

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Л. И. КОГАН и Р. И. ЭНТИН

**КИНЕТИКА ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ
ЛЕГИРОВАННОГО ЖЕЛЕЗА**

(Представлено академиком И. П. Бардиным 19 V 1950)

Проведенные нами эксперименты показывают, что даже в нелегированном железе гамма-альфа превращение в некотором интервале температур, следующем за критической точкой, протекает с измеримой скоростью. Легирование железа различными элементами может существенно изменять кинетику этого превращения. Добавки никеля понижают скорость превращения в интервале сравнительно малых переохлаждений, добавки хрома, напротив, при более значительных переохлаждениях (ниже максимума скорости превращения); легирование кобальтом увеличивает скорость превращения, а легирование молибденом не оказывает почти никакого влияния на нее. Изучение кинетики полиморфного превращения железа, легированного хромом или хромом и никелем позволило установить, что зависимость скорости от величины переохлаждения в этом случае имеет вид, обычный для всех фазовых превращений. Температурная зависимость скорости гамма-альфа превращения при малых переохлаждениях определяется главным образом величиною работы образования зародыша, а при температурах ниже максимума скорости превращения — в основном, величиною энергии «активации» процесса, являющейся мерой энергетических барьеров, которые должны преодолеваться при атомных перемещениях, связанных с протеканием превращения. Энергия «активации», следовательно, связана с величиною сил межатомной связи. Имеются основания считать, что легирование хромом увеличивает энергию активации, а легирование никелем увеличивает работу образования зародышей при гамма-альфа превращении железа (1, 2).

Если высокотемпературную гамма-фазу удастся переохладить ниже температур максимальной скорости превращения, то последующее превращение гамма-альфа может протекать с мартенситной кинетикой. Как указывает Г. В. Курдюмов такая кинетика возможна, если превращение протекает в среде с достаточно высоким пределом упругости и ниже температур, при которых энергия тепловых колебаний недостаточна для быстрого рекристаллизационного роста; эти условия создают возможность «упорядоченного» мартенситного роста значительных областей альфа-фазы без пластической деформации, нарушающей упорядоченность (3). Мартенситное превращение наблюдалось отчетливо в железе, легированном 8,5% хрома; температура начала мартенситного превращения при этом 430° (2).

В настоящей статье излагаются результаты изучения кинетики гамма-альфа превращения железа, легированного хромом и никелем, хромом, никелем и молибденом, хромом и кобальтом.

Химический состав и критические точки исследованных сплавов приведены в табл. 1. Изучение кинетики превращения производилось на магнитометре системы Акулова с фоторегистацией.

Химический состав сплавов

№№ сплавов	Состав сплава по основным элементам	Содержание элементов в %							Т-ра В° Ас ₃ в
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	
1	Fe + 8,5 Cr	0,05	0,06	0,39	8,5				805
2	Fe + 8,5 Cr + 2,5 Ni	0,04	0,35	0,12	8,36	2,46			740
3	Fe + 7Cr + 2Ni	0,04	0,4	0,07	6,88	1,94			830
4	Fe + 5,5 Cr + 2,5Ni	0,03	0,39	0,11	5,46	2,61			820
5	Fe + 6,5 Cr + 3Ni + 1,3Mo	0,01	0,2	0,1	6,3	3,0	1,32		720
6	Fe + 3,5Cr + 2,5Ni + 0,7Mo	0,03	0,23	0,3	3,76	2,59	0,7		745
7	Fe + 1,3Cr + 3,7Ni + 0,3Mo	0,03	0,04	0,38	1,28	3,72	0,32		725
8	Fe + 7,5Cr + 3Co	0,03	0,13	0,18	7,52			3,21	825
9	Fe + 8Cr + 5Co	0,06	0,16	0,2	8,05			5,0	800

Выбор сплавов определялся тем, что указанные сочетания легирующих добавок, как показали наши предварительные данные, значительно понижают скорость гамма-альфа превращения.

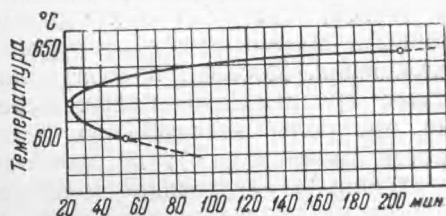


Рис. 1. Диаграмма изотермического превращения гамма-фазы в сплаве Fe + 8,4 Cr + 2,5 Ni ($A_{c3} = 740^\circ$)

На рис. 1 приведена диаграмма изотермического превращения гамма-фазы в сплаве № 2 (8,5 хрома и 2,5% никеля). Добавка 2,5% никеля значительно понижает скорость гамма-альфа превращения сплава железа с 8,5% хрома (сплав № 1). При температуре максимума скорость 50% гамма-фазы превращается в

сплаве № 1 за одну минуту, а в сплаве № 2 по истечении 20 минут; значительно понижается скорость превращения в сплаве № 2 и при более низких температурах.

В сплаве № 3 (7% хрома и 2% никеля) скорость превращения гамма-фазы также значительно понижается по сравнению со сплавом без никеля (2). При температуре 525° 50% гамма-фазы превращается лишь по истечении 21 часа (рис. 2). Чрезвычайно малая скорость превращения гамма-фазы при температурах 600—500°, вероятно, в значительной степени объясняется тем, что в этом сплаве при температуре максимума скорости 50% гамма-фазы превращается за время более 1 минуты, в то время как в сплаве с 7% хрома без никеля за 15 секунд. В сплаве № 4 (5,5% хрома и 2,5% никеля) превращение гамма-альфа идет также весьма медленно, при температуре 550° 50% гамма-фазы превращается лишь за 6 часов.

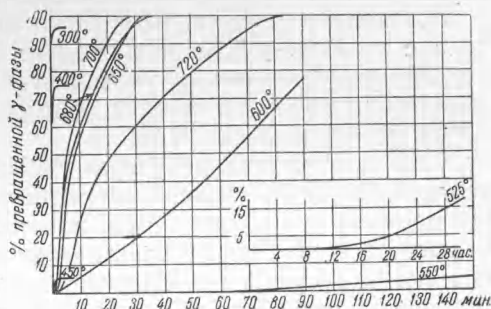


Рис. 2. Кривые изотермического превращения гамма-фазы в сплаве Fe + 7Cr + 2Ni

Приведенные данные указывают на значительное понижение скорости гамма-альфа-превращения в железе, легированном одновременно хромом и никелем. Время полупревращения гамма-фазы при 600°, например, в нелегированном техническом железе составляет 7—10 секунд, в железе с 2,5% никеля 14—15 секунд, в железе с 7% хрома 35—40 секунд (2), а в сплаве с 7% хрома и 2% никеля — около 10 минут.

Критические точки (A_{c3}) этих сплавов соответственно 910; 770; 860 и 830°. Из сопоставления приведенных данных следует, что понижение скорости превращения не определяется в сколько-нибудь значительной степени понижением критических точек.

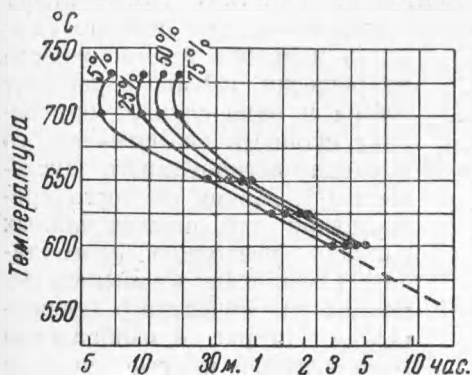


Рис. 3. Диаграмма изотермического превращения гамма-фазы в сплаве Fe + 8Cr + 5Co ($A_{c3} = 800^\circ$)

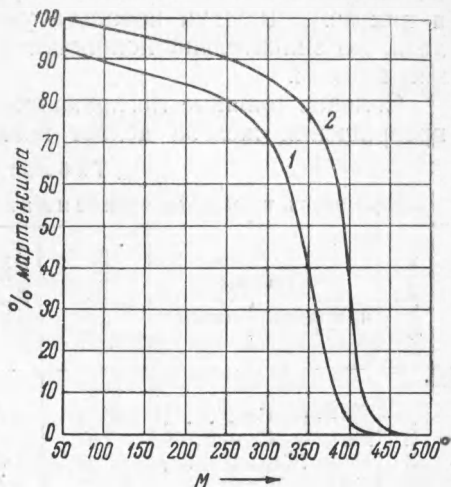


Рис. 4. Мартенситные кривые сплавов
1 — Fe + 8,5Cr + 2,5 Ni,
2 — Fe + 7Cr + 2Ni

Это заключение становится еще более очевидным при рассмотрении кинетики превращения в сплавах №№ 5, 6 и 7, легированных одновременно хромом, никелем и молибденом. Так, в сплаве № 6 (3,5% хрома, 2,5% никеля, 0,7 молибдена) 5% гамма-фазы превращается при температуре максимума скорости (680°) за 100 минут, а в сплаве № 2 (8,5% хрома и 2,5% никеля) за 20—25 минут. Критические точки этих сплавов соответственно 745 и 740°. Сплавы № 5 (6,5 хрома, 3% никеля, 1,3% молибдена) и № 7 (1,3% хрома, 3,7% никеля и 0,3% молибдена) имеют также почти одинаковые критические точки — 720 и 725°. В интервале температур 600—500° в сплаве № 7 по истечении 15 секунд — 1 минуты превращается 5% гамма-фазы, а в сплаве № 5 даже по истечении 3—5-часовой выдержки превращается не более 0,5% гамма-фазы. Значительное понижение скорости превращения гамма-альфа наблюдается также и в железе, легированном одновременно кобальтом и хромом. В сплаве № 9 (8,0% хрома и 5% кобальта) скорость превращения гамма-фазы значительно понижается по сравнению со сплавом № 1 (8,5% хрома). Время превращения 5% гамма-фазы при температуре максимума скорости (около 700°) возрастает примерно от 1 до 7 минут, соответственно при 650° от 2—3 до 30 мин., при 600° от 25 минут до 3 часов. Критические точки сплавов № 1 и № 9 почти одинаковые (см. рис. 3).

Приведенные данные показывают, что влияние легирующих элементов на кинетику гамма-альфа превращения железа определяется главным образом не смещением критических точек, а изменением физических параметров сплава, прежде всего, работы образования зародыша и энергии «активации». Добавки хрома, хрома и молибдена и хрома и кобальта приводят к значительному возрастанию устойчивости гамма-фазы при температурах ниже максимума скорости, что, очевидно, связано с увеличением энергии «активации» превращения. Совместное легирование хромом и никелем может одновременно увеличивать и работу образования зародыша и энергию «активации». В связи с этим наблюдается значительное понижение скорости превращения при всех температурах от A_{c3} до мартенситной точки.

Необходимо также отметить, что влияние легирующих элементов на

кинетику гамма-альфа превращения неаддитивно. Добавки молибдена, например, не влияют на скорость превращения нелегированного железа, но значительно ее понижают при одновременном легировании хромом и никелем. Добавки кобальта ускоряют гамма-альфа превращение железа, но значительно понижают скорость при одновременном легировании хромом.

Сильное влияние легирующих элементов на кинетику гамма-альфа превращения железа делает возможным заключение, что именно скорость перехода атомов железа

Таблица 2
Мартенситные точки сплавов

№ сплава	Состав сплава по основным элементам	Температура A_{c_3} в °	Температура начала мартенситного превращения M в °
1	Fe + 8,5Cr	805	430
2	Fe + 8,5Cr + 2,5Ni	740	415
3	Fe + 7Cr + 2Ni . . .	830	455
4	Fe + 5,5Cr + 2,5Ni	820	475
8	Fe + 7,5Cr + 3Co	825	530
9	Fe + 8Cr + 5Co	800	475

из решетки гамма в решетку альфа в ряде случаев определяет скорость изотермического распада легированного аустенита ⁽¹⁾. Малая скорость превращения в исследованных сплавах позволила переохладить гамма-фазу до температур начала мартенситного превращения. На рис. 4 изображены мартенситные кривые сплавов № 2 и 3, определенные магнитометрически быстрым охлаждением образца с приварен-

ной к нему термпарой Pt — PtRh. В табл. 2 приведены температуры начала мартенситного превращения ряда сплавов.

Как следует из приведенных данных, введение 2,5% никеля в сплав с 8,5% хрома понижает мартенситную точку на 15°, повышение содержания хрома от 5,5 до 8,5% при неизменном содержании никеля понижает мартенситную точку на 60°. Введение 3% кобальта в сплав с 7,5% хрома повышает мартенситную точку до 530°, дальнейшее повышение содержания кобальта до 5% понижает мартенситную точку до 475°. Г. В. Курдюмов указывает, что превращение аустенита в мартенсит возможно лишь ниже температуры T_0 , при которой термодинамические потенциалы обеих фаз одинаковы. Однако, для начала мартенситного превращения необходимо образование зародышей критических размеров ⁽³⁾. В исследованных нами сплавах мартенситная точка ниже температуры A_{c_3} , примерно, на 300—350°. Такая значительная разница в температурах T_0 (A_{c_3}) и точки M объясняется, очевидно, тем, что для роста зародышей мартенсита критических размеров выигрыш в свободной энергии должен превысить расход энергии на создание упругих связей между гамма-фазой и мартенситными новообразованиями альфа-фазы. Влияние легирующих элементов на положение точки M связано, повидимому, с их влиянием на температуру T_0 (A_{c_3}) и на упругие свойства среды и температуру рекристаллизации.

Так повышение температуры точки M в сплаве № 9 по сравнению со сплавом № 1 от 430 до 475° при почти одинаковой температуре A_{c_3} , очевидно, связано с изменением температуры рекристаллизации и упругих свойств среды.

Институт металлофизики
Центрального научно-исследовательского
института черной металлургии

Поступило
17 VI 1950

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Р. И. Энтин, Сборн. тр. Ин-та металлофизики ЦНИИЧМ, 1949, стр. 280.
² Л. И. Коган и Р. И. Энтин, ЖТФ, № 6 (1950). ³ Г. В. Курдюмов, ДАН, 60, № 9 (1948); ЖТФ, 18 (1948).