

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Д. БАЛЛИ и М. И. ЗАХАРОВА

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ Cu — Ni — Fe

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 4 III 1954)

Из теоретического расчета (¹) вытекает, что в диффракционной картине твердого раствора, подвергнутого изотермическому отпуску, должны появляться сателлиты, если при этой обработке в твердом растворе образуются зародыши других фаз пластинчатой формы. Экспериментальное исследование 10 сплавов Cu — Ni — Fe, в которых содержание меди изменялось в пределах от 40 до 70%, железа от 10 до 30%, никеля от 20 до 40%, показало, что в некоторых из этих сплавов сателлиты обнаруживаются, в других же расширяются только основные линии. Сплавы Cu — Ni — Fe №№ 1, 2, 4 и 5 лежат в области диаграммы состояния (см. рис. 1), определяемой Бредли как область метастабильных сплавов, другие лежат вне этой области.

Сплавы были изготовлены путем плавки в вакууме с последующей гомогенизацией при 950° в течение 10 час. Рентгеновское исследование производилось на порошках, которые

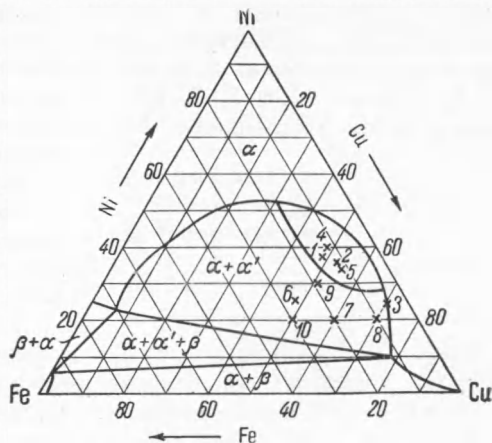


Рис. 1

были закалены с 950° и затем подвергались отпуску при 650°. Продолжительность отпуска изменялась от 15 мин. до 128 час. Излучение применялось железное, диаметр камеры 114 мм. После 30 мин. отпуска при 650° процесс распада становится заметным по рентгенограммам. При этом по типу диффракционной картины сплавы можно разбить на три группы.

1) Диффракционная картина, где ясно видны сателлиты около основных линий (311) и (222). Таковую диффракционную картину дает сплав № 1 (см. рис. 2 а).

2) Диффракционная картина, на микрофотограмме которой пики основных линий остаются четкими, но к своим основаниям линии расширяются, такая картина наблюдается в сплавах №№ 2, 4 и 9.

3) Диффракционная картина сплавов №№ 3, 5, 6, 7, 8 и 10 характеризуется только расширением линий и размытием дублета.

С увеличением продолжительности отпуска сплава № 1 сателлиты приближаются к основным линиям, и наблюдается переход к диффракционной картине 2-го типа. После 4 час. нагрева при 650° выявляется асимметрия в расположении и интенсивности сателлитов (см. рис. 2 б) и тем самым экспериментально подтверждается модель распада, изло-

женная в работе (¹). Приближение сателлитов к основным линиям и расширение линий с увеличением времени отпуска приводят к тому, что после 16 час. трудно отделить сателлиты от основных линий. После 64 час. отпуска линии (311) и (220) расщепляются на две, что соответствует двухфазному состоянию сплава.

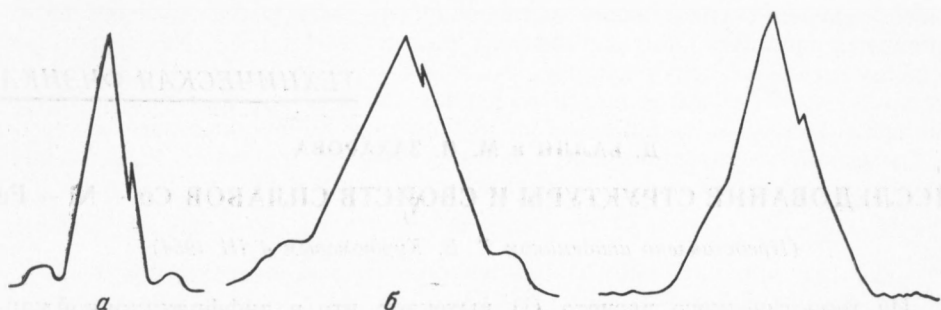


Рис. 2. Сплав № 1 (311). Отпуск при 650°. а — 15 мин., б — 4 часа

Рис. 3. Сплав № 4 (311). Отпуск при 650° 4 часа

В сплавах №№ 2, 4 и 9 уже после 4 час. отпуска сателлиты так близко расположены к основным линиям, что их трудно отделить (см. рис. 3). Дальнейшее увеличение продолжительности отпуска приводит к расширению линий и расщеплению задних линий на две.

В сплавах №№ 3, 5, 6, 7, 8 и 10 наблюдается только расширение линий, затем расщепление их. Следовательно, при малой продолжительности отпуска диффракционные картины различны, при большой одинаковы.

Исходя из формулы (10) работы (¹), была определена толщина зародыша в зависимости от времени отпуска при 650° (см. табл. 1).

Как видно из приведенных данных увеличение продолжительности отпуска приводит к увеличению толщины зародышей, что вызывает, по соотношению (10) работы (¹), усиление интенсивности сателлитов. В сплаве № 4 зародыши растут быстрее, чем в спла-

Таблица 1

Время	Толщина зародышей в Å	
	спл. № 1	спл. № 4
15 м	32	
30 м	35,5	99
1 ч.	42,5	108
2 ч.	49	130
4 ч.	—	145

ве № 1. На диффракционной картине сателлиты в сплаве № 4 при одной и той же продолжительности нагрева (4 часа) ближе расположены к основным линиям, имеют большую интенсивность и сливаются с линией (311) рис. 2 б и 3. При больших толщинах зародышей приближение их к основным линиям и увеличение их интенсивности вызывает эффект расширения диффракционных линий. С этой точки зрения ненаблюдаемость сателлитов, если не у всех сплавов, то хотя бы у сплава № 5, близкого по составу к сплаву № 1, можно объяснить большой скоростью распада твердого раствора. Бредли (²) выделил в концентрационном треугольнике $\text{Cu} - \text{Ni} - \text{Fe}$ область метастабильных сплавов. Однако наше исследование показало, что сплав № 9, лежащий вне этой области (см. рис. 1), дает диффракционную картину с сателлитами. Следовательно, если и следует выделить область метастабильных сплавов, то нужно изменить ее границу.

Расширение диффракционных линий, как известно, позволяет определить величину упругих напряжений второго рода. В сплавах №№ 1 и 3 наиболее сильное увеличение ширины линий наблюдается в течение 4 час. отпуска при 650°. Кристаллическую решетку в этот период

распада твердого раствора можно рассматривать как решетку, имеющую группу периодов искажения Q , так как мало вероятно, чтобы в начале изотермического отпуска все центры искажения соответствовали одному и тому же составу. Периоды Q мало отличаются между собой и вследствие этого на дифракционной картине возникает набор сателлитов, что приводит к их расширению. Увеличение толщины зародышей вызывает увеличение интенсивности сателлитов, а слияние с основными линиями вызывает эффект расширения линий. Как показало экспериментальное исследование, основной рост ширины линий в сплавах $\text{Cu} - \text{Ni} - \text{Fe}$ наблюдается в первых стадиях распада, когда единственным фактором, влияющим на расширение линий, является искажение исходной кристаллической решетки. Средняя величина напряжений второго рода, вычисленная по расширению линий (311) из соотношения

$$P = E \frac{\Delta' - \Delta}{4R\epsilon_{90}} \quad (\text{где } E - \text{модуль упругости, } R - \text{радиус камеры,}$$

$\Delta' - \Delta$ — расширение линий), оказывается равной в сплаве № 1 после 30 мин. 8 кГ/мм², после 1 часа 19 кГ/мм², после 2 час. 35 кГ/мм², после 4 час. 57 кГ/мм² и после 16 час. 94 кГ/мм².

С увеличением продолжительности отпуска кроме расширения линий наблюдается также уменьшение отношения интенсивностей линий (311)/(220). В сплаве № 3 это отношение уменьшается очень резко до 1 часа отпуска, дальнейшее же увеличение продолжительности отпуска мало влияет на интенсивность линий. В сплаве № 1 уменьшение отношения интенсивностей протекает более медленно. Однако после 16 час. и в сплаве № 1 оно остается почти постоянным. Уменьшение отношения интенсивностей трактуется как результат смещения атомов исходной кристаллической решетки, что и вызывает появление упругих напряжений 3-го рода.

Таблица 2

Продолжит. отпуска при 650°	Среднее квадратичное смещение атомов в Å	
	спл. № 1	спл. № 3
15 м.	0,03	0,08
30 м.	0,07	0,15
1 ч.	0,10	—
2 ч.	—	0,16
16 ч.	0,15	0,18

Как видно из данных, приведенных в табл. 2, в сплаве № 3 смещение атомов нарастает быстрее, чем в сплаве № 1. Учитывая резкое возрастание смещений, а, следовательно, и напряжений 3-го рода при коротких временах отпуска, можно сказать, что сплав № 3 характеризуется большой скоростью начальных стадий распада, что приводит к образованию зародышей большой толщины, и поэтому, вероятно, в этом и подобном ему сплавах не обнаруживаются сателлиты.

Выделение во время отпуска новых фаз — одной более богатой медью, другой богатой железом и никелем — приводит к смещению точки Кюри.

Точка Кюри сплавов №№ 1, 2 и 4 резко повышается в течение первого часа отпуска, медленнее от 1 до 8 час. и почти не изменяется после 8 час. В сплаве № 1 температура Кюри равна в закаленном состоянии 252°, после 1 часа 460°, после 2 час. 480° и после 8 час. 506°. В сплаве № 2 после закалки температура Кюри 248°, после 1 часа отпуска 410°, после 2 час. 420° и после 8 час. 435°. В сплавах №№ 3, 6, 7, 8, 9 и 10 смещение точки Кюри за первые 4 часа отпуска не превышает 100°, после этого точка Кюри почти не изменяется. Смещение точки Кюри с увеличением продолжительности отпуска до 4 час. говорит о постепенном изменении состава зародышей. Постоянство точки Кюри после 4 час. показывает, что при дальнейшем отпуске состав зародышей мало отличается от равновесных фаз.

Коэрцитивная сила в сплавах, медленно распадающихся №№ 1, 2, 4, 9, повышается примерно в течение 16 час. отпуска, в других сплавах,

например №№ 8 и 10, рост прекращается после 8 час., а в сплаве № 8 даже после 6 час. (см. табл. 3).

Сопоставление данных рентгеновского исследования с данными измерения коэрцитивной силы и точки Кюри показывает, что в начальной стадии распада твердого раствора, до 1 часа отпуска, в исходной кристаллической решетке образуются зародыши новых фаз неравновесного состава. В этот период главную роль играют напряжения 3-го рода, коэрцитивная сила достигает значений десятков эрстед для большинства сплавов. При увеличении продолжительности нагрева продолжается рост зародышей новых фаз, и коэрцитивная сила достигает значений 135—370 эрст. в зависимости от состава сплава. В этом интервале наблюдается линейная зависимость

Таблица 3

Продолжит. отпуска	Коэрцитивная сила в эрст.			
	спл. № 1	спл. № 2	спл. № 8	спл. № 10
0 м.	0,3	0,3	10	4
30 м.	—	30	65	168
1 ч.	35	30	98	210
2 ч.	75	110	—	232
4 ч.	205	175	130	290
16 ч.	300	255	135	370

между значениями H_c и расширением линий. Этот результат показывает, что высокие значения коэрцитивной силы определяются большими значениями упругих напряжений 2-го рода.

Московский государственный университет
им. М. В. Ломоносова

Поступило
9 II 1954'

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

¹ Д. Балли, М. И. Захарова, ДАН, **96**, № 3 (1954). ² A. I. Bradley, Proc. Phys. Soc. London, **52**, 80 (1940).