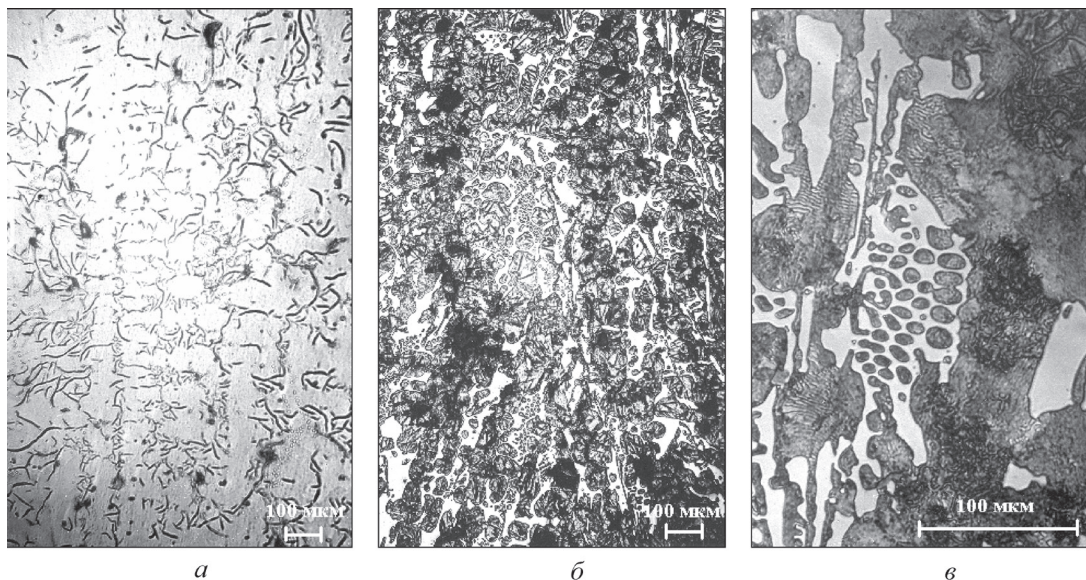


Рис. 1. Микроструктура половинчатого чугуна в исходном (литом) состоянии: *а* – нетравлено; *б, в* – травлено нитралем. *а, б* – $\times 100$; *в* – $\times 500$

микроскопии. Измеряли твердость по Бринеллю НВ, а также микротвердость Н на приборах ПМТ-3 и Duramin-5.

Микроструктура чугуна в исходном (литом) состоянии показана на рис. 1. Графитные включения имеют форму изогнутых пластин и расположены в междендритном пространстве (рис. 1, *а*). Длина графитных включений составляет 25–45 мкм, а их объемная доля в структуре находится в пределах 8–10%. Эвтектический цементит в половинчатом чугуне входит в состав ледебурита. Цементит имеет в основном сотовую структуру, а также в несколько меньшей степени присутствует в виде изолированных включений (рис. 1, *б, в*). Объемная доля цементита в структуре составляет от 20 до 30%. Металлическая матрица половинчатого чугуна состоит из перлита с межпластинчатым расстоянием 0,5–1,0 мкм (рис. 1, *в*). Твердость чугуна в литом состоянии – около 340 НВ.

Результаты и их обсуждение

Микроструктура половинчатого чугуна после горячей пластической деформации

Литые чугунные заготовки нагревали до температуры 975 °С токами высокой частоты (длительность нагрева составляла 1–2 мин) и подвергали горячей экструзии через коническую матрицу с однородными по длине степенями обжатия (ε) от 20 до 80% с последующим охлаждением на воздухе. Микроструктуры горячедеформированного чугуна показаны на рис. 2. Их особенностью является наличие текстуры. В продольном направлении графитные включения и карбидная составляющая ледебурита ориентированы параллельно оси тече-

ния металла (рис. 2, *б*). Кроме того, в микроструктуре отожженных образцов заметно, что после деформации с $\varepsilon = 80\%$ цементитный каркас полностью раздробился (рис. 2, *б, в*). Сохраняются только изолированные включения цементита, вытянутые в направлении деформации, максимальная длина которых составляет около 10–20 мкм. При увеличении 500 (рис. 2, *д, е*) заметно, что в поперечном сечении графитные включения сохраняют пластинчатую форму с утолщением в центральной части. Включения цементита приобретают более компактную форму, а их поперечный размер в 1,5–2,0 раза меньше, чем продольный. Металлическая матрица чугуна после деформации и охлаждения на воздухе состоит из пластинчатого перлита. Межпластинчатое расстояние перлита – около 0,3 мкм, что меньше, чем в литом состоянии (рис. 2, *е*).

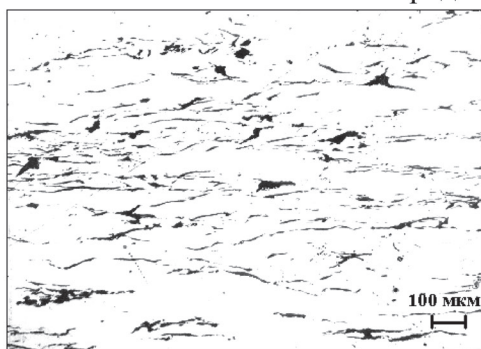
Таким образом, структурными факторами, которые интенсифицируют фазовые и структурные превращения в деформированном чугуне в процессе последующего отжига, могут являться следующие:

- разрушение замкнутого цементитного каркаса с образованием изолированных включений цементита компактной формы;
- уменьшение размеров включений графита в поперечном сечении образца;
- уменьшение межпластинчатого расстояния в перлите.

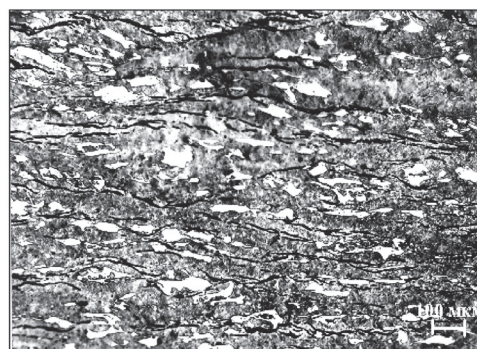
Экспериментальное исследование графитизации половинчатого чугуна при отжиге

Целью дальнейшего исследования было выявление влияния предварительной горячей пластической деформации (сравните рис. 1, *в* и 2, *б*) на

Продольное сечение

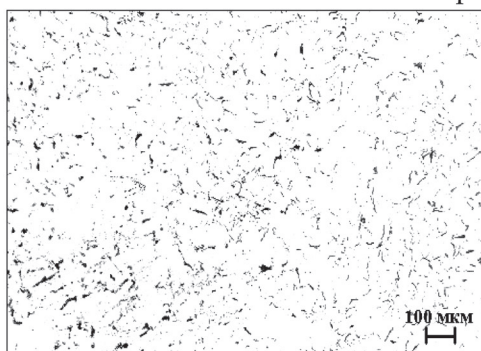


a

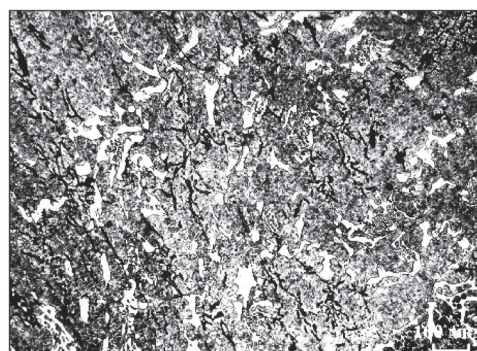


б

Поперечное сечение

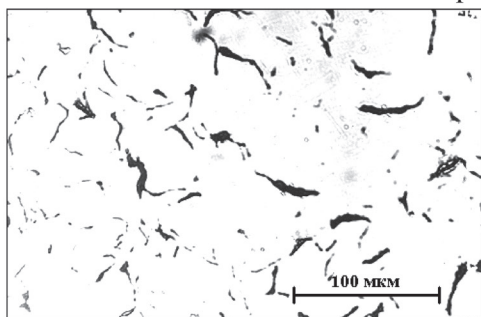


в

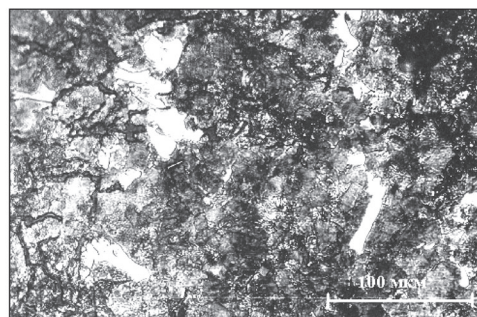


г

Поперечное сечение



д



е

Рис. 2. Микроструктура половинчатого чугуна после горячей обработки давлением (степень деформации $\varepsilon = 80\%$): *a, б* – продольное сечение. $\times 100$; *в, г* – поперечное сечение. $\times 100$; *д, е* – поперечное сечение. $\times 500$; *a, в, д* – нетравлено; *б, г, е* – травлено нитратом

ускорение фазовых и структурных превращений, особенно графитизации, во время пост-деформационного отжига. Для этого экструдированные образцы из половинчатого чугуна отжигали при $900\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 0,5–2,5 ч.

Эволюция содержания графита в чугуне при отжиге показана на рис. 3. Из рисунка видно, что оно возрастает от 10% в литом неотожженном состоянии до 15% после деформирования с $\varepsilon = 60\%$ и последующего отжига длительностью 1 ч. Как видно из рис. 4, увеличение степени деформации оказывает незначительное влияние на объемную долю графита, что может быть связано только с геометрическими изменениями в результате де-

формации. В тоже время верхняя кривая на рисунке показывает заметное увеличение объемной доли графита в процессе отжига по мере роста степени деформации ε .

Преобразование включений цементита в графит происходит по двум основным механизмам [1]:

1) «по месту» – распад Fe_3C на углерод и $\gamma\text{-Fe}$ на существующих местах контакта фаз цементит-графит, что приводит к постепенному поглощению цементита графитом;

2) зарождение изолированных включений графита на структурных дефектах в аустенитной матрице и их рост за счет диффузии углерода в $\gamma\text{-Fe}$

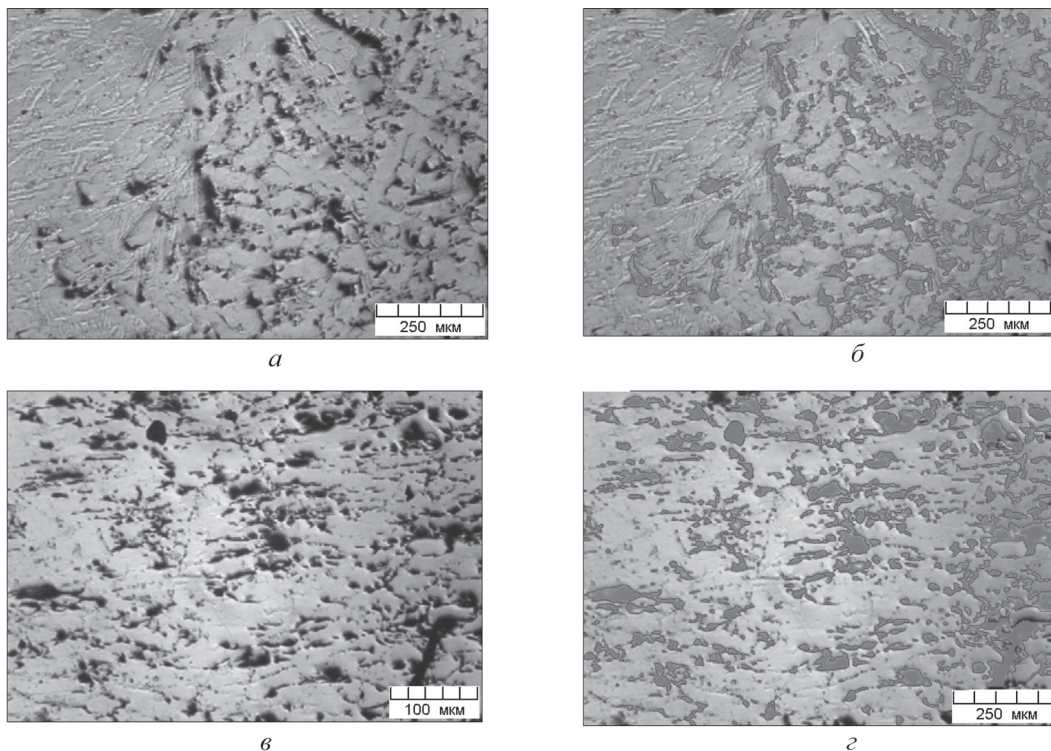


Рис. 3. Микроструктура нетравленного чугуна в продольном сечении: *a, б* – литой чугун; *в, г* – деформированный со степенью деформации $\varepsilon = 60\%$ и отожженный в течение 1 ч при $900\text{ }^\circ\text{C}$; *б, г* – результаты компьютерного анализа изображения (выбор включений графита для подсчета их объемной доли). $\times 200$

от растворяющихся частиц цементита к поверхности частиц графита.

При пластической деформации происходит увеличение плотности структурных дефектов, которые выступают в качестве центров зародышеобразования графита при отжиге, и роль этого фактора возрастает при больших степенях обжатия и малых временах отжига. В такой ситуации может реализовываться механизм «зарождения и роста», о чем косвенно свидетельствует наличие мелких включений графита на рис. 5, *a* (15 мин отжига). Тем не менее, на рис. 5, *б* ($\varepsilon = 60\%$, 1 ч отжига при $900\text{ }^\circ\text{C}$) наблюдается рост большого количества включений графита непосредственно возле частиц цементита, т. е. в этом случае преобладает механизм превращения «по месту».

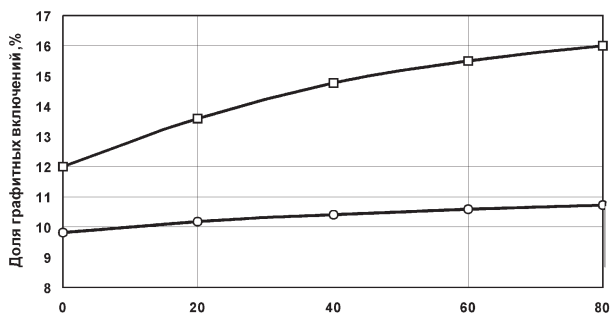


Рис. 4. Доля графитных включений в структуре (продольное сечение) в зависимости от степени горячей пластической деформации, отжиг 1 ч при $900\text{ }^\circ\text{C}$

На рис. 6, 7 показано изменение морфологии отдельных включений графита с увеличением времени отжига при температуре $900\text{ }^\circ\text{C}$. Процесс можно условно разделить на несколько этапов.

На первом этапе поверхность графита перестает быть гладкой и появляется специфическая «бахрома» (сравните рис. 6, *a* и *б*).

Далее, как видно на травленых микрошлифах (рис. 7, *б*), перлит постепенно превращается в феррит. Кроме того, травление выявляет новые слои графита (светло-серого цвета) с более рыхлой структурой, которые образовались вокруг начальных (более темных) включений (рис. 7, *б*).

После этого рост включений графита происходит в основном на их удлиненных окончаниях, что обусловлено диффузионными потоками атомов углерода по границам зерен. Это приводит также к образованию новых мелких частиц графита, которые декорируют границы зерен аустенита в виде своеобразной сетки (рис. 7, *в, г*).

Наблюдаемые структурные изменения приводят к изменению свойств материала, в частности твердости. На рис. 8 видно существенное уменьшение твердости по Бринеллю при отжиге, причем темп ее снижения замедляется с увеличением длительности отжига. Выход кривой на горизонтальный уровень, соответствующий 200 НВ, свидетельствует о завершении распада эвтектического цементита в графит. Для недеформированного чу-

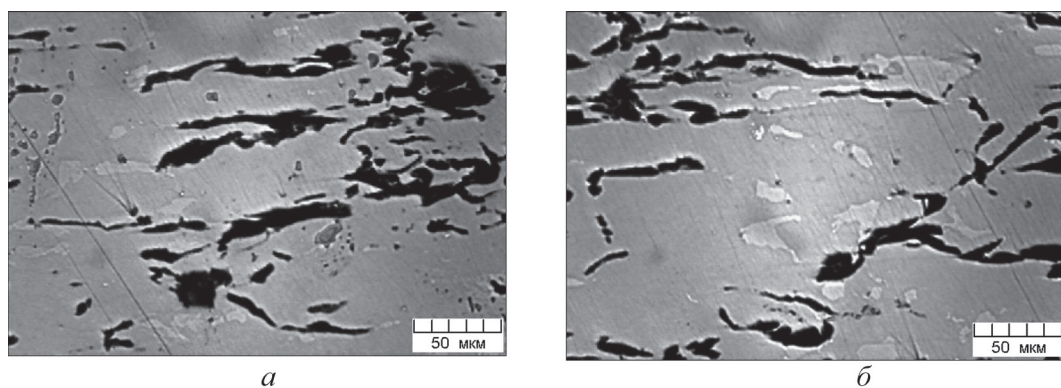


Рис. 5. Микроструктура нетравленного деформированного чугуна после отжига при 900 °С в течение разного времени выдержки: 15 мин (а) и 1 ч (б). Предварительная горячая деформация с $\epsilon = 60\%$. Продольное сечение. $\times 400$

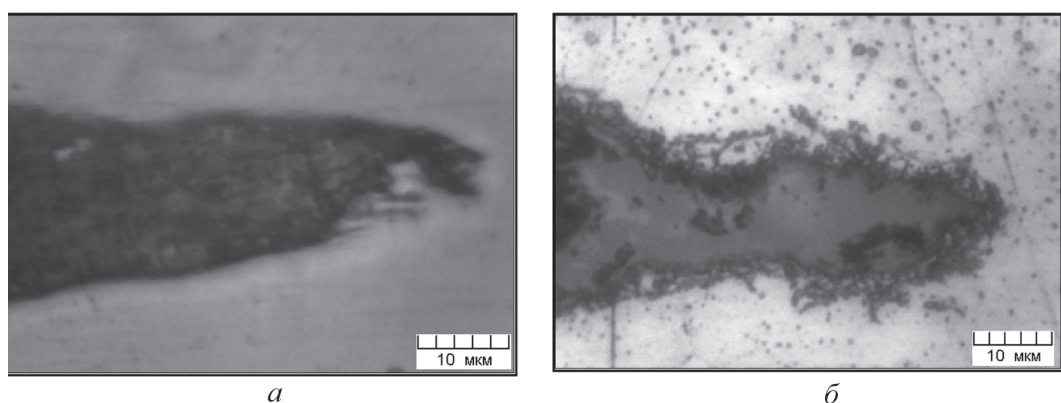


Рис. 6. Эволюция морфологии поверхности графита при отжиге чугуна

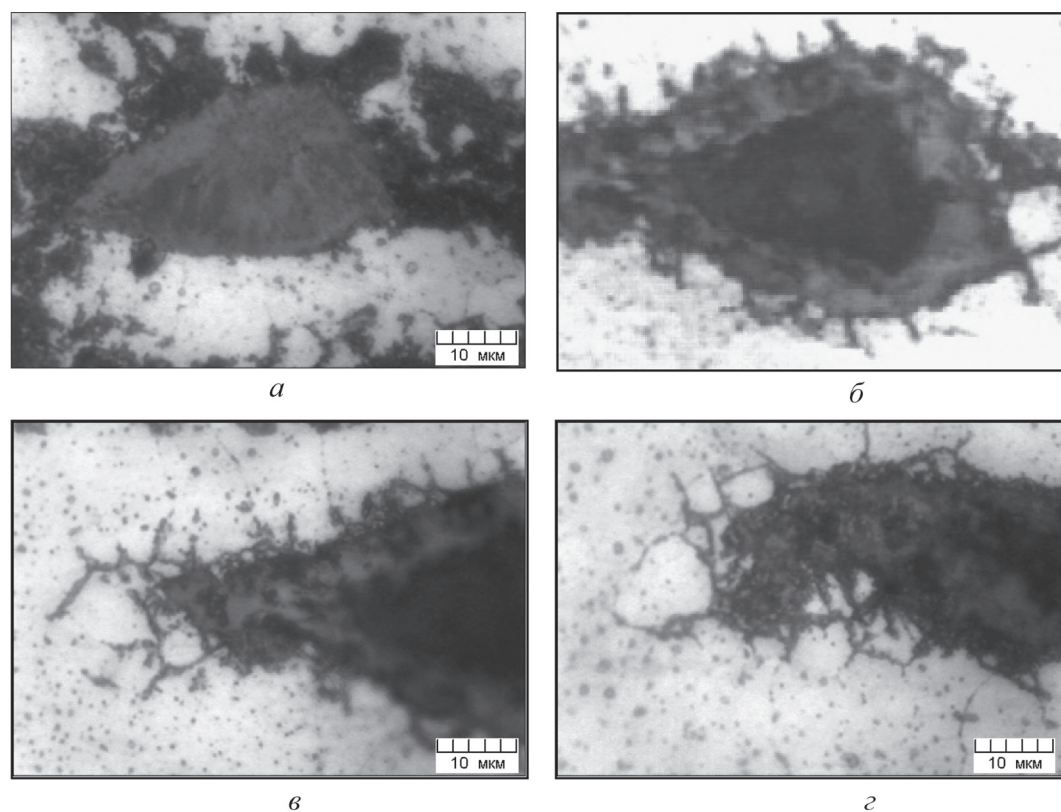


Рис. 7. Эволюция графитных включений в чугуне, деформированном со степенью $\epsilon = 60\%$, после отжига при 900 °С в течение разного времени выдержки: а – неотожженный чугун; б – 20 мин; в – 30; г – 45 мин. Продольное сечение, нетравлено

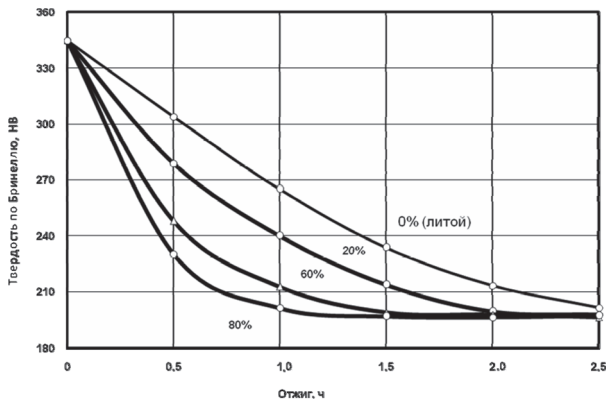


Рис. 8. Зависимость твердости по Бринеллю у деформированных с различной степенью деформации образцов из половинчатого чугуна от времени отжига при 900 °С

гуна графитизация практически полностью завершается после 2,5 ч отжига. В деформированном чугуне процесс графитизации протекает значительно быстрее (нижние кривые на рис. 8): например, при деформации $\epsilon = 20\%$ твердость HB 200 достигается уже после 2 ч отжига, а при $\epsilon = 80\%$ – при отжиге длительностью 1 ч.

Таким образом, увеличение степени деформации при горячей экструзии половинчатого чугуна до 80% позволяет сократить время полной графитизации в 2,5 раза. Обычно это объясняют следующими причинами [1, 2]:

- 1) наличие избыточных вакансий, накопленных в процессе пластической деформации, которые обуславливают ускорение диффузионных процессов;
- 2) увеличение плотности дислокаций, которые служат в качестве путей ускоренной диффузии атомов углерода при отжиге;
- 3) измельчение частиц цементита при деформации, т. е. уменьшение масштаба гетерогенности системы;
- 4) увеличение числа центров зародышеобразования частиц графита (количество микропор, скоплений дислокаций и др.) после деформации.

В связи с этим необходимо выполнить численные оценки влияния этих физических факторов на скорость графитизации, т. е. скорость растворения частиц цементита.

Оценка роли неравновесных дефектов

В равновесных условиях углерод диффундирует в аустените по межузельному механизму, но в присутствии высокой концентрации неравновесных вакансий и бивакансий, образовавшихся в процессе пластической деформации, атомы углерода могут иногда перескакивать из одного межузельного положения в другое через вакантный узел решетки, что и может быть физической причиной ускорения диффузии. При пластической деформации

неравновесные вакансии генерируются в больших количествах при протаскивании ступенек скользящими винтовыми дислокациями (так называемый механизм Хирша-Мотта) и при аннигиляции краевых дислокаций разного знака, движущихся в близкорасположенных параллельных плоскостях скольжения [6, 7]. Неравновесные вакансии могут оставаться в деформированном металле при быстром охлаждении после деформации. Но при последующем нагреве запасенные неравновесные вакансии диффундируют к стокам: краевым дислокациям и границам зерен/субзерен. Следовательно, их концентрация может быстро уменьшиться (т. е. релаксировать) до равновесного значения.

Оценим характерное время релаксации неравновесных вакансий с использованием подхода, развитого в работе [8]. Коэффициент самодиффузии железа D^* связан с коэффициентом диффузии вакансий D_v по следующей формуле:

$$D^* = c_v^0 D_v, \quad (1)$$

где равновесная концентрация вакансий c_v^0 определяется как [9]:

$$c_v^0(T) = \exp[-\Delta H_v^f / (k_B T)]. \quad (2)$$

Здесь ΔH_v^f – энтальпия образования вакансии; $k_B = 1,38054 \cdot 10^{-23}$ Дж/К – постоянная Больцмана; T – температура.

Величина D^* зависит от температуры по формуле Аррениуса:

$$D^*(T) = D_0^* \exp[-E^* / (RT)], \quad (3)$$

где D_0^* и E^* – предэкспоненциальный множитель и энергия активации, которые известны в справочной литературе [10]; R – универсальная газовая постоянная.

В изотермических условиях характерное расстояние, на которое могут продиффундировать вакансии за время t , определяется по формуле Эйнштейна-Смолуховского: $L_v^2 - D_v t = (D^* / c_v^0) t$.

В неизотермических условиях эта величина выражается в интегральной форме:

$$L_v^2 = \int_0^{t_r} \frac{D^*[T(t)]}{c_v^0[T(t)]} dt, \quad (4)$$

где t_r – время диффузии, т. е. время жизни неравновесных вакансий.

При нагреве с постоянной скоростью, типичном для практики, $t_r = (T_f - T_0) / v_T$, где v_T – скорость нагрева; T_f – конечная температура; $T_0 = 298$ К – начальная (комнатная) температура. Тогда уравнение (4) приобретает вид

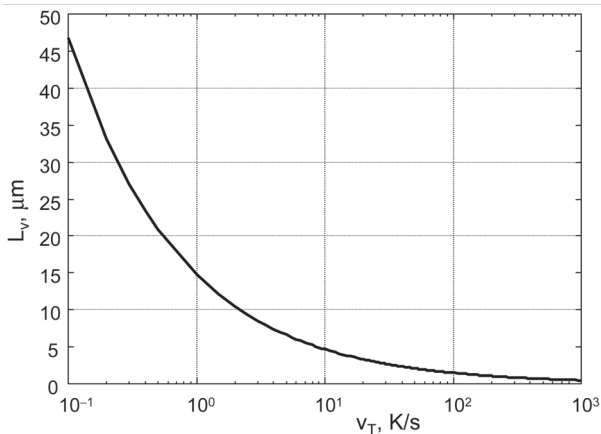


Рис. 9. Зависимость характерного диффузионного пути вакансий в α -Fe от скорости нагрева v_T при нагреве от комнатной температуры до критической точки $A_{c1} = 727^\circ\text{C}$

$$L_v = \left\{ \int_0^{(T_f - T_0)/v_T} \frac{D^*[T(t)]}{c_v^0[T(t)]} dt \right\}^{1/2} \quad (5)$$

и может быть решено совместно с уравнениями (2) и (3).

Выполним расчет для нагрева предварительно деформированного чугуна от комнатной ($T_0 = 298\text{ K}$) до критической температуры $A_{c1} = 727^\circ\text{C} = 1000\text{ K}$ (в соответствии с диаграммой Fe-C [11]). В этом случае диффузия неравновесных вакансий происходит в феррите. Параметры самодиффузии в α -Fe: $D_0^* = 2,0\text{ см}^2/\text{с}$, $E^* = 251,0\text{ кДж/моль}$ [10], а энтальпия образования вакансий $\Delta H_v^f = 1,08\text{ эВ}$ [9]. При печном нагреве v_T менее 10^2 K/с , поэтому в расчетах v_T варьировали от 10^{-1} до 10^3 K/с . Результаты численного решения уравнения (5) показаны на рис. 9. С увеличением скорости нагрева характерное расстояние диффузии вакансий уменьшается: от $L_v = 46\text{ мкм}$ при $v_T = 0,1\text{ K/с}$ до $L_v = 1,5\text{ мкм}$ при $v_T = 10^2\text{ K/с}$.

В поликристаллических металлах естественными объемно-распределенными стоками для вакансий являются краевые дислокации (строго го-

воря, краевые участки дислокационных петель), среднее расстояние между которыми L_d оценивается как [7]:

$$L_d \sim d_e^{-1/2} = (d/2)^{-1/2}, \quad (6)$$

где d_e – плотность краевых дислокаций; обычно полагают, что $d_e = d/2$ (d – общая плотность дислокаций).

Максимальное расстояние, на которое диффундируют вакансии до стока, порядка L_d . После горячей деформации плотность дислокаций $d \sim 10^9 - 10^{10}\text{ см}^{-2}$. Для нижней оценки $d = 10^9\text{ см}^{-2}$ получим $L_d \approx 0,45\text{ мкм}$, т. е. при печном нагреве, когда $v_T \leq 10^2\text{ K/с}$, $L_v > L_d$. Таким образом, избыточные вакансии успевают полностью отрелаксировать до равновесной концентрации при нагреве от T_0 до точки $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и никак не могут влиять на диффузию углерода (т. е. на графитизацию чугуна) во время постдеформационного отжига.

Оценка лимитирующей стадии растворения цементита в аустените

Фазовые составляющие чугуна, а именно, цементит, графит и аустенит, обладают различными кристаллографическими структурами (рис. 10).

При постдеформационном отжиге включения цементита растворяются в аустените, т. е. превращаются в γ -Fe, а высвобождающиеся атомы углерода по межузельному механизму диффундируют к поверхности зарождающихся или существующих частиц графита, что приводит к росту последних [1,2]. Движущей силой процесса является снижение энергии Гиббса системы. Диаграмма Fe-Fe₃C – метастабильная, а Fe-C – стабильная, так что концентрация углерода в γ -Fe в контакте с Fe₃C выше, чем в контакте с графитом [11]. Это обеспечивает градиент концентрации, необходимый для диффузии углерода. Плотность растущих включений графита $\rho_C = 2,25\text{ г/см}^3$ существенно ниже, чем у окружающего их аустенита: $\rho_{\gamma\text{-Fe}} = 7,59\text{ г/см}^3$ (при 1000°C). Таким образом, для роста частиц графита необходимо, чтобы атомы железа диффун-

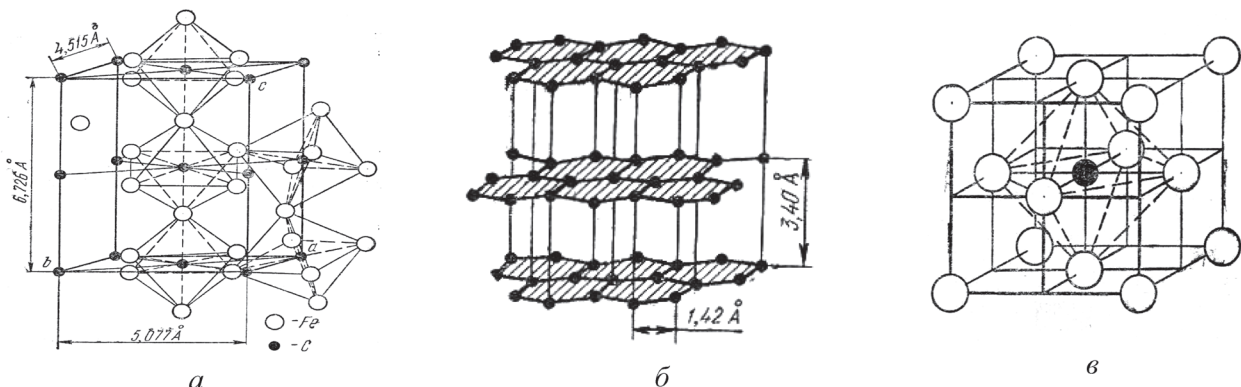


Рис. 10. Кристаллическая структура Fe₃C (а), графита (б) и аустенита (в)

дировали от границы γ -Fe/C вглубь аустенита [1, 2], или (что то же самое) чтобы к этой границе из аустенита подводился поток вакансий. Причиной возникновения последнего являются внутренние напряжения, возникающие на границе γ -Fe/C из-за различия плотностей растущей и матричной фаз. Как показано выше, роль избыточных вакансий, накопленных в металле при пластической деформации, незначительна – они полностью исчезают при нагреве под отжиг. В этой ситуации рост графитовых включений может контролироваться либо диффузией вакансий, либо диффузией атомов углерода в аустените. Объемно-распределенными источниками вакансий в аустените являются краевые дислокации, которые в процессе отжига могут переползать из-за внутренних напряжений.

Оценим лимитирующую стадию роста частиц графита. Для самодиффузии железа в аустените $D_0 = 4,085 \text{ см}^2/\text{с}$, $E = 311,1 \text{ кДж/моль}$ в интервале $T = 1223\text{--}1473 \text{ К}$ [10]. Экстраполируя до температуры отжига $T = 1173 \text{ К}$, по формуле (3) получаем $D_{\text{Fe}}^* = 5,73 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$. Энтальпия образования вакансий в γ -Fe $\Delta H_v^f = 1,03 \text{ эВ}$ [12], то при $T = 1173 \text{ К}$ по формулам (1)–(3) $D_v \approx 1,54 \cdot 10^{-9} \text{ см}^2/\text{с}$, что превышает D_{Fe}^* на пять порядков.

Пусть через некоторое время отжига плотность дислокаций в аустените снизилась до $d \approx 5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Тогда по формуле (6) получаем $L_d = 0,6 \text{ мкм}$, считая, что расстояние между границей γ -Fe/C и ближайшим источником вакансий (краевым участком дислокационной петли) соответствует среднему расстоянию между краевыми дислокациями L_d . Тогда характерное время диффузии вакансий на это расстояние $\tau_{v,d} \sim L_v^2/D_v \approx 2,6 \text{ с}$. В недеформированном состоянии типичная плотность дислокаций в металлах составляет $d \sim 10^7 \text{ см}^{-2}$, тогда характерное время диффузии вакансий в γ -Fe $\tau_{v,nd} \approx 130 \text{ с}$, что в 50 раз больше, чем в деформированном материале.

Коэффициент диффузии углерода в аустените выражается как [12]:

$$D_C = (0,07 + 0,06C) \exp[-E/(RT)], \quad (7)$$

где $E = 133,89 \text{ кДж/моль}$ – энергия активации диффузии углерода; C – массовая концентрация углерода, %.

При максимальной концентрации углерода в аустените при температуре отжига $C = 1,34\%$ из формулы (7) получим $D_C = 1,64 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$. По экспериментальным данным, среднее расстояние между частицей Fe_3C и поверхностью графитового включения, т. е. путь диффузии для атомов углерода, составляет $L_C \approx 30 \text{ мкм}$. Тогда характерное время диффузии углерода $\tau_C \sim L_C^2/D_C \approx 55 \text{ с} \gg \tau_v$.

Следовательно, для деформированного материала диффузия вакансий от объемно-распределенных источников (краевых дислокаций) к границе γ -Fe/C не является лимитирующей стадией роста графитовых включений, и последний контролируется только объемной диффузией атомов углерода в аустените по механизму внедрения от поверхности растворяющихся частиц Fe_3C . В недеформированном чугуна $\tau_C < \tau_{v,nd}$, т. е. рост графитовых включений при отжиге затруднен: присоединение атомов углерода, которые подошли к границе γ -Fe/C, к поверхности графита будет возможно только после поступления к ней вакансий от объемных источников в аустените (краевых дислокаций). При увеличении времени отжига деформированного материала в нем развиваются процессы возврата, связанные с переползанием и аннигиляцией дислокаций, что приводит к уменьшению их плотности. Следовательно, роль дислокаций как объемно-распределенных стоков вакансий снижается и скорость графитизации будет приближаться к значению, характерному для недеформированного материала, что и наблюдается экспериментально (см. рис. 3). Отжиг при более высоких температурах сопровождается рекристаллизацией аустенита, что увеличивает расстояние между границами зерен, которые также служат источниками/стоками вакансий.

Таким образом, роль деформации заключается в следующем: 1) формирование большого числа дефектов (дислокационные узлы, зародыши трещин), которые являются местами образования зародышей графита при отжиге; 2) увеличение плотности дислокаций, которые служат объемно-распределенными источниками вакансий; 3) уменьшение размера исходных частиц цементита. Роль неравновесных вакансий, накопленных во время предварительной деформации, незначительна, поскольку они быстро релаксируют за время нагрева образца до температуры отжига. Следовательно, правильный выбор степени деформации и ее градиента по сечению при экструзии наряду с температурой и временем последующего отжига важно для получения требуемой степени графитизации с точки зрения достижения оптимальных свойств.

Выводы

Проанализирован физико-химический механизм графитизации деформированного половинчатого чугуна при последующем отжиге, что позволило выявить влияние деформации на структурообразование. Показано, что роль неравновесных вакансий, накопленных в чугуна при деформации, на структурные превращения при отжиге незначи-

тельна. Наиболее важным фактором является повышенная плотность дислокаций, которая является источником вакансий, необходимым для роста графитных включений в аустенитной матрице, что способствует ускорению процесса графитизации. В недеформированном материале графитизация замедлена из-за недостаточного подвода вакансий к границе «аустенит/графит».

Численные оценки, полученные с помощью предложенной модели, использованы при разработке технологических режимов деформации и последующего отжига половинчатого чугуна с целью получе-

ния градиентной микроструктуры материала. Эта технология использована в производстве изделий из композиционного материала на основе железа, обладающего повышенными трибологическими свойствами, для замены более дорогих цветных сплавов (бронзы). В частности, пять опытных партий деталей общим количеством 104 шт., изготовленных из деформированного чугуна с градиентной структурой, используются в автобусах «Неман 52012» производства завода «Неман» (г. Лида). Первые автобусы, собранные в 2007 г., уже прошли около 400 000 км без замены этих деталей.

Литература

1. Бунин К. П., Таран Ю. Н. Строение чугуна. М.: Металлургия, 1972.
2. Чугун: Справ. / Под ред. А. В. Шермана и А. А. Жукова. М.: Металлургия, 1991.
3. Косников Г. А., Морозова Л. М., Бех Н. И. Влияние горячей пластической деформации на структуру и свойства чугуна с шаровидным графитом // Литейное производство. 1998. № 11. С. 30–31.
4. Покровский А. И. Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические принципы. Мн.: Беларус. навука, 2010.
5. Погодин - Алексеев Г. И. Обработка давлением отливок белого чугуна // Вест. машиностроения. 1951. № 4. С. 57–60.
6. Nabarro F. R. N., Basinski Z. S., Holt D. B. The plasticity of pure single crystals // Advances in Physics. 1964. Vol. 50. P. 193–323.
7. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972.
8. Khina V. B. Effect of mechanical activation on SHS: Physicochemical mechanism // International Journal of SHS. 2008. Vol. 17. No. 4. P. 211–217.
9. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978.
10. Smithells Metals Reference Book. Seventh edition / Edited by Brandes E. A. and Brook G. B. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1992.
11. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: Справ. / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1985.
12. Кристал М. А. Механизм диффузии в железных сплавах. М.: Металлургия, 1972.
13. Курдюмов Г. В., Утевский А. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977.
14. Любов Б. Я. Диффузионные процессы в неоднородных твердых средах. М.: Наука, 1981.