

В. В. БУРДИН, академик АН УССР В. Н. ГРИДНЕВ, В. Н. МИНАКОВ,
академик АН УССР В. И. ТРЕФИЛОВ, А. С. ФИРСТОВ

**ОБРАЗОВАНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ФАЗЫ
ПРИ $(\alpha \rightleftharpoons \gamma)$ -ПРЕВРАЩЕНИИ В ЖЕЛЕЗЕ И УГЛЕРОДИСТЫХ
СТАЛЯХ**

Полиморфное превращение в чистом железе, образование и распад аустенита в углеродистых сталях обычно рассматривают исходя из экспериментально установленного факта, что при нормальном давлении известны лишь две стабильные модификации железа — г.ц.к. и о.ц.к. До настоящего времени не предложено модели, удовлетворительно описывающей на атомном уровне образование аустенита и его распад при «нормальном» механизме превращения, так как отсутствуют прямые рентгеновские данные по исследованию кристаллографической структуры фаз непосредственно в процессе превращения. В значительной мере это связано с трудностью регистрации интерференционных линий в интервале превращения,

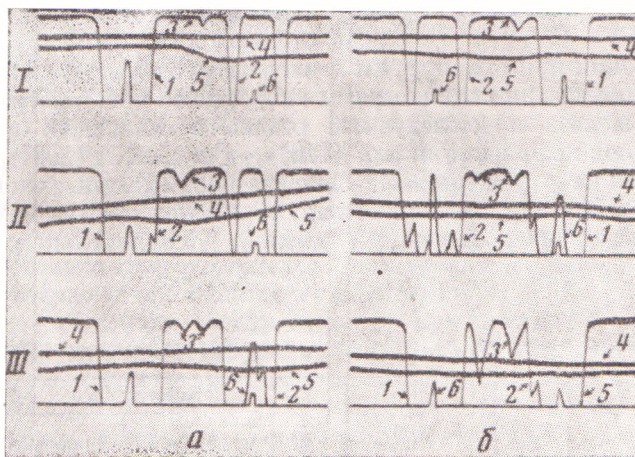


Рис. 1. Часть скоростной осциллограммы в момент превращения. I — чистое железо Fe, $v_n \approx 150^\circ/\text{мин}$, $v_{охл} \approx 100^\circ/\text{мин}$; II — сталь 30, $v_n \approx 500^\circ/\text{сек}$, $v_{охл} \approx 200^\circ/\text{сек}$; III — сталь У8, $v_n \approx 200^\circ/\text{сек}$, $v_{охл} \approx 100^\circ/\text{сек}$. 1 — распределение интенсивности (110) α -фазы в FeK_α -излучении; 2 — распределение интенсивности (200) γ -фазы в FeK_β -излучении; 3 — распределение интенсивности (101) ϵ -фазы в FeK_α -излучении; 4 — термическая кривая; 5 — дилатометрическая кривая; 6 — отметка крайнего положения щелей, относительно которой производится измерение угла отражения. а — нагрев, б — охлаждение

поскольку время превращения мало и составляет, например, для чистого железа при скорости нагрева $100^\circ/\text{сек}$ менее 0,12—0,15 сек. (1).

В то же время при $(\alpha \rightleftharpoons \gamma)$ -превращениях отмечались аномалии при закалке железа (2) при измерениях внутреннего трения (3), коэффициентов диффузии (4), упругих постоянных (5).

В настоящей работе приведены результаты исследования $(\alpha \rightleftharpoons \gamma)$ -превращения с использованием усовершенствованной установки для скорост-

ного рентгенографирования быстропротекающих процессов⁽⁶⁾. На осциллографической пленке одновременно записываются распределение интенсивностей дифракционных линий, температура образца и дилатометрическая кривая. Время записи рентгеновской линии может достигать $\sim 3 \cdot 10^{-3}$ сек., точность измерения температуры $\pm 5^\circ$ С. Исследование проведено на чистом железе и углеродистых сталях У8, сталь 30 в отожженном (на пластинчатый перлит), закаленном и деформированном ($\epsilon \approx 90\%$) исходных состояниях⁽⁷⁾.

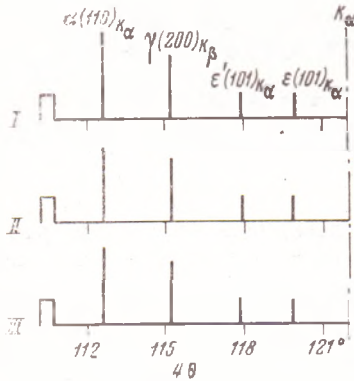


Рис. 2. Угловое положение интерференционных максимумов (110) α -фазы, (200) γ -фазы и (101) ϵ - и ϵ' -фаз в момент их сосуществования. I — Fe; II — сталь 30, III — сталь У8

Результаты обработки осциллограммы для чистого железа и углеродистых сталей после различных предшествующих обработок показали, что процесс образования и распада аустенита сопровождается появлением в интервале углов отражения $\theta \approx 30^\circ$ наряду с интерференциями от α - и γ -фаз, дополнительной линии (рис. 1). Эта линия наблюдается впервые и ранее никогда в работах по исследованию фазовых превращений в железе и углеродистых сталях не отмечалась. Температурное положение дополнительного максимума совпадает с интервалом превращения, определяемым как по появлению и исчезновению рентгеновских интерференций от α - и γ -фаз, так и по дилатометрическому эффекту. Обозначим этот максимум как отражение от некоторой промежуточной ϵ -фазы.

Его положения при охлаждении и нагреве несколько различаются. На рис. 1 показаны участки осциллограмм скоростного рентгенографирования отожженного железа и исследуемых сталей в интервале превращения в диапазоне углов положения линий (110)_{Fe к α} α -фазы и (200)_{Fe к β} γ -фазы. Угловое положение отражений показано на рис. 2 и приведено в табл. 1.

Предварительная термомеханическая обработка железа и сталей не оказывает влияния на положение и ширину дополнительного рефлекса.

Таблица 1

Значения параметров α -, γ -, ϵ - и ϵ' -фаз при температуре их сосуществования

| Исходное состояние | Марка стали | $T_{\alpha \rightarrow \gamma}^0$ $T_{\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \epsilon}$ | $40^\circ \epsilon(101)$ | $d_{\epsilon(101)}$ | Параметр феррита, определенный по (211) | Параметр аустенита, определенный по (311) | Параметры α и ϵ ϵ -фазы, полученные | | | | | | |
|--------------------|-------------|--|--------------------------|---------------------|---|---|--|--------------------------|---|-------|--|-------------------------------------|-------|
| | | | | | | | из решетки феррита при (110) α (0001) ϵ | | по рефлексу (1011) ϵ при $c/a = 1,633$ | | из решетки аустенита при (111) γ (0001) ϵ | | |
| | | | | | | | $a' = \frac{1}{2}a_\alpha$ [111] | $c' = a_\alpha$ [110] | a | c | $a' = \frac{1}{2}a_\gamma$ [110] | $c' = \frac{2}{3}a_\gamma$ [111] | |
| Отжиг | Fe | 910 | 120,0 | 1,937 | 2,905 | 3,646 | 2,516 | 4,107 | 2,533 | 4,129 | 2,578 | 4,208 | |
| | | 895 | 118,0 | 1,967 | 2,904 | 3,645 | 2,515 | 4,106 | 2,572 | 4,192 | 2,577 | 4,206 | |
| | Сталь 30 | 780 | 119,0 | 1,940 | 2,903 | 3,659 | 2,514 | 4,104 | 2,536 | 4,134 | 2,587 | 4,223 | |
| | | 680 | 118,0 | 1,967 | 2,900 | 3,650 | 2,511 | 4,101 | 2,572 | 4,192 | 2,581 | 4,213 | |
| | | Сталь У8 | 750 | 120,0 | 1,937 | 2,902 | 3,664 | 2,513 | 4,103 | 2,533 | 4,129 | 2,591 | 4,229 |
| | | | 620 | 117,8 | 1,969 | 2,898 | 3,652 | 2,510 | 4,098 | 2,574 | 4,196 | 2,582 | 4,214 |
| Деформация | Сталь 30 | 775 | 119,9 | 1,939 | 2,903 | 3,658 | 2,514 | 4,104 | 2,535 | 4,132 | 2,586 | 4,221 | |
| | | 680 | 117,8 | 1,969 | 2,901 | 3,651 | 2,512 | 4,102 | 2,574 | 4,196 | 2,580 | 4,213 | |
| | Сталь У8 | 742 | 119,9 | 1,939 | 2,903 | 3,663 | 2,514 | 4,104 | 2,535 | 4,132 | 2,589 | 4,227 | |
| | | 600 | 118,1 | 1,965 | 2,898 | 3,651 | 2,510 | 4,098 | 2,569 | 4,187 | 2,581 | 4,213 | |
| Закалка | Сталь 30 | 760 | 119,9 | 1,939 | 2,903 | 3,658 | 2,514 | 4,105 | 2,535 | 4,132 | 2,586 | 4,221 | |
| | | 685 | 117,8 | 1,969 | 2,900 | 3,652 | 2,512 | 4,101 | 2,574 | 4,196 | 2,581 | 4,213 | |
| | Сталь У8 | 740 | 119,8 | 1,940 | 2,902 | 3,663 | 2,513 | 4,104 | 2,536 | 4,134 | 2,589 | 4,227 | |
| | | 600 | 117,9 | 1,968 | 2,898 | 3,652 | 2,510 | 4,098 | 2,573 | 4,194 | 2,581 | 4,213 | |

Этот факт становится понятным, если учесть, что даже при скоростях нагрева $\sim 500^\circ/\text{сек}$ процессы релаксации в процессе нагрева проходят достаточно полно и к началу превращения ширина линий α -фазы для отожженного, деформированного и закаленного исходных состояний практически одинакова. Дополнительный рефлекс сильно размыт, его ширина составляет $(7-8) \cdot 10^{-3}$ радиан (для сравнения, ширина линии (110) α -фазы $B_0 = 3,5 \cdot 10^3$ радиан).

Интересно отметить, что независимо от состава стали рефлекс от ϵ -фазы при нагреве фиксируется всегда при $4\theta = 119,9^\circ$, что соответствует межплоскостному расстоянию $1,939 \text{ \AA}$, хотя температура его регистрации в соответствии с положением температуры фазового перехода изменяется от 910° для чистого железа до 750° C для ст. У8. Точно так же при охлаждении, независимо от температурного интервала перехода, положение рефлекса от ϵ -фазы находится при $4\theta = 117,9^\circ$, что соответствует межплоскостному расстоянию $1,968 \text{ \AA}$. При увеличении содержания углерода в стали температура его регистрации снижается от 895° (для железа) до $600-620^\circ$ (для стали У8) (табл. 1).

Из возможных вариантов объяснения физических причин появления интерференционного максимума в согласии с экспериментом находится представление о существовании между α - и γ -состояниями промежуточной ϵ -фазы с гексагональной плотноупакованной решеткой*, как это наблюдалось при мартенситном превращении в сильнолегированных марганцевых сталях^(8, 9).

Сравнение интенсивностей и углового положения рефлексов от г.п.у.- и г.ц.к.-решеток показывает, что именно рефлекс (101)_ε является наиболее интенсивным и не накладывается на отражения г.ц.к.-упаковки.

Приняв соотношение $c/a = 1,633$, рассчитали параметры c и a в ϵ -фазе**. Оказалось, что при образовании аустенита положение рефлекса (101)_ε-фазы находится в хорошем соответствии с экспериментом, если рассчитывать a' и c' , исходя из параметра феррита в предположении, что величина оси c элементарной ячейки ϵ -фазы равна $2d_{\alpha}(110)$. При охлаждении параметры c' и a' коррелируют с параметром решетки аустенита в момент превращения, так что значение c близко к $2d_{\gamma}(111)$. Решетка промежуточной фазы как бы приспосабливается к решетке матрицы (феррита при нагреве, а аустенита при охлаждении), что объясняет различие в угловом положении ϵ -рефлекса при нагреве и охлаждении.

Изменение расстояния между атомами при $\alpha \rightleftharpoons \epsilon \rightleftharpoons \gamma$ в направлениях плотнейшей укладки не превышает $2,5\%$ ($0,06 \text{ \AA}$) (см. табл. 1), что значительно меньше амплитуды тепловых колебаний атомов при комнатной температуре, равных $5-10\%$ ⁽¹¹⁾. Это обстоятельство может быть одним из факторов, обуславливающих быстроту превращения.

Атомные объемы α -, γ - и ϵ -фаз составляют для чистого железа в интервале превращения $V_{\alpha} = 12,25$; $V_{\gamma} = 12,12$ и $V_{\epsilon} = 11,47 \text{ \AA}^3/\text{ат}$, что обуславливает изменение удельного объема при $\alpha \rightleftharpoons \gamma \sim 1\%$, а при $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$ и $\epsilon \rightleftharpoons \gamma \sim 6\%$. Большое отличие атомных объемов α - и γ - от ϵ -фазы и наличие когерентной связи между фазами при превращении приводит к искажению решеток и экспериментально наблюдаемому размытию рефлексов α -, γ - и ϵ -фаз (фазовый наклеп).

Зафиксировать наличие ϵ -фазы dilatометрически представляет большие экспериментальные трудности, так как ее количество пропорционально величине превращающегося объема в данный момент времени и в наиболее благоприятном случае не превышает $1-10\%$.

* Следует отметить, что гексагональная ϵ -фаза в чистом железе стабилизируется при наложении давления $\sim 100 \text{ кбар}$ ⁽¹⁰⁾.

** Первые порции аустенита имеют содержание углерода $\approx 0,8\%$ в углеродистых сталях⁽⁷⁾, а экстраполяция значения c/a в стали с $12\% \text{ Mn}$ с увеличением углерода до $0,8\%$ дает c/a , близкое к теоретическому значению для г.п.у.-решетки⁽¹⁴⁾.

Таким образом, превращение $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ происходит через промежуточную гексагональную фазу и обусловлено кристаллографическими особенностями фаз, участвующих в превращении. Действительно, ориентационные соотношения стабильных и промежуточной фаз таковы, что $(110)\alpha \parallel \parallel (0001)\epsilon \parallel (111)\gamma$ ⁽¹²⁾. Порядок упаковки плоскостей $(110)\alpha$ можно представить последовательностью *ABABAB*..., точно такой же порядок чередования плотноупакованных плоскостей характерен для г.п.у.-решетки. По этой причине для $(\alpha \rightleftharpoons \epsilon)$ -перехода не требуется изменения порядка чередования плоскостей плотнейшей упаковки. Превращение $\alpha \rightleftharpoons \epsilon \rightleftharpoons \gamma$ может быть описано серией сдвигов, ранее рассмотренных в литературе о.д.к.—г.п.у. ⁽¹²⁾ и г.п.у.—г.д.к. ⁽¹³⁾.

Институт проблем материаловедения и
Институт металлофизики
Академии наук УССР
Киев

Поступило
14 I 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ В. Н. Гриднев, В. Н. Минаков, В. И. Трефилов, Сборн. Вопр. физики металлов и металловедения, т. 18, Киев, 1964. ² Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас, ДАН, т. 111, № 4 (1956). ³ P. Stark, V. L. Averbach, M. Cohen, Acta Met., v. 6 (1958). ⁴ И. Н. Кидин, Г. В. Щербедимский и др.,—Сборн. Защитные покрытия на металлах, т. 6, Киев, 1972. ⁵ W. Köster, Z. Metallkunde, V. 39, 1, (1948). ⁶ В. Н. Гриднев, В. Н. Минаков, В. И. Трефилов, В кн. Исследование сталей и сплавов, «Наука», 1964. ⁷ В. В. Бурдин, В. Н. Гриднев и др., ДАН, т. 210, № 3 (1973). ⁸ Л. И. Лысак, Б. И. Николин, ДАН, т. 153, № 1 (1963). ⁹ И. Н. Богачев, В. Ф. Еголеев, Л. С. Малинов, Физ. мет. и металловед., т. 16, 4 (1963). ¹⁰ P. M. Giles, M. H. Longenbach, A. R. Marder, J. Appl. Phys., v. 42, 11 (1971). ¹¹ М. К. Смит, Основы физики металлов, М., 1959. ¹² А. Д. Маквиллэн, М. К. Маквиллэн, Титап, М., 1958. ¹³ У. Деллинггер, В кн. Теоретическое металловедение, М., 1960. ¹⁴ Л. И. Лысак, Б. И. Николин, Сборн. Фазовые превращения в металлах и сплавах, Киев, 1967. ¹⁵ Л. И. Лысак, Б. И. Николин, Физ. мет. и металловед., т. 16, 2 (1963).