

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

В. И. ИВЕРОНОВА и А. А. КАЦНЕЛЬСОН

**ИСКАЖЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В ТВЕРДЫХ
РАСТВОРАХ КОБАЛЬТА И ПАЛЛАДИЯ В ЖЕЛЕЗЕ**

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 23 IV 1954)

Рядом авторов (¹⁻³) было показано, что при образовании твердого раствора в решетке возникают искажения, наличие которых вызывает ослабление интенсивности рентгеновских интерференций, возрастающее с углом отражения ϑ по закону $e^{-2\alpha \frac{\sin^2 \vartheta}{\lambda^2}}$. Эти искажения могут быть связаны как со статическими смещениями атомов из положений равновесия, так и с отличием характеристической температуры сплава от характеристической температуры чистого металла (динамические смещения) (^{4, 5}).

Так, было показано (⁴), что характеристическая температура твердого раствора KCl — KBr значительно ниже характеристической температуры компонент, в то время как в сплаве Ni — Cu обнаруживаются лишь заметные статические смещения, а характеристическая температура приближенно равна аддитивной функции компонент.

При совместном действии обеих причин на интенсивность рассеяния из коэффициента α должна быть выделена некоторая часть $\alpha_{ст}$, определяющая величину статических смещений в решетке твердого раствора. Вторая же доля: $\alpha - \alpha_{ст}$ изменяет коэффициент B в показателе температурного множителя рассеяния. Определяя экспериментально функции атомного рассеяния сплава для двух температур f_T и $f_{T'}$ и сравнивая их с функцией атомного рассеяния чистого металла, легко определить α и $\alpha_{ст}$, а отсюда вычислить $\bar{u}_{ст}^2 = \frac{3}{8\pi^2} \alpha_{ст}$, а также определить характеристическую температуру сплава (^{4, 6}).

Наличие статических смещений в кристаллической решетке должно приводить к ее упрочнению, что и наблюдается, как правило, при образовании твердых растворов.

В настоящей работе была определена величина средних статических смещений в сплавах Fe — Pd (4 ат. % Pd) и Fe — Co (5, 10, 20, 30, 35 и 50 ат. % Co). На существование напряжений III рода в закаленных сплавах Fe — Co впервые указали Я. С. Уманский и Е. Гордон (⁷).

Функция атомного рассеяния определялась по рентгенограммам порошков, снятым со стандартом, которым служила медь. Съемка велась на Fe- k_α - и частично (Fe — Pd и Fe — Co 20% Co) Co- k_α -излучении. Для определения f_T измерялась интенсивность линий (110), (200) и (211) при съемке в железном, и линий (110), (200), (211), (220) и (310) при съемке в кобальтовом излучениях.

Условия отжига подбирались так, чтобы напряжения, созданные опилкой, были полностью сняты. Это контролировалось постоянством наклона прямых при увеличении времени отжига. Отсутствие

экстинкции проверялось тем, что все экспериментальные значения $\ln \frac{f_{\text{эксп}}}{f_{\text{выч}}} = \varphi\left(\frac{\sin^2 \vartheta}{\lambda^2}\right)$ ложились на прямую линию. На рис. 1—3 приведены кривые для полученных сплавов. Для сравнения на этих рисунках проведена теоретическая кривая f_T и экспериментальные точки для чистого железа. Совпадение их служило проверкой правильности методики. В табл. 1 приведены полученные из этих кривых для разных сплавов значения коэффициента α .

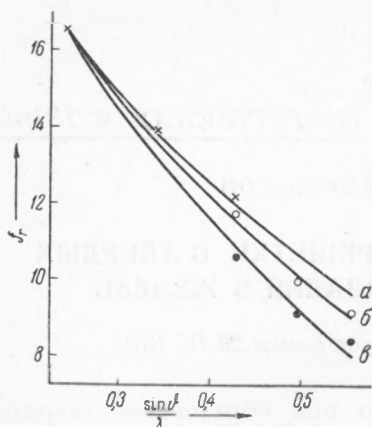


Рис. 1. Кривые функции атомного рассеяния f_T : а — чистого железа и сплава Fe—Pd (4 ат. %Pd): б — при -183° ; в — при комнатной температуре

Значение α при этом оказалось равным 1,3. Но если этот же сплав отжечь 1,5 часа при более высокой температуре 660° , то никакого эффекта ослабления передних линий не наблюдается, а показатель искажений принимает значение 1,8.

Такое возрастание искажений решетки при высокотемпературном отжиге, вероятно, можно объяснить процессами упорядочения, протекающими при этих температурах и временах отжига в микрообъемах вещества (точка Кюри для этих сплавов равна 723°).

Наличие малых зародышей упорядоченной решетки может создать неоднородность в структуре кристалла и вызвать увеличение средних статических смещений. При более низких температурах отжига, за то же время отжига, очевидно, процесс образования зародышей упорядоченных областей идет слишком медленно, чтобы повлиять на микроструктуру сплава.

Для выяснения характера искажений решетки (разделение статических и динамических смещений) со сплавов Fe—Pd и Fe—Co (20% Co) были сняты рентгенограммы при температуре жидкого азота и комнатной. На рис. 3 построены вычисленные кривые отношения интенсивности линий рентгенограмм, снятых при разных температурах образца. Очевидно,

$$\frac{I_n}{I_B} = e^{-2(B_1 - B_2) \frac{\sin^2 \vartheta}{\lambda^2}},$$

где B — функция температуры и характеристической температуры, B_1 — значение B при температуре жидкого азота, B_2 — при комнатной температуре.

Данные табл. 1 показывают, что искажения решетки сначала растут с увеличением концентрации кобальта, но при содержании кобальта в 20% наступает насыщение. Такое же насыщение величины α наблюдается и в сплавах Cu—Zn (3) и Ni—Cu (4). Обращает на себя внимание особенность поведения сплава, содержащего 50% Co. При полуторачасовом отжиге при температуре 550° напряжения в нем полностью оказываются снятыми. Интенсивность первой, наиболее сильной линии даже падает за счет роста мозаичных блоков.

Таблица 1

	Fe—Pd (4%Pd)	Fe—Co				
		5% Co	10% Co	20% Co	30% Co	50% Co
α	0,9	0,45	0,65	1,5	1,3	1,8*; 1,3**

* Отжиг при 660° .

** Отжиг при 550° .

Сплав	α	u	$\alpha_{ст}$	$u_{ст}$	$\frac{\Delta R}{R}, \%$	$\Delta R, \text{\AA}$	
Ni — Cu (25% Cu)	0,95	0,17	0,95	0,17	3,0	0,02	(4)
Cu — Zn (32% Zn)	0,85	0,16	—	—	8,0	0,1	(3)
Cu — Al (17,4% Al)	0,4	0,12	—	—	12	0,15	(2)
Fe — Pd (4% Pd)	0,9	0,17	0,4	0,12	7,7	0,2	Данная работа
Fe — Co (20% Co)	1,5	0,23	1,3	0,23	2,0	0,05	
Fe — Co (5% Co)	0,45	0,13	0,45	0,13	2,0	0,05	
KCl — KBr (50% KBr)	1,5	0,23	0,6	0,09	8,0	0,15	(4)

Кривые I_n/I_v вычислены при двух предположениях: 1) характеристическая температура сплава есть аддитивная функция характеристических температур компонент, а более быстрое падение кривой f_T с углом ϑ целиком определяется наличием статических смещений; 2) статические смещения в твердом растворе равны нулю, а все изменения интенсивности объясняются изменением характеристической температуры сплава. Рис. 3 относится к сплаву Fe — Pd. Экспериментальные точки ложатся между этими кривыми, что указывает на влияние обоих эффектов. Рассчитанная из этих кривых характеристическая температура сплава Fe — Pd оказалась равной 290° , в то время как характеристическая температура чистого железа составляет 420° . Кривые для сплава Fe — Co (20% Co), изображенные на рис. 4, показывают, что для этого сплава все искажения являются статическими.

В настоящее время накопилось уже довольно много материала по изучению величины средних статических смещений в твердых растворах замещения. Основные результаты сведены в табл. 2. Для тех сплавов, для которых производилось разделение статических и динамических смещений, в особой графе приведены значения $\alpha_{ст}$ и $\sqrt{u_{ст}^2}$. Кроме того, в табл. 2 приведена разница атомных радиусов, входящих в

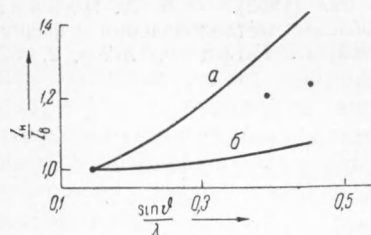


Рис. 3. Кривые отношения интенсивностей I_n/I_v , вычисленные для разных характеристических температур для сплава Fe — Pd. а — в отсутствие статических смещений, б — при наличии смещений

компонент это среднее значение определяется в основном величиной межатомных расстояний растворителя, в то же время на интенсив-

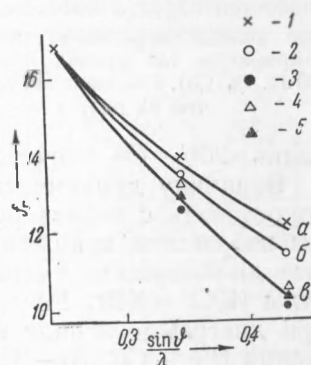


Рис. 2. Кривые функции атомного рассеяния f_T : а — для чистого железа и сплавов Fe — Co: б — 5% Co, в — 20—50% Co. 1 — Fe; сплавы Fe — Co: 2 — 5% Co, 3 — 20% Co, 4 — 30% Co, 5 — 50% Co

твердый раствор компонент. В последней графе даны ссылки на работы, из которых взяты данные результаты.

Следует отметить, что строгого параллелизма между величиной средних квадратичных смещений и величинами $\Delta R/R$ и ΔR установить нельзя. В ряде случаев (Fe — Co, Ni — Cu) величина средних квадратичных смещений существенно больше, чем разница атомных радиусов. Это можно истолковать как проявление сил химического взаимодействия в твердых растворах. Период решетки дает лишь среднее значение величины межатомных расстояний в кристалле. При не слишком больших концентрациях

ности рентгеновских линий должны существенно сказаться именно искажения кристаллической решетки, вызванные наличием местных (локальных) изменений межатомных расстояний.

При увеличении концентрации твердого раствора эти искажения сначала должны возрасти, но лишь до некоторого предела, так как при большой концентрации атомов второй компоненты среднее меж-

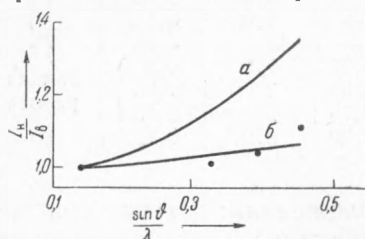


Рис. 4. Кривые отношения интенсивностей I_H/I_B , вычисленные для разных характеристических температур для сплава Fe—Co (20 ат. % Co). Обозначения те же, что на рис. 3

атомное расстояние (период решетки) должно принять значение, близкое к истинному (местному) значению межатомных расстояний. Такое затухание нарастания средних квадратичных смещений α с возрастанием концентрации мы наблюдали в ряде твердых растворов (Fe—Co, Ni—Cu, Cu—Zn).

В свете этих представлений обращает на себя внимание антипараллельный ход кривых $\alpha_{ст}$ и периода решетки a в функции концентрации. В сплавах Fe—Co $\alpha_{ст}$ возрастает до концентрации 20% Co, а затем остается практически постоянным.

Период решетки a , наоборот, до концентрации 20% Co остается неизменным и затем начинает падать.

Величину динамических смещений можно до известной степени сопоставить с характером диаграмм состояния. В тех случаях, когда мы наблюдаем понижение кривой ликвидуса, появляются значительные динамические смещения и снижение характеристической температуры (KCl—KBr, Fe—Pd). При малом спуске линии ликвидуса или при диаграмме в виде веретена мы наблюдаем лишь статические смещения (Fe—Co, Ni—Cu). Это связано, очевидно, с тем, что понижение кривой плавления, так же как и повышение средних квадратичных смещений при тепловых колебаниях, указывает на уменьшение сил связи в решетке.

Московский государственный университет
им. М. В. Ломоносова

Поступило
26 IV 1954

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ G. W. Brindley, F. W. Spiers, Phil. Mag., (7) **20**, 882, 893 (1935). ² Б. М. Ровинский, ЖЭТФ, **7**, 963 (1937). ³ А. В. Безносилова, В. И. Иверонова, ЖТФ, **20**, 666 (1950). ⁴ В. И. Иверонова, З. И. Кузьмина, С. И. Футергендлер, Е. И. Детлаф, Изв. АН СССР, сер. физ., **15**, 44 (1951). ⁵ В. А. Ильина, В. К. Крицкая, Г. В. Курдюмов, ДАН, **85**, 997 (1952). ⁶ В. А. Ильина, В. К. Крицкая, Г. В. Курдюмов, Сборн. Проблемы металловедения и физики металлов, М., 1951, стр. 222. ⁷ Я. С. Уманский, Е. Гордон, ЖТФ, **2**, 323 (1932).