

Министерство высшего и среднего специального
образования С С С Р

Челябинский политехнический институт
имени Ленинского комсомола

На правах рукописи

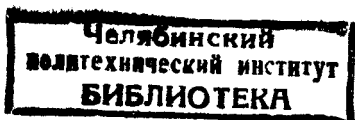
МОРОЗОВ Олег Павлович

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ СКОРОСТЕЙ ОХЛАЖДЕНИЯ
НА ПОЛИМОРФНОЕ $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИЕ В
ЖЕЛЕЗЕ И НЕКОТОРЫХ ЕГО СПЛАВАХ

(Специальность 08.16.01 - "Металловедение
и термическая обработка металлов")

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Челябинск - 1973



Работа-выполнена на кафедре металловедения Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола.

Научные руководители:

профессор, доктор технических наук Штейнберг М.М.,
доцент, кандидат физико-математических наук Мирзаев Д.А.

Официальные оппоненты:

профессор, доктор технических наук Гольдштейн Н.Е.,
кандидат технических наук Буланов Ю.П.

Ведущее предприятие - Научно-исследовательский институт черных металлов, г.Свердловск.

Автореферат разослан " ____ " _____ 1973г.

Защита диссертации состоится " ____ " _____ 1973г.,
в ____ часов, в аудитории _____ на заседании Совета по присуждению ученых степеней металлургического факультета при Челябинском политехническом институте имени Ленинского комсомола

Адрес института: 454044, г.Челябинск, 44, пр.им.Ленина, 76, главный корпус, телефон 39-25-64.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института. Просим Вас и сотрудников Вашего учреждения, интересующихся темой диссертации, принять участие в заседании Ученого Совета или прислать отзывы в 2-х экземплярах, заверенных гербовой печатью.

Ученый секретарь Совета
доцент, кандидат технических наук

В.Н.Гончар

(В.Н.Гончар)

ВВЕДЕНИЕ

Полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение железа лежит в основе термической обработки многих сталей и сплавов, поэтому исследование его закономерностей имеет большое практическое и теоретическое значение.

Большинство известных в настоящее время работ по изучению закономерностей $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода проведены на сплавах железа, в которых было обнаружено богатое разнообразие кинетических, структурных и кристаллографических особенностей превращения. Имеются основания полагать, что многие особенности полиморфного перехода, наблюдаемые в различных сплавах, уже присущи чистому железу. Выявить это, вероятно, возможно, если понижать температуру начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения последовательным повышением скорости охлаждения; вплоть до очень высоких скоростей, значительно превышающие те, которые использовались до настоящего времени (~ 60000 град/сек).

В данной работе сконструирована установка и разработана методика, позволяющие проводить исследование полиморфного превращения при охлаждении со скоростями в диапазоне 80-340000 град/сек. Изучено влияние скорости охлаждения на температуру начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и структуру, образующейся α -фазы, в железе и сплавах Fe-Ni, Fe-Cr, Fe-Mo.

МАТЕРИАЛ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе проводилось исследование $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в железе различной степени чистоты (табл.1). Отличия в химическом составе используемых разновидностей железа позволяет отдельно проследить влияние на полиморфное превращение концентрации примесей вступления, замещения и суммарного содержания тех и других примесей.

Были исследованы также сплавы Fe-Ni с содержанием никеля (C_{Ni}) 1,2, 8; 5; 9,8; 15; 21; 24 и 29 вес.%, выплавленные в аргоне на основе железа 2. Другая серия сплавов Fe-Ni ($C_{Ni} = 1,9; 8; 15; 24; 27; 29\%$), сплав

Fe-Mn ($C_{Mn} = 1; 2\%$) и Fe-C ($C_C = 1,5; 4,5$) выплавлялись в аргоне на основе железа 3. Во всех плавках использовались электролитические Ni, Cr, Mo.

Таблица 1

	C	Si	Ni	Cr	Mn	S	P
	вес. %	вес. %	вес. %	вес. %	вес. %	вес. %	вес. %
железо 1	0,01	0,14	0,18	0,05	0,02	0,007	0,066
железо 2	0,008	0,008	0,02	0,001	-	0,001	-
железо 3	0,02	0,18	0,18	0,1	0,05	0,007	0,005
чистое железо	10^{-6} 10^{-7}	-	-	-	-	-	-

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для выполнения исследования была сконструирована установка, позволяющая проводить нагрев и последующее охлаждение с различными скоростями небольших пластинчатых образцов (в работе использовались образцы размером $\sim 20 \times 7 \times 0,15$ мм). Нагрев образцов осуществлялся электрическим током в вакууме ($\sim 10^{-4}$ мм рт.ст.). После выдержки при температуре аустенизации разрывалась цепь нагрева образца и одновременно охлаждающая среда под давлением от 0,5 до 25 атм подавалась на образец с двух сторон.

Использование различных охлаждающих сред (углекислый газ, вода, этиловый спирт, 10% водный раствор поваренной соли) и варьирование давлением позволили изменять скорость охлаждения в диапазоне от 80 до 34000 град/сек. (минимальная скорость охлаждения получалась при охлаждении в вакууме, а максимальная при охлаждении раствором поваренной соли под давлением 25 атм). Скорость охлаждения и температуру начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения ($t_{\gamma \rightarrow \alpha}^*$) определяли по термическим кривым, которые записывали на шлейфовом осциллографе Н-102.

За $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^*$ принимали температуру, соответствующую началу перегиба на кривой охлаждения. Для уменьшения инерт-

ности хромель-алюмелевые термопары изготовляли из проволоки диаметром 0,08 мм, которая в месте приварки сплющивалась до толщины ~ 0,01 мм. Термопары приваривались раздельно, то есть образец являлся промежуточным спаем. Контроль точности измерений проводили по положению температуры Кюри (T_K), не зависящей от скорости охлаждения. Для этого образцы железа нагревали выше T_K и охлаждали с разными скоростями. При $V_{охл} = 300000$ град/сек от температур α -состояния измеренная T_K с точностью $\pm 10 \pm 15^\circ$ равнялась истинной температуре магнитного превращения, что свидетельствует о достаточной малоинерционности используемой установки.

Положение перегиба на термической кривой не зависит от количества образующейся фазы, а определяется скоростью превращения, его тепловым эффектом и скоростью охлаждения. Проведенный оценочный расчет точности измерения температуры начала превращения термическим методом показал, что применяемая методика дает надежные результаты только при регистрации превращений, протекающих с большим тепловым эффектом и высокой скоростью. Это условие выполняется для $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, протекающего в исследованных сплавах при охлаждении в указанном выше диапазоне скоростей. Для полученных в работе кривых $t_w^{r \rightarrow \alpha} = f(V_{охл})$ рассчитанная степень превращения к началу превращения (ρ_0) равняется нескольким процентам. При этом, чем ниже $t_w^{r \rightarrow \alpha}$, тем ρ_0 меньше, то есть точность определения температуры начала превращения при больших $V_{охл}$ (большие переохлаждения) выше. Однако измеренные магнитометрические при малых $V_{охл}$ $t_w^{r \rightarrow \alpha}$ хорошо совпали с температурами, измеренными термическим методом, что указывает на надежность полученных результатов.

Была проведена оценка температурного поля по толщине пластины при $V_{охл} = 300000$ град/сек. Приняв, что термопара измеряет температуру поверхности, получили скорость охлаждения для центра пластины 285000 град/сек, т.е. скорости охлаждения на поверхности и в центре образца отличаются на ~5%.

Положение перегиба на кривой охлаждения определяли с точностью $\pm 5^\circ$. Инструментальные условия записи осциллограмм выбирались такими, что кривая охлаждения составляла с осью температур угол $\sim 20^\circ$, такие условия давали возможность определять $V_{0,1}$ с относительной погрешностью $\sim 5\%$ и обеспечивали достаточно высокую точность определения $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^*$ ($\rho_0 \approx 1-6\%$).

При работе с очень тонкими термopарамн необходимо учитывать возможность изменения химического состава спая во время выдержки при температуре аустенизации. Специальными опытами было установлено, что для гарантии неизменности градуировки термopары наибольшее время выдержки при 1000°C не должно превышать 6 минут, а при 1200°C — 2 минут.

В разработанной нами методике охлаждающая среда подается на пластинчатый образец с двух сторон, что позволяет исключить заметную пластическую деформацию образца. Так, в опытах на аустенитном сплаве Fe-Ni следов скольжения не было обнаружено при всех скоростях охлаждения. Однако при одностороннем воздействии струи газа и жидкости этот же образец заметно деформировался. Последнее обстоятельство использовалось для изучения влияния пластической деформации на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение.

Исследование микроструктуры производили на оптическом микроскопе МИМ-8 и электронном микроскопе УЭМБ-100А. Микроструктуру феррита выявляли травлением в двухпроцентном спиртовом растворе азотной кислоты. Зерно аустенита и структуру образцов при частичном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении выявляли окислительным травлением. Для чего в охлаждающую среду добавляли несколько капель перекиси водорода.

Плоскости габитуса определяли статистическим методом по гистограммам распределения углов между следами кристаллов на поверхности металлографического шлифа. Параллельную габитусной плоскости плоскость α -фазы определяли по методике односледного стереографического анализа.

Некоторые закономерности полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения железа при изменении в широком диапазоне скорости охлаждения

- а) Температурно-скоростная зависимость начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в железе различной степени чистоты

Анализ температурно-скоростной зависимости $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения проводился по данным, полученным на образцах железа с приблизительно равным размером зерна аустенита ($\sim 7-10$ мкм), что позволяет свести до минимума возможное влияние на $t_{\text{H}}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ величины зерна и дефектности аустенита.

Зависимость $t_{\text{H}}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ в образцах железа 1 (0,01%С) от скорости охлаждения представляет ступенчатую кривую (рис.1), распадающуюся на четыре участка: $(80-22) \cdot 10^3$; $(22-54) \cdot 10^3$; $(54-160) \cdot 10^3$; $(160-330) \cdot 10^3$ град/сек. Только на первом участке (I) $t_{\text{H}}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ сначала несколько снижается при увеличении $V_{\text{охл}}$ вплоть до $6 \cdot 10^3$ град/сек, а далее остается постоянной. Температуры горизонтальных участков соответствуют 820° (I), 720° (II), 540° (III), 420° (IV). Зависимость полностью воспроизводится как при измерениях на большом числе образцов, охлаждаемых с различными скоростями, так и при измерениях на одном и том же образце, когда скорость охлаждения последовательно доводили до максимальной и вновь уменьшали до минимальной.

Иногда на термограммах охлаждения со скоростями вблизи конца участка наблюдается два перегиба при температурах, соответствующих $t_{\text{H}}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ данного участка и ниже него. Следовательно, плавный переход между участками кривой $t_{\text{H}}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{охл}})$ отсутствует.

Превращение, протекающее при температурах различных участков, было обозначено как превращение I, II, III, IV (или типа I, II, III, IV).

Для образцов железа 2 (0,008%С), отличающихся от образцов железа 1 в основном содержанием примесей заме-

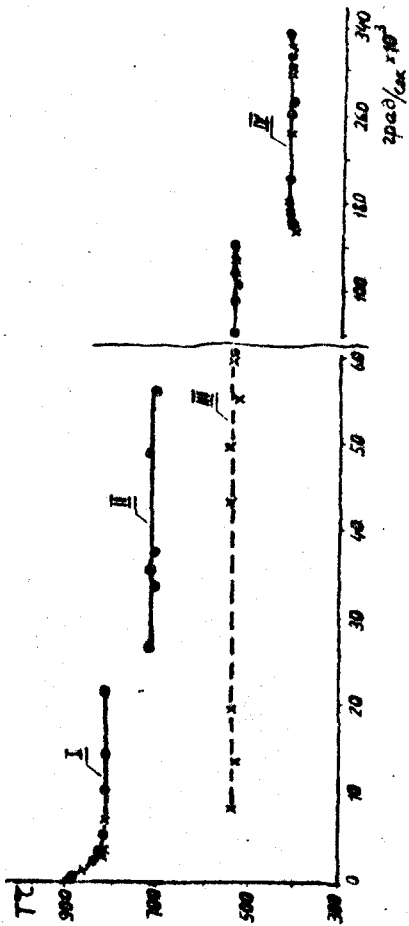


Рис.1. Влияние скорости охлаждения на температуру

начала γ - α превращения железа

● — для железа 1, × — для железа 3

жения (см. табл. 1), температурно-скоростная зависимость начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения практически совпадает с кривой для железа 1. Следовательно, характер кривой $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^{r \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{охл}})$ не зависит от содержания (в исследованных пределах) примесей замещения.

Для железа 3 (0,02% C) $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^{r \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{охл}})$ отличается от кривой для железа 1 (рис. 1). Из приведенных на рис. 1 зависимостей следует, что в железе, содержащем 0,02% C, не реализуется превращение, соответствующее участку II кривой для железа 1.

На кривой $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^{r \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{охл}})$ для железа высокой степени чистоты (содержание примесей внедрения $\sim 10^{-8} + 10^{-7}\%$) имеются I, II и III участки, наблюдаемые для железа 1. Температуры горизонталей участков, соответственно находятся при 800, 760 и 545°С. По сравнению с железом 1 обнаруживается понижение $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^{r \rightarrow \alpha}$ - I на 20°, повышение $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^{r \rightarrow \alpha}$ - II на 40° и существенное увеличение протяженности в сторону более высоких $V_{\text{охл}}$ II участка (до 120000 град/сек) и участка III (до $V_{\text{охл}} > 340000$ град/сек).

Некоторые образцы железа 1 для очистки от примесей отжигали в вакууме (10^{-4} мм рт.ст.) в течении 24 часов при температуре 1000°С. На кривой для очищенных образцов сохраняются все четыре участка, но наблюдаются некоторые изменения. В частности, участок III значительно сместился в сторону более высоких $V_{\text{охл}}$ (до 210000 град/сек), что соответственно увеличило скорость охлаждения, при которой появляется участок IV. В высоко-чистом железе при максимально-достижимой нами $V_{\text{охл}}$ не удалось достичь конца III участка, а следовательно получить и IV участок. Вероятно, и в чистом железе можно наблюдать на кривой $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^{r \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{охл}})$ участок IV, если достичь больших

Сравнение кривых $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^{r \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{охл}})$ для железа 1, 3 и чистого железа показывает, что увеличение содержания углерода до 0,01% резко уменьшает протяженность участка II, а при 0,02% он вообще отсутствует. Вероятно, превращение соответствующее участку II, не фиксируется по причине малой скорости его реализации.

В образцах железа различной степени чистоты морфология α -фазы, образующейся в пределах однотипного участка кривой $\zeta_w^{I \rightarrow \alpha} / (W_{\alpha})$, качественно подобна. При переходе с одного участка на другой изменяется скачкообразно не только $\zeta_w^{I \rightarrow \alpha}$, но и структура образующейся α -фазы. Так после превращения I образуются полиэдрические зерна феррита, имеющие малую плотность дислокаций, а после превращений II и III структура состоит из вытянутых фрагментов игольчатой (реечной) формы с отношением размеров соответственно $\sim 12:1$ и $50:1$. Для превращения на участке IV характерно образование фрагментов, имеющих форму линз с отношением диаметра к толщине $\sim 3:1$. Внутри реечных и линзовых фрагментов имеется высокая плотность дислокаций, принадлежащих к нескольким системам скольжения.

После превращений II, III, IV на предварительно полированной поверхности возникает игольчатый рельеф, т.е. эти превращения сдвиговые. При анализе микроструктуры после превращения I необходимо учитывать, что вследствие высокой температуры его протекание сильно развиты рекристаллизационные процессы, которые успевают практически охватить весь объем образца, что не позволяет судить о структурных формах начальной стадии превращения. Так, в микроструктуре, выявленной окислительным травлением при частичном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении наблюдаются игольчатые фрагменты, в то время как при обычном исследовании выявляется полностью рекристаллизационная структура. По углу между иглами можно полагать, что их оси приблизительно параллельны $\langle 110 \rangle_\gamma$. Таким образом, превращение на участке I, во всяком случае, на начальных стадиях развивается ориентированно. В работе делается предположение, что эти игольчатые фрагменты образуются сдвиговым механизмом, а после изменения структуры межфазной поверхности при укрупнении фрагментов и релаксации напряжений упорядоченный рост может смениться неупорядоченным движением в начале дислокационной, а затем и большеугловой межфазной границы.

- б) Влияние величины зерна и пластической деформации аустенита на температурно-скоростную зависимость начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и морфологию продуктов превращения

Влияние величины зерна на зависимость $t_w^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{деф}})$ в чистом и железе 1 и 3 различно. В железе 1 и 3 увеличение размера зерна от 10 до 50 мкм не влияет заметно на температурное положение кривой. Однако замечено, что с увеличением размера зерна значительно увеличивается протяженность участка III в сторону более высоких $V_{\text{деф}}$. При этом скорости охлаждения для конца (V_k) участка I и II существенно не изменяются. Изменение температуры от 1000°C до 1200°C при условии получения одинакового зерна аустенита (путем сокращения времени выдержки при более высокой температуре) не оказывает какого-либо заметного влияния.

В железе 1 и 3 не удалось получить зерно $d > 50$ мкм в пределах выдержек 6 и 2 минуты при 1000° и 1200°C соответственно. По условиям эксперимента увеличить время выдержки не представлялось возможным.

В чистом железе размер зерна удавалось регулировать в значительно большем диапазоне (вплоть до $d > 150$ мкм). При увеличении размера зерна в пределах от 7 до 60 мкм участки I и II снижаются по температуре. Они становятся полностью наклонными и уменьшается их протяженность по $V_{\text{деф}}$. В то же время температурное положение участка III остается неизменным. В образцах с $d > 150$ мкм превращение, соответствующее участку II, не реализуется.

Представляло интерес выяснить, что же ответственно за понижение $t_w^{\gamma \rightarrow \alpha}$ - I, II : само по себе увеличение размера зерна аустенита или одновременно уменьшающаяся дефектность γ -фазы. С этой целью были проведены опыты по влиянию на $t_w^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{деф}})$ малой пластической деформации, не приводящей к заметному изменению размера зерна. Зависимость $t_w^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{деф}})$ для образцов с крупным зерном $d \sim 150$ мкм,

полученная при одностороннем охлаждении, совпадает с кривой для образцов с мелким зерном, подвергнутым двустороннему охлаждению, исключаемому деформацию. Повышенные $C_{\alpha}^{I \rightarrow \alpha}$ наблюдали и при деформации растяжением. На основании этих результатов был сделан вывод, что понижение $C_{\alpha}^{I \rightarrow \alpha}$ при увеличении размера зерна обусловлено в основном уменьшением степени дефектности аустенитных зерен.

Небольшие добавки углерода и других примесей, уменьшая подвижность дислокаций и затрудняя процессы рекристаллизации, будут сильно влиять на дефектность γ -фазы, получающуюся после отжига. Этим, по-видимому, можно объяснить независимость $C_{\alpha}^{I \rightarrow \alpha} = f(V_{\alpha})$ "загрязненного" железа от размера зерна в исследованных пределах.

Отличие во влиянии размера зерна (дефектности) аустенита на превращение разных типов и ступенчатость кривой $C_{\alpha}^{I \rightarrow \alpha} = f(V_{\alpha})$ позволяют считать, что предпочтительные места образования зародышей α -фазы различны для каждого типа превращения.

При малых V_{α} (~ 50 град/мин) крупнозернистых ($d \sim 150$ мкм) образцов чистого железа наблюдалось образование крупных игл рельефа в интервале $900-800^{\circ}$, окруженных участками без рельефа. При увеличении V_{α} до ~ 100 град/сек образование игл рельефа постепенно прекращается и превращение идет только по типу I. В образцах с мелким зерном ($d \sim 20$ мкм) при малых V_{α} рельеф не образуется. Последнее, вероятно, указывает на то, что зарождение феррита при образовании игл рельефа и при превращении I происходит на различных дефектах аустенита. По условиям реализации и форме рельефа наблюдаемое сдвиговое превращение подобно видманшеттовому в техническом железе и стали. С другой стороны в литературе имеются указания на то, что экстраполяция верхней температуры возникновения видманшетта в сплавах Fe-C на нулевое содержание углерода дает температуру видманшеттового превращения чистого железа чуть ниже 900°C . Видимо, видманшеттовое превращение в стали и техническом железе уже присуще чистому железу, а добавки угле-

рода только придает ему некоторые специфические особенности.

Подводя итог этой части исследования можно сделать следующие выводы:

1. Температурно-скоростная зависимость начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в железе различной степени чистоты является ступенчатой функцией, распадающейся на несколько участков. Переход с участка на участок кривой происходит при достижении критической $V_{\text{кр}}$ и сопровождается скачкообразным изменением $t_{\text{н}}^{\gamma \rightarrow \alpha}$.

2. В пределах одного участка кривой $t_{\text{н}}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{кр}})$ микроструктура и рельеф α -фазы подобны. При переходе с участка на участок структурные характеристики превращения изменяются скачкообразно.

3. Участкам кривой $t_{\text{н}}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{кр}})$ соответствуют определенные типы превращения, отличающиеся местами зарождения, скоростью превращения и структурой образующейся α -фазы, а также характером влияния на них дефектности аустенита и содержания примесей внедрения.

4. Железу присущи несколько типов сдвигового превращения. Из результатов экстраполяции следует, что мартенситному превращению, наблюдаемому в сплавах, соответствуют превращения II, III, IV. Сдвиговое превращение, реализующееся в интервале 900-800°C, соответствует видманштеттовому в техническом железе и сталях.

Некоторые закономерности $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сплавах железа

а) Сплавы Fe-Ni

Зависимость $t_{\text{н}}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{\text{кр}})$ в сплавах на основе железа 2, как и для железа 2, является ступенчатой функцией, но ее конкретный вид зависит от содержания никеля и размера зерна аустенита (рис.2). При изменении d от 7 до 30 мкм (мелкое зерно) наблюдается только увеличение $V_{\text{кр}}$ -III. Однако, когда размер зерна становится близким к толщине образца (~ 100 мкм), изменения температурно-скоростной зависимости начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения становятся более

значительными (рис.2): во-первых, превращение II не обнаруживается во всех сплавах, соответственно интервал скоростей охлаждения превращения III расширяется влево; во-вторых, по-прежнему растет V_k -III; в-третьих, у сплавов с $C_{Ni} = 1\%$ участок I сдвигается вниз по температуре и имеет более узкий интервал скорости реализации.

Эффекты влияния размера зерна (дефектности) аустенита в сплавах Fe-Ni подобны эффектам, наблюдаемым в железе. Это позволяет сделать предположение, что зарождение α -фазы при однопипном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в железе и его сплавах происходит на предзародышах одного вида.

Положение участков кривой $t_{cr}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{cool})$ зависит от размера зерна (дефектности) аустенита, поэтому анализ влияния никеля на температурно-скоростную зависимость начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения проводился по данным, полученным на образцах с одинаковым мелким зерном ($\sim 7-10$ мкм), так как в этом случае различия внутризеренной структуры для образцов с разным C_{Ni} будут менее значительны, чем при равном крупном зерне. При увеличении C_{Ni} критические скорости V_k -I и V_k -III уменьшаются, а V_k -II увеличивается. При этом $t_{cr}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ всех типов понижаются, но с различной интенсивностью (рис.3). Из сравнения зависимостей, приведенных на рис.2,3 следует, что в сплавах с C_{Ni} больше концентрации, соответствующей точке пересечения кривых $t_{cr}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(C_{Ni})$ для разных типов превращения, не фиксируются участки кривой $t_{cr}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{cool})$, которые после пересечения концентрационных зависимостей начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения должны лежать ниже по температуре прежних низкотемпературных участков.

В сплавах на основе железа 3, как и в железе 3 превращение II не реализуется. Характер кривых $t_{cr}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{cool})$ не изменяется при варьировании размера зерна в небольших пределах от 7 до 50 мкм. Концентрационные кривые температуры начала превращений III и IV такие же, как и у сплавов 2 (рис.3). Однако при увеличении содержания никеля $t_{cr}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ -I понижается более интенсивно, а при $C_{Ni} = 8\%$ и скорости охлаждения 80 град/сек участок I вообще не фиксируется.

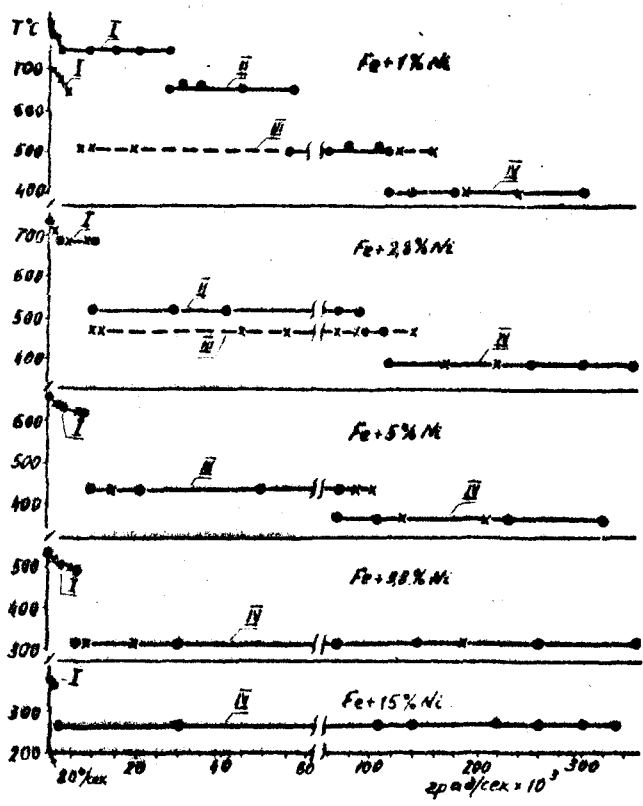


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения на температуру начала $\gamma \rightarrow \delta$ превращения в сплавах Fe-Ni, содержащих 0,008% C:

● - для размера зерна аустенита 7 мкм, x - 100 мкм

0330318

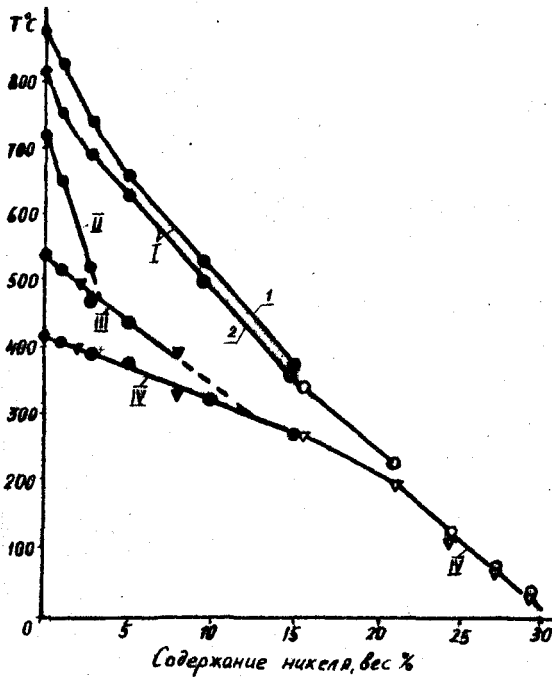


Рис.3. Влияние содержания никеля на температуру начала $\gamma \rightarrow \delta$ превращения в сплавах Fe-Ni.
 I- $t_{\gamma \rightarrow \delta}^{r \rightarrow d}$ превращения первого типа: 1- $t_{\gamma \rightarrow \delta}^{r \rightarrow d}$ -I, полученная экстраполяцией к нулевой $V_{\alpha \gamma}$; 2- температура горизонтального участка кривой; II, III, IV- соответственно, $t_{\gamma \rightarrow \delta}^{r \rightarrow d}$ второго, третьего и четвертого типов превращения; \bullet, \circ - $t_{\gamma \rightarrow \delta}^{r \rightarrow d}$ измеренные соответственно термическим и магнитным методами для сплавов с 0,008% C; ∇, ∇ - то же, что и в предыдущем случае, но для сплавов с 0,02% C.

Для сплавов с концентрацией никеля более 15% отчетливого перегиба на термических кривых получить не удалось, и температура начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения этих сплавов измерялась магнитометрическим методом при $V_{охл} = 1$ град/сек.

Определенная магнитометрически температура начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения сплава $Fe + 15\% Ni + 0,02\% C$ совпадает с температурой превращения четвертого типа (рис.3). Отсюда следует, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, наблюдающееся при медленном охлаждении сплавов $Fe-Ni$ с $0,02\% C$, содержащих 15% Ni и более, относится к превращению IV. По этим данным была продолжена на рис.3 зависимость $t_N^{\gamma \rightarrow \alpha} - IV = f(C_{Ni})$ для $C_{Ni} > 15\%$. При медленном охлаждении сплавов на основе железа 2 измеренные $t_N^{\gamma \rightarrow \alpha}$ относятся к превращению I, если $C_{Ni} < 21\%$ или к превращению IV, если $C_{Ni} > 21\%$ (рис.3).

После превращения II, III, IV на предварительно полированной поверхности возникает сдвиговый рельеф. После превращения I сдвиговый рельеф наблюдается только в сплавах $Fe-Ni$ с концентрацией никеля $\geq 15\%$. В малолегированных сплавах, подобно железу, превращение I развивается ориентированно, но макрорельеф не образуется.

После сдвиговых превращений разных типов образующаяся α -фаза имеет форму реек. По кристаллографическим параметрам эти превращения делятся на две группы:

1) превращение I и II. Характерно образование кристаллов с габитусом $\{112\}_r \parallel \{312\}_\alpha$;

2) превращения III и IV. Характерен смешанный габитус $\{111\} \parallel \{110\}_\alpha$ и $\{225\}_r \parallel \{734\}_\alpha$. Доля каждого габитуса определяется в основном температурой и не зависит от типа превращения.

Наиболее удобным экспериментальным критерием мартенситного превращения в настоящее время считается появление на предварительно полированной поверхности сдвигового рельефа. Из результатов настоящей работы следует, что мартенситное превращение в сплавах $Fe-Ni$ может реализовываться различными типами $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, присущими железу. Число экспериментально наблюдаемых превращений

зависит от C_{Ni} и диапазона используемых V_{ann} . В связи с этим представляет интерес разделить имеющиеся в литературе данные о значении M_2 сплавов Fe-Ni по принадлежности к какому-либо типу превращения. В большинстве известных работ температуру M_2 измеряли при охлаждении с постоянной малой скоростью. Данные различных авторов, полученные методами электросопротивления, калориметрическими, dilatометрии очень близки к измеренным нами $T_{cr}^{r \rightarrow d} - I$ при содержании никеля до 20% и типа II для $C_{Ni} > 20\%$.

Известно, что в сплавах с $C_{Ni} = 24 \div 30\%$ наблюдается образование при температуре выше M_2 поверхностного мартенсита. Иглы имеют габитус $\{112\}_r$. При удалении поверхностного слоя новые иглы возникают через некоторое время. Важно отметить, что по нашим данным превращение в сплавах с $C_{Ni} = 24 \div 30\%$ относится к четвертому типу, для которого характерен смешанный габитус $\{111\}_r$ и $\{225\}_r$, а поверхностный мартенсит по кристаллографическим параметрам следует отнести к превращению I. Действительно, продолжение линии $T_{cr}^{r \rightarrow d} - I = f(C_{Ni})$ в область $C_{Ni} > 20\%$ лежит выше $T_{cr}^{r \rightarrow d} - IV$. Понижение $T_{cr}^{r \rightarrow d} - I$ при увеличении V_{ann} указывает, что превращение может протекать в изотермических условиях. С другой стороны, из экстраполяции $V_{cr} - I = f(C_{Ni})$ в область концентрации никеля более 15% следует, что при $C_{Ni} > 20\%$ $V_{cr} - I \rightarrow 0$ т.е. превращение I может реализоваться только при изотермической выдержке. Приведенные экспериментальные факты позволяют сделать предположение, что поверхностный мартенсит относится к превращению I, которое в высоконикелевых сплавах протекает с очень малой скоростью.

б) Сплавы Fe-Cu и Fe-Mo

Исследовались сплавы Fe-Cu и Fe-Mo, выплавленные только на основе железа 3 (0,02%С). Никаких аномалий зависимости $T_{cr}^{r \rightarrow d} = f(V_{ann})$ в этих сплавах, как и для сплавов Fe-Ni, по отношению к железу не наблюдается. По-прежнему отсутствует превращение II. Влияние легирующих элементов сводится к изменению $T_{cr}^{r \rightarrow d}$ и V_{cr} каждого типа превращения. Как и в сплавах Fe-Ni наблюдается различное влияние легирующих элементов на $T_{cr}^{r \rightarrow d}$ разных типов.

При увеличении C_{Cr} понижается A_{r+d}^{I} на 20 град/%, а A_{r+d}^{II} и A_{r+d}^{IV} повышаются соответственно на 10 и 30 град/%. Один процент хрома понижает A_{r+d}^{I} , A_{r+d}^{II} и A_{r+d}^{IV} соответственно на 45, 11 и 4 град/%.

О связи $r \rightarrow d$ превращения в железе и его технических сплавах

Используя литературные данные по значению мартенситных точек сталей, была проведена экстраполяция зависимости $M_s = f(\%C)$ для сплавов $Fe-C$, $Fe-Cr-C$, $Fe-Mn-C$ к нулевому содержанию углерода при постоянной концентрации третьего легирующего элемента. Для всех исследованных сплавов значение M_s , полученное экстраполяцией из области $C \geq 0,4\%$ совпадает с A_{r+d}^{IV} безуглеродистого сплава, измеренной в опытах по влиянию скорости охлаждения на температуру начала $r \rightarrow d$ превращения. Если стали содержат менее 0,4%С, то в некотором диапазоне концентраций углерода, зависящего от степени легирования, мартенситное превращение осуществляется по типу III.

В сталях в области температур над M_s наблюдается промежуточное превращение аустенита, характеризующееся мартенсито-подобной формой выделения d -фазы. По современным представлениям она зарождается по мартенситной реакции в участках, обедненных углеродом. Если это так, то верхняя температурная граница образования бейнита B_s должна примерно совпадать с мартенситной точкой безуглеродистой основы. Однако данная работа показывает, что в железе и безуглеродистых сплавах могут реализоваться несколько типов $r \rightarrow d$ превращения, которые можно отнести к мартенситным. Какое же из них реализуется при бейнитном превращении? Для ответа на этот вопрос был рассмотрен ряд диаграмм изотермического распада аустенита по справочным данным. Во всех исследованных случаях температура B_s совпадала либо с A_{r+d}^{II} , либо с A_{r+d}^{III} , а в отдельных случаях с A_{r+d}^{IV} безуглеродистой основы. Так у стали 35Х, содержащей 0,36%С ; 0,49%Mn и 1,5%Cr $M_s = 340^\circ$, $B_s = 600^\circ$ С. Безуглеродистый сплав $Fe + 1,5\%Cr$ имеет

$t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \text{II} = 650^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \text{III} = 530^{\circ}$, $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \text{IV} = 415^{\circ}$. Вводя поправку на влияние марганца заключаем, что безуглеродистая основа имеет $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \text{II} = 600^{\circ}$, $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \text{III} = 515^{\circ}$ и $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \text{IV} = 405^{\circ}$. Добавление 0,36% C понижает $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \text{IV}$ с 405 до 330° . Отсюда следует, что в этой стали β_{M} совпадает с $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \text{II}$ безуглеродистой основы, а мартенситное превращение осуществляется по типу IV. Температурная область промежуточного превращения охватывает интервалы реализации превращений II-IV безуглеродистой основы. В принципе выше 405° бейнитная реакция не может быть связана с превращением IV в основе, а выше 515° - с превращением III. Таким образом, в интервале температур $515-400^{\circ}$ возможна суперпозиция превращений II-III.

По результатам исследования $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сплавах железа можно сделать следующие выводы:

1. Температурно-скоростная зависимость начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сплавах Fe-Ni, Fe-Cr, Fe-Mo, как и для железа является разрывной функцией, распадающейся на несколько участков.
2. Число участков на кривой $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha} = f(N_{\text{Cr}})$ (число типов превращения) определяется содержанием легирующего элемента, концентрацией примесей внедрения и дефектностью аустенита.
3. Безуглеродистые сплавы железа наследуют все типы $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, присущие железу.
4. Легирующие элементы оказывают различное влияние на $t_{\text{M}}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ каждого типа превращения.
5. Различные типы мартенситных превращений, наблюдаемые в железе и безуглеродистых сплавах генетически связаны с мартенситным и бейнитным превращениями в сталях.
6. Величина микротвердости образцов после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения разных типов определяется формирующейся микроструктурой α -фаз и не всегда однозначно связана с температурой превращения.

Заклучение

В работе исследовано влияние скорости охлаждения на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в железе и его бинарных сплавах с никелем, хромом, молибденом.

Разработанная методика и сконструированная установка позволили определять температуру начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при охлаждении со скоростями в диапазоне от 80 до 340000 град/сек, что значительно превышает скорости, полученные в настоящее время зарубежными исследователями. При варьировании скоростей охлаждения в столь широких пределах удалось выявить новые закономерности протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в железе и его сплавах.

Установлено, что при последовательном повышении $V_{охл}$ от малых до сверхвысоких ее значений, температура начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения железа при некоторых вполне определенных скоростях охлаждения понижается скачкообразно, что приводит к разделению кривой $T_{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{охл})$ на четыре участка (ступени). В пределах одного участка при увеличении $V_{охл}$ $T_{\gamma \rightarrow \alpha}$ остается постоянной, а в некоторых случаях может плавно понижаться. По числу ступеней на кривой $T_{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{охл})$ в железе было классифицировано четыре типа превращения, обозначенных в порядке понижения их температуры превращения типами I, II, III, IV. Реализация этих видов превращения зависит от концентрации примесей внедрения и дефектности аустенита.

Присущие железу типы превращения наследуются его сплавами. При этом влияние легирующих элементов на каждый тип превращения отличается не только интенсивностью, но иногда и направлением его смещения по шкале температур. В сплавах в отличие от железа смену одного типа превращения другим можно осуществить и при одной малой $V_{охл}$ путем изменения концентрации легирующего элемента в аустените.

Наблюдаемые различия во влиянии дефектности аустенита и скачкообразное изменение температуры превращения при переходе от участка к участку кривой $T_{\gamma \rightarrow \alpha} = f(V_{охл})$ дали

основание сделать предположение, что местами предпочтительного образования зародышей α -фазы по каждому типу превращения являются различные дефекты кристаллического строения γ -фазы.

Превращения II, III, IV на полированной поверхности дают сдвиговый рельеф и могут быть классифицированы как мартенситные. После превращения I сдвиговый рельеф обнаружен только в высоконикелевых сплавах ($C_{Ni} \geq 15\%$), когда $T_{\gamma \rightarrow \alpha}^I$ лежит ниже температуры рекристаллизации. Предполагается, что механизм превращения I в железе и малолегированных сплавах, реализующийся в условиях высокой тепловой подвижности атомов, является сложным. Если на начальных стадиях превращение сдвиговое, то в процессе роста кристаллов упорядоченный механизм может смениться неупорядоченным движением вначале дислокационной, а затем и большеугловой границы.

По кристаллографическим параметрам превращения разделились попарно: I, II и III, IV. Для превращений I и II характерен габитус $\{112\}_\gamma$, II $\{312\}_\gamma$, а для III, IV - $\{225\}_\gamma$, II $\{734\}_\gamma$.

Сравнение полученных данных $T_{\gamma \rightarrow \alpha}^I$ для железа и его безуглеродистых сплавов с литературными данными по M_s и B_s для сталей показывает, что различные типы мартенситного превращения, присущие железу, генетически связаны с мартенситным и бейнитным превращением в сталях.

В заключение отметим, что выявленные особенности протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в железе и некоторых его сплавах при изменении скорости охлаждения в широком диапазоне вплоть до очень высоких скоростей имеют принципиальное значение для разработки теории фазовых превращений, протекающих в твердой среде.

Основные материалы диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Морозов О.П., Миразаев Д.А., Штейнберг М.М. О некоторых закономерностях превращения в железе при охлаждении с высокими скоростями, Физм, 1971, т.32, в.6, с.1290.

2. Морозов О.П., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М. Полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в железе высокой степени чистоты. ФММ, 1972, т.34, в.4, с.795.
3. Морозов О.П., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М., Закономерности $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в железе и его сплавах в широком диапазоне скоростей охлаждения. Вопросы производства и обработки стали. Сб. №107, Челябинск, ЧПИ, 1972, с.104.

Материалы диссертации докладывались на
следующих семинарах:

1. "Вопросы металлостроения и термической обработки качественных сталей и деталей машин", г.Челябинск, 1970.
2. "Формирование структуры сталей и сплавов при деформировании и термообработке", г.Челябинск, 1972.