

В результате проведенного исследования установлено:

— при контактном воздействии расплава стали и шлака с огнеупором образуется слой, содержащий в своем составе, как компоненты огнеупора, так и компоненты шлака и стали. При остывании этого слоя из него кристаллизуются следующие новообразования: шпинелиды, мелилиты, псевдоволластонит, корунд, магнетит, стеклофаза, браунмиллерит.

— в зависимости от проникновения расплава в огнеупор и от интенсивности взаимодействия его с огнеупором выделяются несколько зон. Наименее измененная зона почти не отличается от основного огнеупора. В переходной зоне наблюдается проникновение Fe и его оксидов, уменьшается количество силикатов, появляется стеклофаза, однако в основном сохраняется первичная структура и фазовый состав огнеупора. В рабочей зоне уже не сохраняется ни структура, ни исходный состав. Наблюдаются только новообразования, кристаллизовавшиеся из расплава. По сравнению со шлаковой корочкой этот расплав был более обогащен компонентами огнеупора. Шлаковая корочка также состоит из новообразований, но среди них несколько больше количество мелилитов, стеклофазы, а шпинелид более обогащен оксидами железа.

Таким образом, износ огнеупора (кирпича) осуществляется путем постепенного замещения периклаза легкоплавкими алюмосиликатами типа мелилитов и стеклофазой и последующего оплавления интенсивно ошлакованного поверхностного слоя. Поскольку износ огнеупора за кампанию ПК составил не более 6 мм (рабочая зона), то ФЭ на основе периклазохромита являются весьма надежными материалами для каналов.

Список литературы

1. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Современные технологии разлива и кристаллизации сплавов. — М.: Машиностроение, 1998. — С. 348–349.
2. Ефимов В.А., Ефимов В.Г., Днюк Е.Ф., Баранова В.Н., Носоченко О.В. Вторичное окисление и рафинирование при непрерывной разливке стали // ФТИМС НАН Украины. Процессы литья, 1999. — № 4. — С. 28–35.
3. Зальманг Г. Физико-химические основы керамики. — М.: Госстройиздат, 1959. — С. 363.
4. Кингери У.Д. Введение в керамику. — М.: Стройиздат, 1967. — С. 285.

© Ефимов Г.В., 2001

БАРАНОВ А.А. (ДОНГТУ)

ОБРАЗОВАНИЕ АУСТЕНИТА В ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ

Рассмотрены механизм и кинетика образования аустенита при нагреве стали и чугуна. На основании экспериментальных данных анализируется влияние различных факторов (параметров термической обработки, исходного состояния сплава, деформирования и др.) на зарождение и рост аустенитных кристаллов. Обсуждена природа метастабильной аустенитизации железных сплавов и структурной перекристаллизации.

Образование аустенита в стали и чугуне является наиболее распространенным видом фазовых превращений. Оно имеет место при нагреве стали для горячей деформации, при термической обработке чугуна и стали, сварке. Аустенитизация существенно сказывается на формировании структуры и свойств горячедеформированных и термически обработанных железных сплавов. Несмотря на то, что аустенитизация изучается более ста лет, в ней остается много неосвоенного и дискуссионного [1–7]. Недостаточность сложившихся представлений об аустенитизации железных сплавов выявляется в связи с применением высокоскоростных способов нагрева, использованием им-

пульсных механических и тепловых воздействий, имплантационного легирования и др. До сих пор дискуссионными остаются вопросы зарождения аустенита и природа метастабильной аустенитизации, механизм влияния деформации и предварительных термообработок, явление порообразования при растворении графита, фазового наклепа и структурной перекристаллизации. В определенной степени эти вопросы изучены недостаточно и на примере традиционных видов термической обработки со скоростями нагрева $10^{-1}-10^3 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ нелегированных сталей и чугунов. В связи с этим нами предпринято экспериментальное исследование аустенитизации с применением градиентного нагрева, впервые использованного К.П.Буниным [8] для изучения аустенитизации более полувека назад.

Материал и методика исследований не отличались от приведенных в работах [9, 10, 60]. Продольные температурные градиенты создавали в образцах $(2-8)\cdot(5-12)\cdot 50 \text{ мм}^3$ путем помещения одного края образца в атмосферу печи или в расплавленную соль, а также пропусканием электрического тока. Распределение температур контролировали приваренными тонкими термопарами. Скорость нагрева варьировали $10^{-1}-10^3 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$. С целью оценки влияния примесей в образцах по нормали к температурным градиентам предварительной ХТО создавали контролируемые концентрационные градиенты. Деформацию образцов производили прокаткой в гладких валках или осадкой в наклонных штампах, что позволяло создать контролируемый градиент степени деформации по нормали к температурным градиентам. Выбранная методика позволила предупредить воздействие температурных колебаний, неизбежных при изотермических выдержках вблизи A_1 , и осуществить непрерывный контроль влияния степени деформации и химического состава стали и чугуна. Помимо световой микроскопии в исследовании использовали методы рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального, электронографического, пикнометрического и др. анализа.

Изменения в образцах оценивали с помощью структурно-закалочного метода, о достоверности которого можно судить из следующего. Скорость охлаждения стали в 10% водном растворе NaCl в интервале температур 1050–950 К, в котором наиболее вероятно диффузионное перераспределение углерода, составляет $10^3 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ [11]. Продолжительность охлаждения τ в указанном интервале температур 0,1 с. Коэффициент диффузии углерода в аустените [12]:

$$D_c^\gamma = 0,7 \exp\left(-\frac{131}{RT}\right), \quad (1)$$

при 1000 К составляет:

$$D_c^\gamma \cong 10^{-8} \text{ см}^2/\text{с}.$$

Расстояние, на которое продиффундирует углерод во время охлаждения:

$$\Delta \cong (D_c^\gamma \tau)^{0,5} = 3 \cdot 10^{-5} \text{ см}, \quad (2)$$

т.е. находится на пределе разрешения светового микроскопа. Таким образом, применение световой микроскопии в сочетании со структурно-закалочным методом вполне оправдано.

Полученные экспериментальные результаты и их анализ приводят к следующим выводам.

1. В закаленных образцах стали У8 выявляли после градиентного нагрева феррито-цементитный и мартенсито-цементитный участки, разделенные промежуточной зоной с феррито-мартенсито-цементитной структурой. В промежуточной зоне видно, что аустенитизированные участки изомерны. Это свидетельствует о приблизительно одинаковой скорости роста аустенита вдоль и поперек пластин перлита. Зарождается аустенит преимущественно на стыке перлитных колоний, что отмечалось ранее и други-

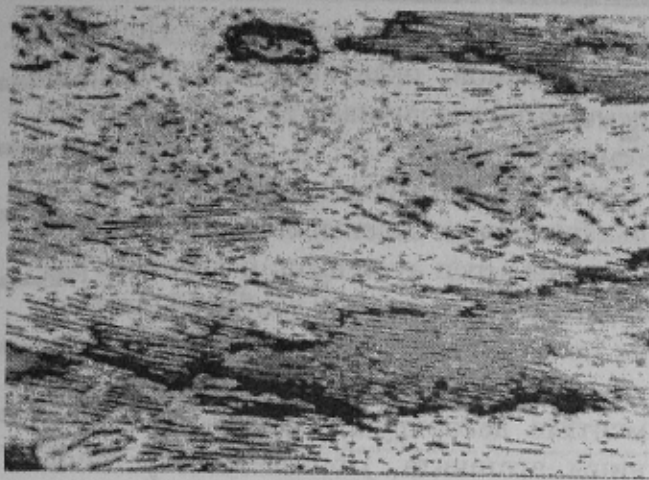


Рис. 1. Структура эвтектоидной стали после закалки от 735°C, х 1200

концентрации. По данным подсчета, выполненного с применением точечного метода, только половина цементита растворяется при превращении перлитного феррита в аустенит. Эти результаты согласуются с рентгеновскими данными, полученными определением степени тетрагональности мартенсита вблизи фронта перекристаллизации. Согласно этим данным среднее содержание углерода в мартенсите, полученном после закалки стали У8 от 735°C, составляет 0,37% С. На рис.2 приведено распределение углерода, связанного в цементите, на фронте аустенитизации. По мере повышения температуры стали объем цементитной фазы уменьшается. Вблизи края образца, нагретого до 800°C, остается около 10% цементита, присутствовавшего в исходной стали.[13]. Полученные результаты согласуются с приведенными в работе [14] термокинетическими диаграммами образования аустенита в нелегированных сталях, по составу близких к эвтектоидному.

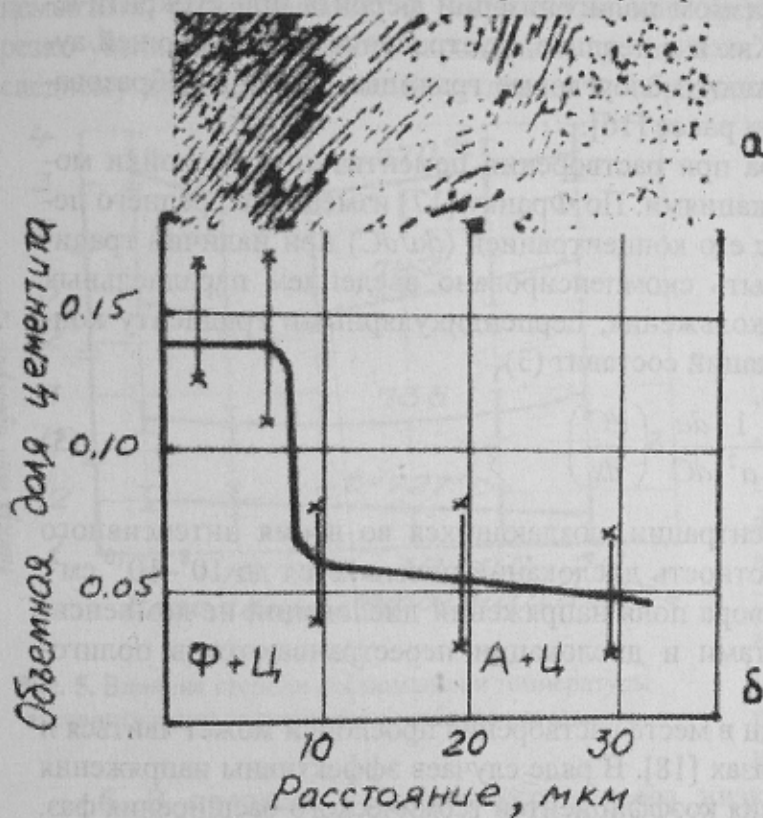


Рис. 2. Структура (а) и распределение цементита (б) на фронте перекристаллизации

Выявляемый переход от пластин к глобулам обусловлен неравномерным растворением цементита и его сфероидизацией. О последней свидетельствует разница в диаметрах глобул и толщины сохранившихся пластин. На начальных этапах в местах растворения пластин наблюдается повышенная травимость феррита, вызванная неравномерным распределением углерода и дефектами кристаллического строения. В дальнейшем, структура стали с частицами цементита в физически и химически неоднородном аустените пластинного типа сменяется структурой, состоящей из аустенита и

ми исследователями. Из анализа структуры аустенитизированных участков можно заключить, что аустенитное зерно разрастается в соседних колониях перлита.

В промежуточной зоне нередко случаи, когда при пересечении фронта перекристаллизации непрерывность цементитных пластин не нарушается (рис.1).

Из сопоставления толщин цементитных пластин в перлите и в аустенитизированных участках можно заключить, что среднее содержание углерода в аустените у фронта перекристаллизации значительно меньше эвтектоидной

концентрации. По данным подсчета, выполненного с применением точечного метода, только половина цементита растворяется при превращении перлитного феррита в аустенит. Эти результаты согласуются с рентгеновскими данными, полученными определением степени тетрагональности мартенсита вблизи фронта перекристаллизации. Согласно этим данным среднее содержание углерода в мартенсите, полученном после закалки стали У8 от 735°C, составляет 0,37% С. На рис.2 приведено распределение углерода, связанного в цементите, на фронте аустенитизации. По мере повышения температуры стали объем цементитной фазы уменьшается. Вблизи края образца, нагретого до 800°C, остается около 10% цементита, присутствовавшего в исходной стали.[13]. Полученные результаты согласуются с приведенными в работе [14] термокинетическими диаграммами образования аустенита в нелегированных сталях, по составу близких к эвтектоидному.

2. В аустенитизированных участках четко просматривается трансформация пластин цементита в глобулы, размещенные по контуру равноосных объемов, практически свободных от цементита (рис.3).

В аустенитизированных участках четко просматривается трансформация пластин цементита в глобулы, размещенные по контуру равноосных объемов, практически свободных от цементита (рис.3).

В аустенитизированных участках четко просматривается трансформация пластин цементита в глобулы, размещенные по контуру равноосных объемов, практически свободных от цементита (рис.3).

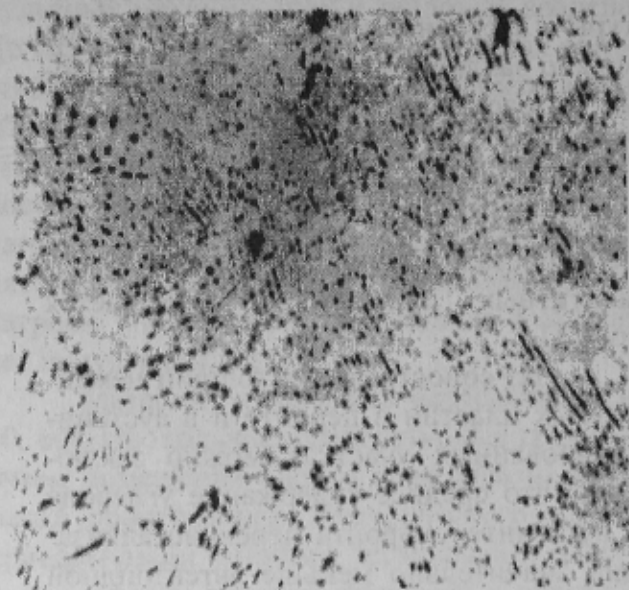


Рис. 3. Структура эвтектоидной стали после закалки от 750°C, х 1200

зеренной структуры в аустените при растворении цементита имеет много сходного с предложенными нами в 1964 г. механизмом полигонизации феррита при субкритическом отжиге пластинчатого перлита. Как и в перлите, с устранением разделяющей аустенит цементитной прослойки возникают малоугловые границы. Причины образования таких границ анализировались нами ранее [16].

Фрагментация твердого раствора при растворении цементитной прослойки может быть связана и с ростовыми дислокациями. По Франку [17] изменение среднего периода (a) решетки твердого раствора с его концентрацией (da/dC) при наличии градиента концентрации $\delta(dC/dx)$ может быть скомпенсировано введением параллельных краевых дислокаций с плоскостями скольжения, перпендикулярными градиенту концентраций. При этом плотность дислокаций составит (3):

$$\rho = \frac{1}{a^2} \frac{da}{dC} \delta \left(\frac{dC}{dx} \right). \quad (3)$$

При больших градиентах концентрации, создающихся во время интенсивного растворения прослойки цементита, плотность дислокаций повышается до 10^8 – 10^{10} см⁻². По мере гомогенизации твердого раствора поля напряжений дислокаций не компенсируются концентрационными градиентами и дислокации перестраиваются в полигональные границы.

Причиной образования субграниц в месте растворения прослойки может явиться и разная плотность упаковки атомов в фазах [18]. В ряде случаев эффективны напряжения и деформации, возникшие из-за различия коэффициентов термического расширения фаз, размерные эффекты при фазовых переходах и др. [19]. Большое влияние оказывает и неравномерность пластической деформации перлита, происходящей при механическом нагружении стали, о чем уже получены прямые экспериментальные данные [58].

Таким образом, при аустенитизации пластинчатого перлита создаются условия для формирования развитой субзеренной структуры аустенита.

4. На основании результатов экспериментального исследования разработана схема (рис. 4), описывающая структурные изменения при аустенитизации стали со структурой пластинчатого перлита [20]. Согласно этой схеме, за непрерывным фронтом перекристаллизации остаются нерастворившимися частицы цементита и ряды дислокаций, которые перестраиваются по мере гомогенизации аустенита. Цементитные частицы достаточно стабильны, особенно в месте стыка двух и нескольких субзерен,

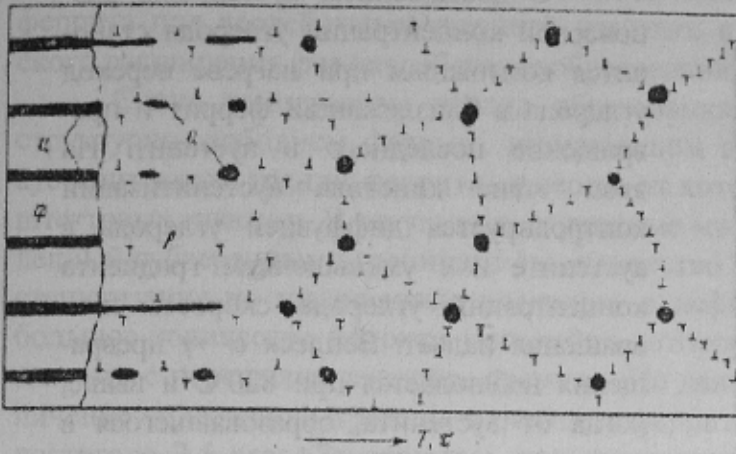


Рис. 4. Схема структурных изменений, происходящих при аустенизации перлита

дет к восстановлению крупного аустенитного зерна [4].

5. В связи с большим прикладным значением изучено влияние предварительной холодной деформации прокаткой со степенями 0–50% на аустенизацию стали [21]. При скорости нагрева $1 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ к моменту аустенизации в значительной степени успевают пройти восстановительные процессы, обусловленные развитием деления и сфероидизации цементита, полигонизации и рекристаллизации феррита. Несмотря на это, деформация резко увеличивает скорость зарождения аустенита и задерживает его рост. Благодаря последнему среднее содержание углерода в образующемся аустените с деформацией по-

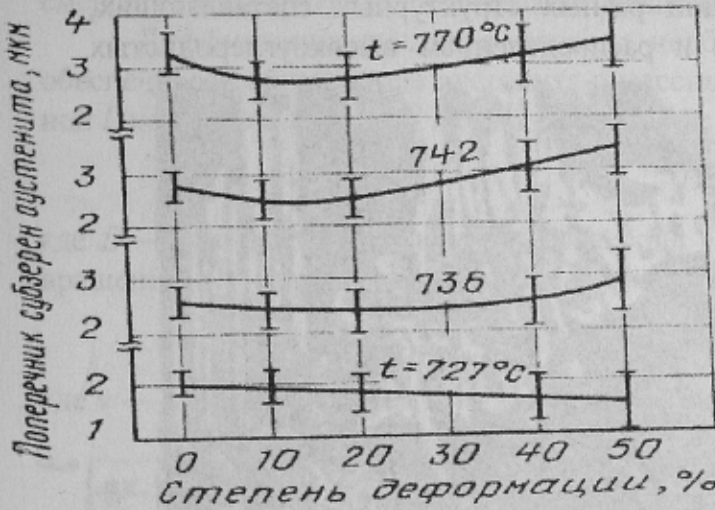


Рис. 5. Влияние степени деформации и температуры аустенизации на поперечник субзерен аустенита

вышается, но остается ниже эвтектоидной концентрации. Под влиянием неоднородного распределения следов деформации аустенизация происходит неравномерно. В сильнодеформированных образцах эвтектоидной стали формируется разносубзернистая структура, обусловленная микронеравномерностью деформации и растворения цементита. Эффект предварительной деформации в аустенизации стали зависит от степени устранения дефектов структуры, наведенных деформацией. С повышением температуры происходит рост субзерен (рис. 5) и формирование высокоугловых границ.

6. В процессе непрерывного нагрева низкоуглеродистой стали наблюдается сложный характер изменения с температурой кинетики превращения структурно-свободного феррита в аустенит [22–24]. На кривых изменения объема образовавшегося аустенита отмечаются площадки, соответствующие температурным интервалам 740–760°C и 780–820°C.

На основании предпринятого нами исследования скорости роста аустенитных кристаллов на разных этапах нагрева, результаты которого приведены на рис. 6, можно заключить, что немонотонный характер превращения связан с диффузией углерода. Задержка при 740–760°C вызвана неполным растворением цементита при превращении перлита в аустенит.

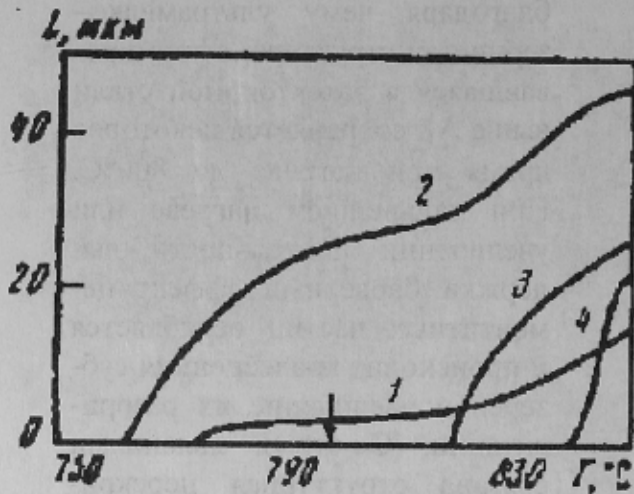


Рис. 6. Влияние температуры нагрева на образование аустенита в обезуглероженной стали 65Г: 1 – поперечник кристаллов аустенита, образовавшегося в перлитных массивах; 2 – глубина диффузионной зоны; 3 – длина аустенитных пластин вблизи массива; 4 – длина аустенитных пластин у границ феррита

С достижением аустенитом равновесной концентрации углерода становится возможным при нагреве переход углерода в близлежащий феррит и превращение последнего в аустенит. На этом этапе кинетика аустенизации контролируется диффузией углерода в аустените и с уменьшением градиента концентраций углерода скорость превращения падает. Всплеск $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения наблюдается при 820°C и выше, когда от аустенита, образовавшегося в перлите и на границах ферритных зерен, вглубь прорастают пластинные кристаллы (рис. 7). Контролирует их рост диффузия углерода в феррите, которая проходит на порядок быстрее, чем в аустените. Формирование тонкой структуры аустенита в межкритическом интервале температур непосредственно связано с профилем фронта перекристаллизации.

7. Смещение температурного интервала аустенизации наблюдается и при нагревании серого феррито-перлитного чугуна [55]. В недеформированном чугуне наблюдается последовательность аустенизации разных структурных составляющих, связанная с ликвацией кремния в феррите и распределением высокоуглеродистых

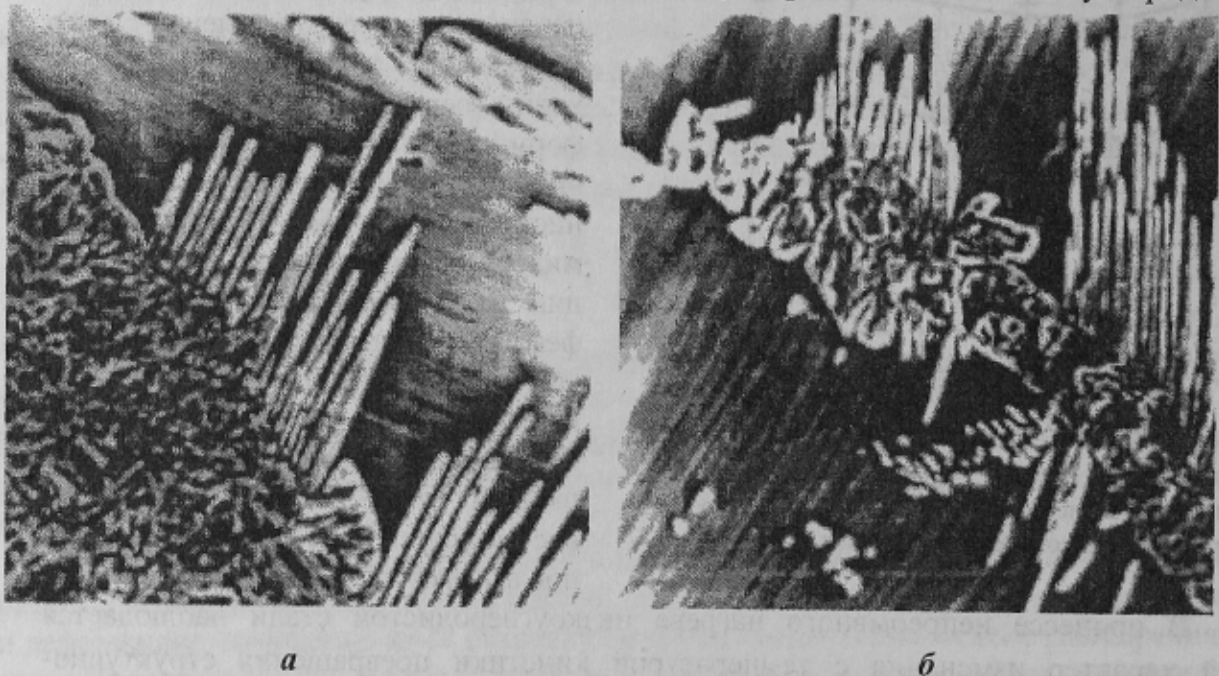


Рис. 7. Видманштетовы кристаллы аустенита, образовавшиеся вблизи перлитных колоний (а) и ферритных границ (б), $\times 800$

фаз — цементита и графита. Осадка образцов чугуна на 16 и 22%, хоть и снижает температуру начала образования аустенита на 10–15°C, не устраняет отмеченный выше эффект распределения кремния и углерода. Как и в недеформированном чугуне, первые кристаллы аустенита обнаруживаются в перлитных участках, преимущественно на периферии колоний. Под воздействием деформации усиливается разрастание аустенита вдоль цементитных пластин, что наблюдалось и при высокоскоростном нагреве стали [17]. Имея в виду преимущественную направленность следов деформации вдоль пластин перлита при небольшом деформировании [18], можно полагать, что природа отме-

ченного эффекта в обоих случаях сходна. Пластическая деформация более мягкого феррита под воздействием внешней нагрузки или различия коэффициентов термического расширения фаз способствует образованию аустенита.

Сдвиг температуры начала образования аустенита на 20–25% наблюдали в структурно-свободном феррите, размещенном вблизи графитных частиц. Разрастался аустенит вдоль границ ферритных зерен, от которых в глубь зерен рос в виде видманштеттовых пластин. В результате ферритные массивы превращались в аустенит, разделенный субзеренными границами на множество пластин. При нагреве до 870–900°C аустенитизация не завершалась, поскольку в деформированном чугуна сохранялось небольшое количество феррита, прослойки которого разделяли пластины аустенита. Связано это с перераспределением кремния. По данным микроспектрального анализа, увеличение содержания кремния в остатках феррита в сравнении с пластинами аустенита достигало 2,5 раза. Завершалась аустенитизация чугуна при 930–940°C, что близко к температурам исчезновения феррита в недеформированном чугуна.

Как и в стали, при нагреве чугуна обнаруживается разрыв между температурами завершения перлитно-аустенитного превращения и началом интенсивной аустенитизации структурно-свободного феррита. Этот разрыв имеет место несмотря на присутствие в чугуна сравнительно некрупных зерен феррита и дополнительного источника углерода — графита. Растворение графита связано с определенными трудностями [18, 26] и происходит при более высокой температуре, чем цементита. В этих условиях основным поставщиком углерода является образовавшийся в перлите аустенит. Оставив в стороне термодинамические факторы, ответственные за сдвиг линий стабильного и метастабильного равновесия Fe-C-Si сплавов, оценим вклад кинетических факторов в смещение температур аустенитизации различных структурных составляющих чугуна.

Диффузионная поставка углерода, необходимая для полиморфного превращения, обеспечивает образование аустенита в массиве структурно-свободного феррита толщиной l , которую определим из зависимости (4):

$$l \cong D\tau, \quad (4)$$

где D — коэффициент диффузии углерода в интервале температур ΔT задержки превращения; τ — длительность пребывания в этом интервале и по формуле (5):

$$\tau = \Delta T / \nu, \quad (5)$$

где ν — скорость нагрева.

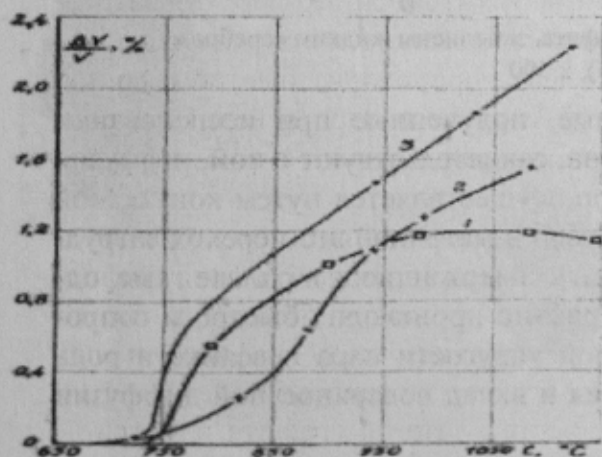


Рис. 8. Прирост удельного объема при нагревании графитизированной стали (1), чугуна с шаровидным графитом (2) и ковкого чугуна (3)

Примем $l=l/4=10^{-3}$ см (l — удаленность перлитных участков один от другого). Приняв коэффициент диффузии при 740°C: $D=10^{-7}$ см²·с⁻¹ [12] и $\nu=1$ К·с⁻¹, получим $\Delta T=10$ К, что по порядку величины близко к результатам, полученным и авторами [22–24].

8. При аустенитизации железных сплавов, содержащих графит, возможно образование пористости [25]. Она возникает вследствие растворения графита. О величине пористости можно судить по изменению удельного объема образцов (рис. 8). Из-за низкой прочности графита металлографическое выявление пористости сильно затруднено. Задача облегчается, если использовать методы вакуумной металлографии. Несплошности возникают на межфазной по-

верхности графит — аустенит или в виде трещинок в графите. В объеме образцов чугуна поры можно выявить, предварительно заполняя их жидким серебром или фосфидной эвтектикой (рис. 9). То, что серебро проникает вдоль графита при нагреве чугуна на ферритной основе и остается на поверхности образцов перлитного чугуна, свидетельствует об образовании пор при растворении графита. Сцепление графита с железом в момент растворения настолько велико, что оправдано и разрушение графитных включений вдоль базисных плоскостей [26]. На основании анализа структурных и объемных изменений при нагреве графитизированных сплавов можно заключить, что переход атомов углерода из графита в аустенит происходит быстрее, чем заполнение свободных объемов атомами железа.

Степень сохранения пористости при высокотемпературном нагреве чугуна и стали во многом определяется размерами графитных частиц. При растворении мелких сфероидов и пластинок графита зарастание пор происходит на начальных этапах аустенитизации [27]. При наличии крупных графитных частиц, что характерно для большинства чугунов и сталей, объем пор соответствует объему растворившегося графита, а снижение плотности сплавов в результате растворения графита может быть определено исходя из молярных объемов феррита, графита и цементита [29] и составляет $\Delta v/v = 1,37 C_A$, где C_A — количество углерода, перешедшего из свободного состояния в связанное.

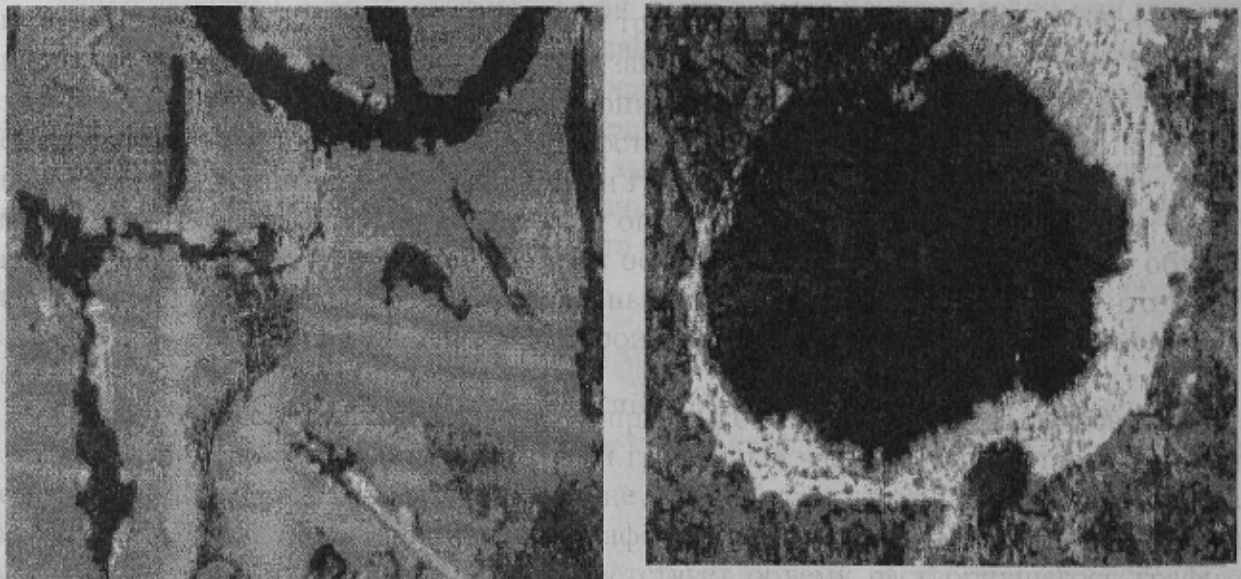


Рис. 9. Поры в чугуне, образовавшиеся при растворении графита, заполнены жидким серебром (а) или фосфидной эвтектикой (б), х 500

Многочисленные экспериментальные данные, полученные при исследовании растворения графита и влияния различных факторов, свидетельствуют о том, что переход атомов углерода из графита в твердый раствор осуществляется путем контактной диффузии. С образованием зазоров между включением и матрицей это переход затруднен. Переносу атомов углерода могут способствовать содержащиеся в сплаве газы, однако и в вакуумированных сплавах растворение графита происходит быстро и сопровождается формированием пористости. Из-за малой упругости пара невелика и роль испарения графита. По данным работы [29] невелик и вклад поверхностной диффузии углерода.

Контакт графита с матрицей может восстанавливаться, по-видимому, отслаиванием чешуек графита, т.к. работа адгезии графита к железу больше когезии графита [30]. Отслаивание чешуек от включений и «прилипание» к поверхности поры интенсивно происходит в начале аустенитизации, когда расстояние между графитом и матрицей и различие в кривизне их невелики. Трещинообразованию способствует и неравномерное растворение графита, благодаря чему в месте контакта графита и матрицы

обнажаются новые базисные плоскости. Приведенные взгляды на механизм растворения графита в момент аустенитизации позволили объяснить известные и приведенные выше экспериментальные данные о влиянии условий аустенитизации и химического состава сплава [29].

9. Физико-химические свойства твердого раствора углерода в ГЦК-железе зависят от исходного фазового состояния железоуглеродистого сплава, что проявляется в склонности к графитизации. Предварительно графитизированные сплавы после аустенитизации графитизируются гораздо быстрее, чем неграфитизированные. Различие в склонности к графитизации обусловлено разной пористостью.

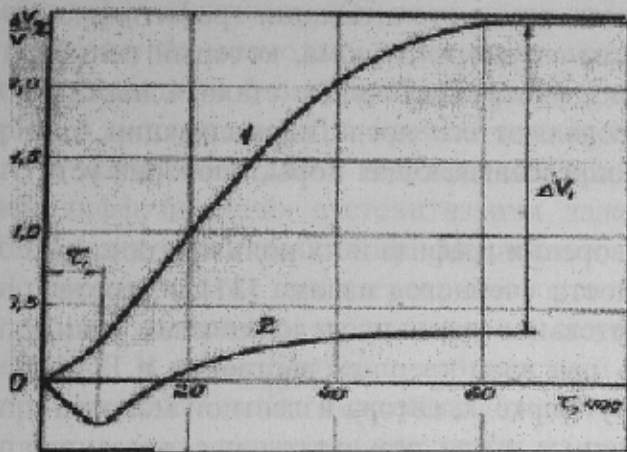


Рис. 10. Изменение объема кремнистой стали при первичной (1) и повторной (2) графитизации при 680°C

Роль пористости в графитизации проявляется, прежде всего, в объемном эффекте. Переход 1% С из связанного состояния в свободное ведет к приросту объема на 2,04%. При повторной графитизации рост объема меньше (рис. 10), причём в начальный период субкритического отжига наблюдается не рост, а уменьшение объема графитизированного сплава вследствие выделения графита в порах.

Графит покрывает поверхность пор, при достижении определенной толщины полые включения графита растут в матрице сплава (рис. 11, а), вызывая увеличение объема. Это позволило определить

величину давлений, которые возникают на контактной поверхности графит — матрица и обеспечивают освобождение пространства для роста графита. Полученные впервые значения контактного давления и изменение его по мере графитизации свидетельствует о том, что деформация матрицы при росте графита реализуется криповым механизмом, контролируемым диффузией вакансий [49].

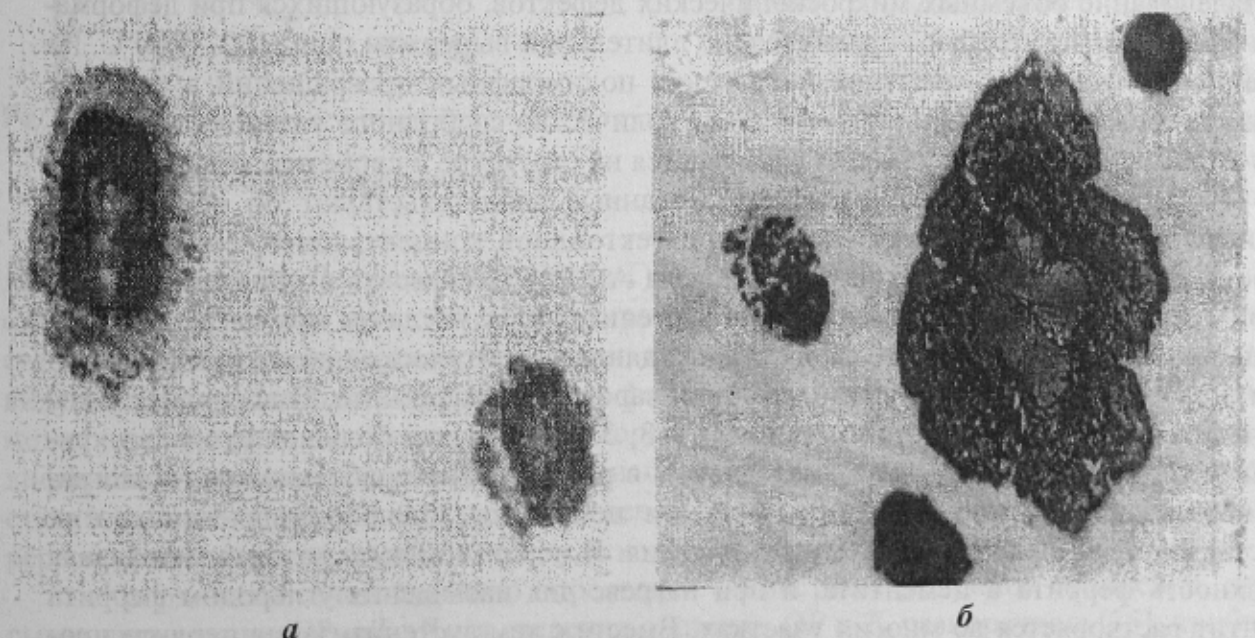


Рис. 11. Полые графитные частицы в графитизированной стали (а) и графитные частицы в чугунах с шаровидным графитом (б), x 500

В результате многократной аустенитизации, сопровождающейся растворением графита, и повторным выделением его происходит «рост» объема графитизированных сплавов при термоциклировании и образуются слоистые включения (рис. 11, б). Вторая

модификация углерода — алмаз обладает высокой прочностью и при растворении в железе не разрушается. Во время растворения алмаза освобождающийся объем должен заполняться атомами железа. В связи с этим скорость растворения алмаза ниже, чем графита, несмотря на его более высокую энергию Гиббса. Вероятно этим и объясняется увеличение количества алмазной фазы за счет растворения графита при термоциклировании серого чугуна, подвергнутого предварительной обработке взрывом [63].

Снизить склонность к повторной графитизации можно устранением пористости. Это возможно интенсивной горячей деформацией, при которой поры запрессовываются. В связи с этим вид «черного» излома зависит от того, содержала ли графит сталь до деформации или нет [31]. Образование пористости при аустенитизации графитизированных сплавов лежит в основе наследственности «черного» излома, который нельзя устранить термической обработкой. Пружинные и инструментальные стали, однажды обнаружившие «черный» излом, непременно проявляют его после нормализации, закалки и отпуска, и лишь горячая деформация, запрессовывающая поры, способна устранить этот вид брака.

Таким образом, образование пор при растворении графита и их роль при повторной графитизации лежат в основе наследственности «черного» излома [31] и «роста» чугуна [29]. Оно явилось причиной того, что длительное время исследователями, занимающимися диаграммой Fe-C, рассматривались два вида твердых растворов в ГЦК-железе — аустенит и бойденит. По свидетельству Тыркеля, автора известной монографии по истории диаграммы Fe-C [32], приведенные выше результаты исследования внесли ясность в эти вопросы.

Образование пор при растворении графита задерживает и развитие коалесценции кристаллов этой фазы. Следует иметь в виду, что растворение очень малых по размерам графитных частиц может оказаться термодинамически неоправданным. Снижение энергии Гиббса из-за перехода атомов углерода из графита в твердый раствор может не перекрывать энергетические затраты на изменение поверхностной энергии в связи с обнажением поверхностей графита и аустенита. Поэтому мельчайшие частицы графита остаются весьма устойчивыми, несмотря на высокий нагрев. Растворение таких частиц должно быть сопряжено с устранением микропор. В соответствии с данными работы [18], залечивание объемных микроскопических дефектов, образующихся при деформации и закалке стали, требуют сравнительно длительной выдержки при 1100–1200°C. Не случайно, поэтому, многократное повторение полиморфных превращений в сталях с разным содержанием углерода увеличивает количество свободного углерода в дефектных участках [61], что существенно сказывается на структуре и свойствах стали.

10. Полученные экспериментальные данные свидетельствуют об образовании аустенита с пониженным, в сравнении с эвтектоидной концентрацией, содержанием углерода при нагреве перлита до температуры A_1 . Необходимость в привлечении указанной посылки о составе первых порций аустенита, образующихся при нагреве перлита выше A_1 , следует из анализа литературных данных, критический обзор которых приведен в работах [3–6]. Рассмотрим механизм зарождения аустенита. В последние годы отмечают большую роль в этом цементита [13, 33]. Учитывая большое сходство кристаллических решеток аустенита и цементита, в работе [33] разработана кристаллография образования аустенита при растворении цементита. Однако привлечение этих представлений не решает проблему зарождения. В перлите сильно развита межфазная поверхность феррита и цементита, и при нагреве для насыщения углеродом феррита цементит растворяется во многих участках. Вместе с тем аустенитизация перлита происходит на ограниченном числе зародышей и реализуется путем перемещения непрерывного фронта превращения. Рассматриваемой картине аустенитизации противоречит и утверждение о большой роли межфазных напряжений. По-видимому, теория аустенитизации должна учитывать возможность зарождения аустенита в отсутствие цементита, например, в полностью графитизированных или безуглеродистых сплавах железа.

Вероятность образования аустенита на крупных флюктуациях в феррите с 0,8%С очень мала [6]. В дефектах кристаллического строения возникают значительные концентрационные отклонения из-за граничной адсорбции или образования дислокационных атмосфер. Однако стабильность аустенита, образующегося в таких дефектах, и необходимая для превращения концентрация углерода, остаются невыясненными.

Приведенные в работе [6] результаты термодинамического анализа аустенитизации основаны на двустадийности процесса перестройки решетки $\alpha \rightarrow \gamma$ и растворения цементита. Из сопоставления значений энергии Гиббса феррито-цементитной смеси и аустенита была показана возможность метастабильной аустенитизации как результата «бездиффузионного» фазового превращения. Было показано, что при определенных температурах возможно непосредственное превращение феррита в аустенит без участия карбидной фазы. Такое «бездиффузионное» превращение малоуглеродистого феррита в аустенит должно происходить при сравнительно высоких температурах вблизи A_3 и экспериментально наблюдалось при электронагреве стали [5, 7]. Однако условия «бездиффузионной» аустенитизации далеки от тех, в которых происходит метастабильная аустенитизация при медленном нагреве, когда атомы углерода сравнительно подвижны и даже при нагреве со скоростью много тысяч градусов в секунду успевают продиффундировать на расстояния, соизмеримые с толщиной ферритных пластин в перлите. В связи с этим, в соответствии и работой [34], рассмотрим аустенитизацию при незначительных перегревах относительно A_1 эвтектоидной стали, в которой при пластинчатом характере структуры малы диффузионные расстояния, а заметный перепад концентрации углерода в твердом растворе может отсутствовать.

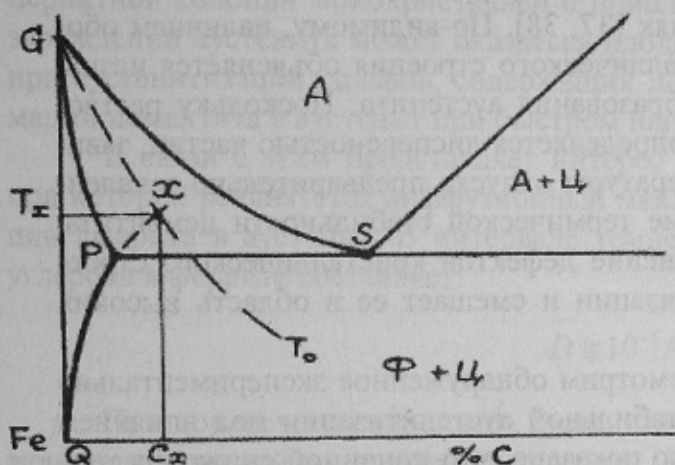


Рис. 12. Участок диаграммы Fe-C

При медленном нагреве стали с исходной феррито-цементитной структурой изменение содержания углерода в феррите происходит в соответствии с наклоном линии QP . С достижением эвтектоидной температуры равновесное содержание углерода в феррите достигает ~0,02% (точка P). Дальнейшее повышение температуры ведет к увеличению содержания углерода в феррите согласно экстраполированной части кривой QP (рис. 12). При некоторой концентрации C_x , определяемой точкой X пересечения экстраполированной части

линии QP с линией T_0 равенства энергии Гиббса феррита и аустенита одинакового состава, принципиально возможна безызбирательная перекристаллизация феррита в аустенит. Безызбирательная (а терминологии автора [3] «бездиффузионная», если иметь в виду перераспределение углерода между ферритом и аустенитом) перекристаллизация может происходить и в условиях, в которых при нагревании состав фазы благодаря диффузии изменяется в соответствии с диаграммой состояния. В этом случае перекристаллизация $\alpha \rightarrow \gamma$ имеет место при перегреве относительно A_1 и не сопровождается перераспределением компонентов между исходной и образующейся фазами.

Координаты точки X можно определить совместным решением уравнений, описывающих кривые QP и T_0 . Хотя сведения о линиях QP и T_0 разноречивы [35], приближенные оценки дают значения $T_x=1073$ К и $C_x=0,1\%$ С [51], если воспользоваться данными [52] о растворимости углерода в α -железе. По Дийкстра [53], температурная зависимость растворимости углерода в феррите описывается уравнением (6):

$$\lg(\%C) = -\frac{2200}{T} + 0,50. \quad (6)$$

В соответствии с приведенной в работе [35] кривой T_0 получено уравнение (7):

$$T_0 = 1183 - 454 \cdot (\%C)^{0,55}, \quad (7)$$

которое можно применять в интервале концентраций 0–0,4%С.

Совместным решением приведенных уравнений получены следующие координаты точки X : 1113 К и 0,034%С. Привлечение представлений о безызбирательной перекристаллизации позволяет объяснить ряд полученных в опыте результатов, в частности малую чувствительность температуры аустенитизации к изменению скорости нагрева заэвтектоидной стали выше $50 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ [36] и всплеск в кинетики образования аустенита в низкоуглеродистой стали. Из приведенных данных следует, что полная безызбирательная аустенитизация возможна при нагревании в межкритический интервал A_1 – A_3 (но ниже T_x) углеродистых сталей, содержащих углерода более C_x . С понижением содержания углерода образование метастабильного аустенита смещается в область более высоких температур.

Приведенное значение T_x значительно выше эвтектоидной, при незначительном превышении которой в условиях медленного нагрева появляются первые кристаллы аустенита. Может казаться, что это свидетельствует о недостаточной обоснованности образования метастабильного аустенита при обратном эвтектоидном превращении. Однако, это не так. С повышенным содержанием углерода в феррите температура метастабильной аустенитизации снижается. Как следует из (рис. 12) при эвтектоидной температуре, например, возможно образование аустенита с содержанием углерода больше 0,2%. Указанная локальная концентрация углерода в феррите достигается благодаря сегрегациям примесных атомов на дислокациях [37, 38]. По-видимому, наличием обогащенных углеродом дефектов атомно-кристаллического строения объясняется незначительность перегрева, необходимого для образования аустенита. Поскольку растворимость углерода в феррите в большой мере определяется дисперсностью частиц, зависимость параметров аустенитизации от температуры отпуска предварительно закаленной стали не является случайной. Повышение термической стабильности цементита, достигаемое, например, легированием, устранение дефектов кристаллического строения феррита задерживает развитие аустенитизации и смещает ее в область высоких температур.

В связи с приведенными данными рассмотрим обнаруженное экспериментально [5, 6] явление снижения температуры метастабильной аустенитизации под влиянием предварительных деформаций и закалки. Было показано, что причиной снижения температуры образования аустенита является повышенная плотность дефектов атомно-кристаллического строения. Отметим, кстати, что метастабильной аустенитизации должна способствовать и деформация цементита. В соответствии с работами [5, 6], частичное или полное устранение дефектов при полиморфном превращении является дополнительным стимулом фазового перехода. Приведенная авторами оценка смещения A_1 под влиянием деформации показала удовлетворительное согласие с опытными данными. Однако при этом следует иметь в виду, что критическая точка A_1 характеризует равновесие с аустенитом двух фаз — феррита и цементита. Если исключить роль углерода (и его источник — цементит), то начало аустенитизации сместится к 910°C . Противоречие может быть устранено, если учесть роль сегрегаций углеродных атомов на дислокациях. Концентрация углерода в феррите благодаря дислокационным атмосферам может вырасти настолько, что окажется достаточным для безызбирательной аустенитизации.

Таким образом, на основании анализа метастабильной аустенитизации стали можно заключить о безызбирательном характере образования первых зерен аустенита. В дальнейшем, судьба зародышей аустенита зависит от интенсивности насыщения углеродом. Превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ осуществляется благодаря диффузии углерода к фронту перекристаллизации, поддерживаемой возникшими в феррите и аустените градиентами

химического потенциала. Это означает, что аустенит в момент аустенитизации химически неоднороден. Возможно, с этим связано различие данных, полученных при использовании разных методов при определении концентрации углерода. Так, по данным металлографических [15], радиографических [6] и дилатометрических [39] исследований содержание углерода в аустените колеблется в пределах 0,4–0,6%, что сильно отличается от результатов, полученных с применением рентгеновских методов [5, 54]. То, что аустенит в момент аустенитизации пластиночного перлита при небольших перегревах относительно A_1 химически неоднороден (что обнаруживается по «духу» перлита) [40], является убедительным свидетельством в пользу приведенных выше результатов термодинамического анализа.

При анализе механизма метастабильной аустенитизации перлита следует обсудить и возможную роль цементита в зарождении аустенита. По Лебергу [46] ячейку цементита можно рассматривать как учетверенную ячейку K12, в которой атомы углерода замещают в некоторых позициях атомы железа. В этом случае образование аустенита при растворении цементита может быть сведено к удалению избыточных вакансий, возникших из-за перехода в феррит атомов углерода. Не случайно, поэтому, при обезуглероживании цементита в местах выхода дислокаций на поверхность образуется аустенит [41]. По-видимому, подобная ситуация складывается и в момент аустенитизации стали, сопровождающейся растворением цементита, и особенно при быстром нагреве, при котором растворению предшествует трансформация упаковок K8→K12. Вероятна она и в местах выхода торцов цементитных пластин на границы колоний [42], где отсутствует ориентационная связь решеток цементита и феррита. Цементит в пределах перлитной колонии монокристаллен и привлечение представлений о роли цементита в зарождении аустенита может оказаться плодотворным в связи с текстурообразованием при аустенитизации сплавов, содержащих перлит. Оригинальный механизм трансформации цементита в аустенит при быстром нагреве разработан авторами [57].

В связи с этим представляет интерес оценить максимальную скорость нагрева, при которой реализуется диффузионный механизм безызбирательной перекристаллизации феррита в аустенит. В интервале температур 723–800°C коэффициент диффузии углерода в феррите составляет:

$$D \cong 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}.$$

При поперечнике зародыша аустенита $\Delta = 10^{-6}$ см время, необходимое для достижения равновесной концентрации углерода (8),

$$\tau \cong \frac{\Delta^2}{D} \cong 10^{-5} \text{ с}, \quad (8)$$

откуда максимальная скорость нагрева $v = \frac{77}{10^{-5}} \cong 10^7 \text{ град}/\text{с}$. Это означает, что начальные этапы безызбирательной перекристаллизации феррита в аустенит даже при высокоскоростном нагреве сплавов имеют диффузионную природу.

11. Представления о точке X, координаты которой определяются пересечением линии насыщения с кривой T_0 , и понятие о безызбирательном превращении, которому предшествуют диффузионные процессы, не ограничиваются только процессами аустенитизации. Привлечение указанных положений плодотворно и для объяснения явлений контактного плавления металлов, провоцирующей оплавление роли дислокаций и границ зерен при нагреве твердых металлических растворов, анализе обратных эвтектидных и монотектоидных превращений и др. [59, 62]. Так при контакте двух металлов, образующих друг с другом систему эвтектического типа, в условиях небольшого перегрева относительно эвтектической температуры происходит образование жидкой фазы.

Механизм возникновения первых порций жидкости недостаточно выявлен [43]. В работах [44, 45] показано, что контактному плавлению предшествует установление прочных металлических связей и диффузионное насыщение приконтактных зон обоих металлов. В образовании участков схватывания большую роль играют дефекты структуры — дислокации, микротрещины и др. [45]. Вдоль этих дефектов происходит интенсивный диффузионный перенос вещества и насыщение близлежащих участков до концентрации, превосходящей предел растворимости данных материалов в твердой фазе. Особенно интенсивно эти процессы происходят вдоль границ зерен [45]. Можно считать, что с достижением в указанных дефектах концентрации, определяемой точкой X пересечения линии T_0 с эвтектической линией, становится термодинамически оправданным образование первой порции жидкой фазы. Благодаря растворению в ней близлежащего металла жидкость легко достигает эвтектического состава и окажется термодинамически стабильной. Под влиянием внешних напряжений и пластических деформаций образуются скопления дефектов и значительные отклонения от состава, что может провоцировать метастабильные фазовые превращения.

Приведенные экспериментальные данные и их обсуждение позволяют высказать ряд положений о природе структурной перекристаллизации, проявляющейся в точке «в» Чернова. Принято считать, что связана она с фазовым наклепом, обусловленным объемными эффектами полиморфного превращения железа. Надо полагать, что роль объемных изменений переоценивалась и они не являются единственной причиной, ответственной за появление точки «в» Чернова. Больше оснований для утверждения, что основной причиной «структурной перекристаллизации» является процесс первичной рекристаллизации аустенита, в котором в момент образования сформировалась развитая субзеренная структура. По всей видимости, температурный разрыв между фазовой и «структурной перекристаллизацией» аустенита вызван формированием высокоугловых границ при коалесценции субзерен аустенита. При этом следует иметь в виду, что механизм формирования субзерен при трансформации структурно-свободного феррита и перлита различен. В одном случае это видманштеттовое превращение, в другом — устранение цементитных прослоек между пластинками твердого раствора. В обоих случаях формирование субзеренной структуры обусловлено теми разориентациями, которые возникают на первых этапах аустенитизации. Поскольку механизмы формирования субзеренной структуры различаются, различается и структурная картина первичной рекристаллизации, в частности темп роста зерен и влияние температуры. Не случайно поэтому, зависимость точки «в» Чернова от содержания углерода в стали (вернее, от соотношения количеств структурно-свободного феррита и перлита, т. к. образующийся в них аустенит имеет свои точки «в» Чернова), исходного состояния стали и чугуна, явление разноточности.

Список литературы

1. Чернов Д.К. Записки Русского технического общества, 1868. — С. 339–440.
2. Штейнберг С.С. Термическая обработка стали. — М.: Металлургиздат, 1945. — 153 с.
3. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. — М.: Металлургиздат, 1963. — 312 с.
4. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. — М.: Металлургия, 1973. — 208 с.
5. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н.Гриднев, Ю.В.Мешков, С.П.Ошкадеров и др. — К.: Наукова думка, 1973. — 335 с.
6. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. — М.: Металлургия, 1982. — 128 с.

7. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1969. — 376 с.
8. Бунин К.П. О механизме превращения перлита в аустенит // Теория и практика металлургии, 1936. — № 2. — С. 109–113.
9. Баранов А.А., Ким Ир Ен. Аустенитизация эвтектидной стали // Изв. ВУЗов. Черн. металлургия, 1986. — № 6. — С. 89–91.
10. Као Ро-Ве, Вурке I.G. Austenite formation during thermomechanical treatment of eutectoid steel. Met. Trans. A, 1987. — V.18. — № 1–6. — P. 153–154.
11. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна // Справочник под ред. Гудюва Н.Т. и др. — М.: Металлургиздат, 1956. — 1192 с.
12. Лариков Л.Н., Исайчев В.Н. Диффузия в металлах и сплавах // Справочник. — К.: Наукова думка, 1987. — 508 с.
13. Липчин Н.Н., Коновякина С.А. Структурный механизм превращения при нагреве стали // МиТОМ, 1970. — № 9. — С. 2–8.
14. Садовский В.Д. Превращения при нагреве стали. Структурная наследственность // Справочник «Металловедение и термическая обработка стали» под ред. Бернштейна М.Л. и др. — М.: Металлургия, 1983. — Т. 2. — С. 83–111.
15. Баранов А.А., Ким Ир Ен, Рыжиков А.А. О взаимодействии цементитных частиц с субграницами феррита // Изв. ВУЗов. Черн. Металлургия, 1987. — № 4. — С. 99–102.
16. Баранов А.А. О начальных стадиях сфероидизации цементита в стали // Изв. АН СССР. Металлы, 1969. — № 3. — С. 104–107.
17. Фридель Ж. Дислокации. — М.: Мир, 1967. — 626 с.
18. Бунин К.П., Баранов А.А., Погребной Э.Н. Графитизация стали. — К.: Изд. АН УССР, 1961. — 83 с.
19. Баранов А.А. Фазовые превращения и термоциклирование металлов. — К.: Наукова думка, 1974. — 231 с.
20. Баранов А.А. Получение мелкозернистой структуры в углеродистой стали // Изв. АН СССР. Металлы, 1987. — № 4. — С. 80–83.
21. Баранов А.А., Ким Ир Ен. Влияние холодной деформации на аустенитизацию эвтектидной стали // Изв. ВУЗов. Черн. Металлургия, 1986. — № 10. — С. 77–81.
22. Bouchy C., Ducoin A., Chip C. Apoche quantitative du phenomene d'austenitisation en chauffage continu // Les memoires scientifiques de la revue de metallurge, 1977. — V. 74. — № 6. — P. 347–354.
23. К вопросу о кинетике полиморфного превращения в низкоуглеродистых сталях // А.П.Суровцев, В.В.Яровой, В.Е.Суханов и др / МиТОМ, 1986. — № 2. — С. 20–22.
24. Кваша А.В., Дьяченко В.С., Дьяченко С.С. О влиянии размера зерна на торможение $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при непрерывном нагреве сталей // МиТОМ, 1988. — № 4. — С. 12–17.
25. Баранов А.А. Образование пористости при аустенитизации графитизированных железных сплавов // Изв. АН СССР. Металлургия и топливо, 1962. — № 5. — С. 96–101.
26. Баранов А.А. О механизме растворения графита в железе // Изв. АН СССР. Металлы, 1965. — № 2. — С. 25–29.
27. Баранов А.А., Бойко Г.Г., Бойко В.А. О зарастании пор в процессе нагрева серого чугуна с междендритным дисперсным графитом // Изв. АН СССР. Металлы, 1977. — № 1. — С. 144–148.
28. Баранов А.А., Войцеленок С.Л. Устранение пористости в аустенитизации графитизированной стали // Изв. АН СССР. Металлургия и горное дело, 1963. — № 3. — С. 116–122.
29. Рост чугуна и стали при термоциклировании / А.А.Баранов, К.П.Бунин, Э.Д.Глебова и др. — К.: Техника, 1967. — 140 с.
30. Адам Н.К. Физика и химия поверхностей. — М.—Л.: ГИТТЛ, 1947.
31. Баранов А.А. Влияние деформации на графитизацию стали в связи с образованием черного излома // НДВШ, раздел металлургия, 1959. — № 1. — С. 214–219.
32. Тыркель Е. История развития диаграммы Fe-C / Перевод с польского под ред. Сидорова И.И. — Машиностроение, 1968. — 277 с.
33. Sleeswyk A.W. Phil. Mag, 1966. — V. 13. — № 8. — P. 1223–1237.
34. Бунин К.П., Баранов А.А. Металлография. — М.: Металлургия, 1970. — 256 с.
35. Гудремон Э. Специальные стали. — М.: ГНТИ, 1960. — 1638 с.

36. Сазонов Б.Г., Садовский В.Д. К вопросу о влиянии скорости нагрева на положение критических точек при нагреве стали // ЖТФ, 1951. — Т. 21. — С. 693.
37. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. — М.: Metallurgizdat, 1958. — 267 с.
38. Блантер С.М. Влияние температуры на взаимодействие примесных атомов с дислокациями в железе // Изв. ВУЗов. Черн. Metallургия, 1968. — № 1. — С. 128–132.
39. Кочержинский Ю.А. Новые данные о превращении перлита углеродистой стали в аустенит при электронагреве // ДАН СССР, 1955. — Т. 100. — № 46. — С. 1077–1079.
40. Гуляев А.П. Термическая обработка стали. — М.: Mashgiz, 1960. — 495 с.
41. Баранов А.А., Фомичев О.И., Полюшкин Н.И. О тепловом травлении цементита // Сб. фазовые превращения. — К.: Наукова думка, 1970. — С. 153–158.
42. Roosz A., Gacsi Z., Fuchs E.G. Isothermal formation of austenite in eutectoid plain carbon steel. Acta met, 1983. — V. 31. — № 4. — P. 509–517.
43. Гуров К.П., Карташкин Б.А., Учaste Ю.З. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. — М.: Наука, 1981. — 350 с.
44. Добровольский И.П., Карташкин Б.А., Полянов А.П. и др. О природе и механизме контактного плавления // ФХОМ, 1972. — № 2. — С. 36–39.
45. Хренов К.К., Россошинский А.А., Кислицын В.М. К вопросу образования эвтектической фазы при контактном плавлении // ДАН СССР, 1970. — Т. 190. — № 2. — С. 402–403.
46. Löbberg K., Archiv F.D. Eisenhüttenwes., 1961. — V. 32. — № 6. — P. 409–416.
47. Гриднев В. Н. Тезисы докладов 11 Всесоюзной конференции по стахановским методам термообработки, 1941.
48. Суворцев А.П., Яровой В.В. Особенности кинетики полиморфного превращения при нагреве низкоуглеродистых сталей // МиТОМ, 1984. — № 9. — С. 2–5.
49. Найдич Ю.В., Колесниченко Г.А. В кн. Поверхностные явления в металлургических процессах. — М.: Metallurgizdat, 1963. — С. 27–32.
50. Бубенщиков А.С., Нечаев Ю.С., Шехтер Л.Н. Изменение электросопротивления сплава Al+3,5%Cu при термоциклировании в области солидус — ликвидус // МиТОМ, 1982. — № 8. — С. 28–30.
51. Баранов А.А. О роли метастабильных фаз при аустенитизации железоуглеродистых сплавов // Изв. АН СССР. Металлы, 1989. — № 2. — С. 67–72.
52. Гриднев В.Н. Журнал технической физики, 1946. — Т. 16. — № 8. — С. 915.
53. Dijkstra L.I. Journ. Met., 1949. — № 1. — P. 252–260.
54. Трефилов В.И., Блудилин Е.Н., Минаков Е.Н. Особенности полиморфного превращения в железе и стали У8 в условиях непрерывного нагрева // ДАН СССР, 1990. — Т. 32. — № 1. — С. 99–100.
55. Баранов А.А., Егоров Н.Т., Жук С.В. Влияние деформации в критическом интервале температур на аустенитизацию серого чугуна // Металлы, 1996. — № 1. — С. 80–85.
56. Баранов А.А., Куриц Н.Б., Янышин А.В. Об аустенитизации обезуглероженной стали 65Г // Металлы, 1989. — № 6. — С. 72–78.
57. Яковлева И. Л., Счастливец В.М., Табачникова Т.И., Мирзаев Д.А. Структурные превращения в перлите при нагреве. Сооб.№4 // ФмиМ, 1995. — Т. 79. — № 6. — С. 143–149.
58. Нестерова Е.В., Рыбин В.В., Золотаревский Н.Ю. Кристаллографические особенности внутреннего строения колоний деформированного пластинчатого перлита // ФмиМ, 2000. — Т. 89. — № 1. — С. 47–53.
59. Баранов А.А. О контактном плавлении металлов // ФмиМ, 1990. — № 4. — С. 202–204.
60. Баранов О.О. Утворення аустеніту в сплавах заліза // Металознавство та обробка металів, 1995. — № 1. — С. 3–8.
61. Особливості фазових перетворень при відпуску вуглецевих сталей, підданих термоциклванню / М.В.Белоус, С.І.Сидоренко, Ю.Н.Москаленко, Л.Д.Демченко, Ю.П.Шейко // Металлофізика и новейшие технологии, 1998. — Т. 20. — № 10. — С. 26–37.
62. Баранов А.А., Лейрих И.В., Фадейн Оланкуле. Фазовые превращения при больших скоростях изменения температур // Физическая химия, 1998. — Т. 72. — № 6. — С. 1161–1162.
63. Соболев В.В., Таран Ю.Н., Губенко С.И. Синтез алмаза в чугуне // МиТОМ, 1993. — № 1. — С. 2–6.