

М. И. ЗАХАРОВА

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ

Современная техника нуждается в материалах с самым различным комплексом свойств. Основной проблемой структурной физики твердого тела является установление зависимости между атомнокристаллической и электронной структурой, химическим составом и физическими свойствами твердых кристаллических тел.

К числу важных вопросов физики твердого тела относится изучение атомной структуры материалов с особыми физическими свойствами. На кафедре физики твердого тела (до 1953 г. кафедра рентгеноструктурного анализа) Г. С. Ждановым, М. М. Уманским, Н. Н. Журавлевым, Р. Н. Кузьминым были разработаны новые методы и аппаратура для структурных исследований [1, 2] и велись работы по изучению структуры сверхпроводников [3], сегнетоэлектриков и пьезоэлектриков [4].

Электронная структура кристаллических тел исследовалась по рентгеновским спектрам И. Б. Боровским [5] и Г. Н. Ронами. В. И. Ивероновой был выполнен цикл исследований по рекристаллизации металлов [6], Г. С. Ждановым по текстурам деформированных металлов, С. В. Колонцовой по исследованию дефектов кристаллов [7], Р. Н. Кузьминым по применению эффекта Мессбауэра к твердым телам [8].

Основное направление научной работы кафедры — это исследование фазовых превращений при распаде твердых растворов. Этот вопрос привлекает внимание экспериментаторов и теоретиков. Некоторые из метастабильных состояний при распаде твердых растворов характеризуются относительным минимумом свободной энергии и отличаются значительной стабильностью. Сочетание высоких значений физических свойств со стабильностью структуры выдвигает изучение метастабильных состояний при распаде твердых растворов в число важнейших вопросов физики твердого тела.

Исследование распада твердых растворов было начато на кафедре С. Т. Конобеевским и В. П. Тарасовой [9] с уточнения границ твердых растворов. Применение пластической деформации, ускоряющей распад при низких температурах в тысячи раз, привело к значительному уменьшению предельной концентрации растворенного элемента. В дальнейшем М. И. Захаровой проводилось определение границы твердого раствора под давлением. Нагрев твердого раствора под давлением

10 000 кг/см² в течение нескольких часов приводит к существенному уменьшению растворимости Си в Al и Mg в Al [10, 11].

Параллельно с определением границы твердых растворов проводилось исследование кинетики распада. Результаты исследования кинетики распада твердого раствора Al в Mg, Si в Al [12], Cu в Al [13] показали, что при высоких температурах изотермического отпуска распад твердого раствора протекает гомогенно, при низких — гетерогенно с различной степенью гетерогенности в разных системах.

Наряду с экспериментальными работами проводились теоретические работы. С. Т. Конобеевский разработал теорию метастабильного коллоидного равновесия [14], М. И. Захарова и Н. Ф. Лашко [15] дали расчет величины упругих напряжений, возникающих в процессе бездиффузионных превращений при выделении второй фазы в виде цилиндра, а также расчет упругих напряжений при диффузионных превращениях.

В работе Л. А. Вайнштейн и М. И. Захаровой [16] на основе уравнений диффузии выведены формулы для определения скорости роста зародышей выделяющейся фазы различной формы в разные моменты процесса распада твердого раствора. М. И. Захарова [17] дала расчет изменения концентрации твердого раствора в зависимости от времени, если процесс распада проходит путем увеличения числа зародышей выделяющейся фазы.

По мере развития наших представлений о реальной структуре кристаллических материалов стали развиваться работы, в которых изучалась фрагментация и разориентировка фрагментов (блоков) матрицы в процессе распада твердых растворов. Так, исследование распада твердого раствора в марганцовистой стали, выполненное М. И. Захаровой и Ван Хуа Фоу [18, 19], показало, что начальная стадия выделения трехмерных кристаллов карбида Fe₃C сопровождается упругой разориентировкой блоков матрицы, которая вызывает появление на рентгенограммах неподвижных кристаллов дужек дебаевских колец. С ростом кристаллитов карбида нарушается их когерентная связь с матрицей и упругий разворот переходит в пластический с меньшей угловой разориентировкой.

В дальнейшем для точного определения угловой разориентировки блоков в процессе распада был применен фокусирующий метод Гинье—Тенневина. Ряд исследований М. И. Захаровой и Н. А. Хатановой [20, 21, 22] показал, что величина разориентировки блоков матрицы зависит от макроструктуры сплавов после кристаллизации — дендритной, ленточной, карандашной. При распаде твердого раствора во время последующей термической обработки разориентировка блоков матрицы является максимальной на стадии выделения когерентных кристаллов метастабильных фаз. Разориентировка уменьшается при нарушении когерентности и выделении кристаллов равновесных фаз. Таким образом, существенную роль в упрочении сплавов в стадии выделения когерентных фаз играет разориентировка блоков матрицы и упругие напряжения в областях матрицы, прилегающих к выдающимся кристаллам.

В дальнейшем применение более тонких физических методов позволило анализировать начальные стадии распада твердого раствора, когда процесс превращений охватывает микрообъемы, измеряемые сотнями и тысячами ангстрем.

Анализировать структурное состояние в таких малых объемах возможно только путем анализа эффектов двумерной и одномерной дифракции и методом электронной микроскопии.

Начальной подготовительной стадией распада твердого раствора является зонная стадия, при которой в кристаллической решетке в пере-

сыщенном твердом растворе образуются двумерные когерентные скопления растворенных атомов — зоны Гинье. Следующей стадией распада является стадия выделения метастабильных фаз. Между этими двумя стадиями существует стадия одновременного существования зон Гинье и метастабильной фазы. В некоторых тройных сплавах при распаде обнаруживается образование зон Гинье двух типов и двух метастабильных фаз, и число метастабильных состояний соответственно увеличивается. Каждое метастабильное состояние характеризуется определенными физическими свойствами.

М. И. Захарова с сотрудниками И. Б. Могарычевой и Н. А. Хатановой широко изучали структурные факторы, определяющие свойства сплавов. Исследовались размеры, формы и ориентировки зон Гинье, размеры, формы и ориентировки кристаллов метастабильных фаз; фрагментация кристаллов матрицы на зонной стадии выделения метастабильных фаз; искажения решетки матрицы и выделяющихся фаз; микрогетерогенность распада твердого раствора.

Зонная стадия распада твердого раствора и стадия выделения метастабильных фаз изучались методом диффузионного рассеяния рентгеновских лучей в работах Гинье, Престона, Ю. А. Багарецкого, Н. Н. Буйнова, А. М. Елистратова, Ю. Д. Тяпкина и др. в двойных сплавах с небольшими добавками третьего элемента в работах Н. Н. Буйнова [24]. В наших работах зонная стадия и стадия выделения метастабильных фаз изучалась в двойных и в тройных сплавах с большой концентрацией каждого из элементов.

Состав исследованных сплавов: Al — 4 вес. % Cu; Al — 30 вес. % Zn; Al — 40 вес. % Zn; Al — 3 вес. % Cu — 7 вес. % Ag; Al — 10 вес. % Ag — 2 вес. % Ge; Al — 4 вес. % Cu — 0,4 вес. % Ge; Al — 3 вес. % Cu — 1 вес. % Ge; Al — 3 вес. % Cu — 1 вес. % Ge; Cu — 1,9 вес. % Ag — 1,5 вес. % Be.

При этом в работах М. И. Захаровой и Н. А. Хатановой [25, 26, 27] по исследованию распада твердого раствора в сплаве Al — 3% Cu — 7% Ag показано, что на зонной стадии атомы меди и серебра ведут себя независимо друг от друга. Атомы серебра образуют зоны сферической формы как в двойном сплаве Al с Ag, атомы меди — зоны пластинчатой формы, ориентированные, как и в сплаве Al с Cu, параллельно плоскостям {100} матрицы.

Размеры зон и кристаллов метастабильных Q и γ' фаз при температурах старения 130 и 218°С определялись по эффектам диффузного рассеяния рентгеновских лучей и по данным электронномикроскопического анализа. Параллельное исследование двумя методами позволяет определить размеры, форму и ориентировку зон и выделений Q и γ' фаз. Данные рентгеновского анализа хорошо совпадают с данными электронномикроскопического анализа, как это видно из таблицы.

Рентгеновский анализ по диффузным эффектам дает возможность определить среднее значение величины зон, если их размеры малы (5—90 Å). При размерах зон ~100 Å диффузные эффекты уменьшаются и сливаются с дифракционными максимумами, что исключает возможность их определения (см. табл.). Наоборот, электронномикроскопический анализ тонких фольг на просвет при работе на электронном микроскопе УЭМВ-100 позволяет определить зоны, если их минимальный линейный размер 30 Å или больше. Зоны с линейными размерами 6—10 Å выявляются на этом микроскопе только по контрасту на упругонапряженных областях матрицы около зон. Однако такой контраст не дает возможности точно определить размеры и форму зон.

При распаде твердого раствора в сплаве Al — 3% Cu — 10% Ag сначала образуются пластинчатые зоны, обогащенные медью, ориенти-

Сплав	Температура и время старения	Размеры зон и фаз	
		по рентгеновским данным	по данным электронного микроскопического анализа
Al—7% Ag—3% Cu	130°—2 сут	Пластинчатые зоны Г. П. [1] 100×100×8Å Сферические зоны ∅—60Å	Зоны Г. П. Поперечные размеры 100×200Å Сферические зоны ∅—40—60Å
	218°—30 мин	Зоны Г. П. Толщина 10Å Сферические зоны ∅—70Å γ' Толщина 10Å	Сферические зоны ∅—70Å γ'—поперечные размеры 600×50Å θ'—800×30Å
Al—2% Ge—10% Ag	218°—5 час	Зоны Г. П. [1] 700×700×10Å γ' Толщина 130Å	Сферические зоны ∅—100Å γ'—6000×200Å θ'—3000×150Å
	218°—15 сек	Сферические зоны ∅—80Å	
	218°—4 мин	Сферические зоны ∅—100Å	
	218°—30 мин	Сферические зоны ∅—140Å	

рованные параллельно плоскостям {100} матрицы, и сферические, обогащенные серебром. Затем выделяется θ'-фаза Al₂Cu и γ'Al₃Ag (рис. 1).

Исследование распада твердого раствора в сплавах Al—Cu—Ge и Al—Ag—Ge, проведенное М. И. Захаровой и Ю. А. Туманьяном [28, 29], показало, что на зонной стадии образуются пластинчатые зоны Г. П. [1] и Г. П. [2] параллельно плоскостям {100} матрицы в сплавах Al—Cu—Ge и сферические зоны в сплаве Al—Ag—Ge. Выделение германия из твердого раствора происходит в этих сплавах так же, как и в двойном сплаве Al с 4% Cu путем непосредственного выделения трехмерных кристаллов германия без промежуточной стадии выделения метастабильной фазы.

Присутствие в твердом растворе сплава Al—Ag—Ge атомов германия проявляется при естественном старении и в процессе старения при 100°С в торможении процесса образования сферических зон, обогащенных атомами серебра.

Диффузные эффекты дают возможность определить не только форму и размеры зон, но также и распределение растворенных атомов между матрицей и зонами по разнице постоянной решетки матрицы и зон. Сохранение centrosymmetrichности диффузных эффектов от сферических зон при добавлении 2% Ge в сплав Al—10% Ag показывает, что небольшие количества атомов германия (2%) или равномерно распределены между матрицей и зонами или остаются в твердом растворе, незначительно изменяя постоянную решетки. Добавление 7% Ag в

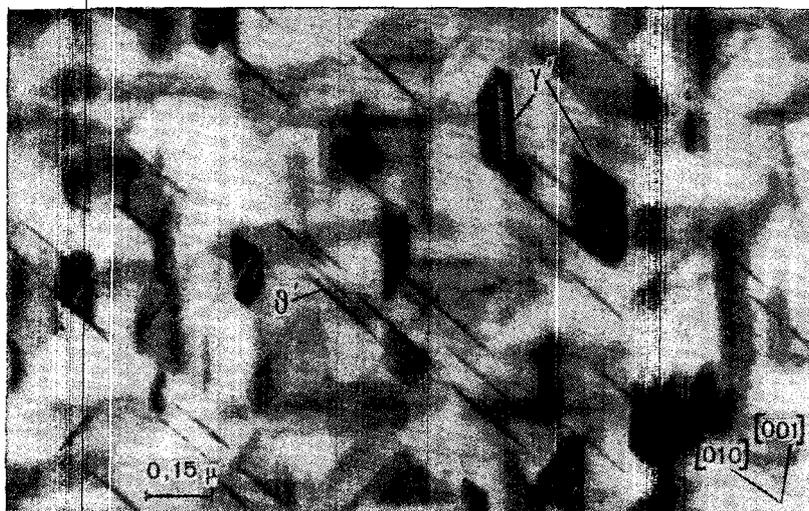


Рис. 1. Электронная фотография сплава Al—3% Cu—7% Ag после отпуска 15 час при 218° С. Видна топография пластин θ —Al₂Cu и γ —Al₃Ag

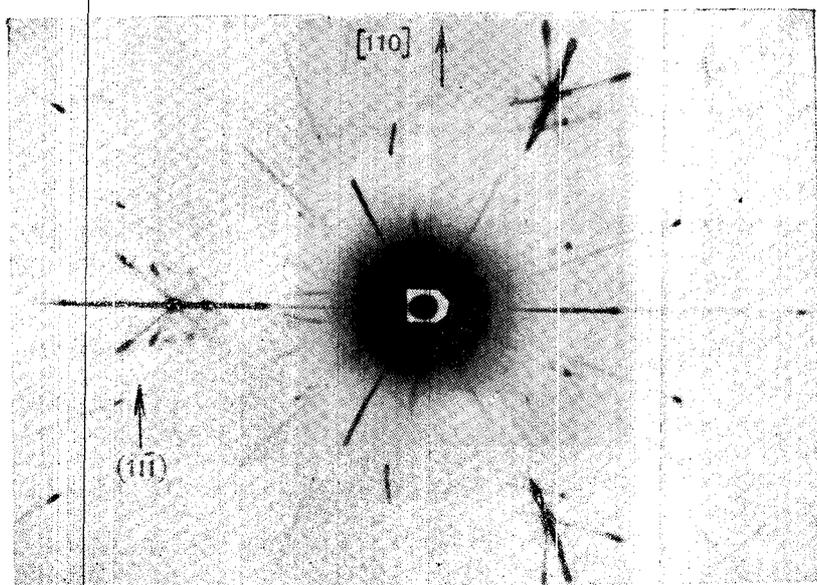


Рис. 2. Рентгенограмма монокристалла сплава Al—3% Cu—7% Ag после отпуска 5 час при 218° С. Диффузные эффекты симметричные относительно максимума матрицы [111]

сплаве Al с 3% Cu приводит к изменению диффузных штрихов. В то время как в двойном сплаве Al—3% Cu благодаря обогащению пластинчатых зон Г. П. [1] атомами меди постоянная решетки зон меньше постоянной матрицы, и диффузные штрихи нецентросимметричны относительно максимумов матрицы. В тройных сплавах Al—3% Cu—

7% Ag вхождение атомов серебра в зоны Г. П. [1] увеличивает постоянную зон, и штрихи становятся центросимметричными (рис. 2).

Структурные изменения в процессе старения сплава — Cu — 1,5% Be — 1,9% Ag при температурах 218 и 300° начинаются так же, как и в двойном сплаве Cu — 1,5% Be с образования пластинчатых зон Гинье параллельно плоскостям {100} матрицы, затем происходит выделение метастабильной γ' -фазы CuBe с тетрагональной структурой.

Результаты исследования зонной стадии при распаде тройных твердых растворов Al—Cu—Ag показывают, что наличие атомов двух растворенных элементов Cu и Ag не изменяет ни форму, ни ориентировку зон, обогащенных каждым из растворенных элементов. Однако влияние третьего элемента проявляется в расширении температурного интервала зон Г. П., обогащенных медью, в область более высоких температур; зоны Г. П. имеются и после старения при температуре 218°С. Это обуславливается тем, что вхождение атомов серебра в зоны Гинье—Престона приводит к уменьшению разницы постоянных решеток зон Г. П. и матрицы. Это в свою очередь уменьшает величину упругих напряжений на границе между матрицей и зонами, и нарушение когерентности зон Г. П. и матрицы смещается в область более высоких температур.

Подобная же картина структурных изменений наблюдается при добавлении 1,9% Ag к двойному сплаву Cu с 1,5% Be. Добавление серебра приводит в сплаве Cu—Be—Ag к расширению температурного интервала зонной стадии благодаря вхождению атомов серебра в зоны и уменьшению разницы постоянных решеток матрицы и зон.

Исследование стадии выделения метастабильных фаз показало, что в сплаве Al — 3% Cu — 7% Ag [19, 20, 21] выделяются кристаллы двух метастабильных фаз θ' —Al₂Cu и γ' —Al₃Ag, которые имеют ту же структуру и ту же ориентировку, что и в двойных сплавах Al—Cu и Al—Ag.

Таким образом, полученные результаты указывают пути расширения температурной области существования метастабильных состояний сплавов, обладающих наибольшей прочностью и твердостью. Для этого к двойным сплавам нужно добавлять такой третий элемент, который в твердом состоянии растворяется в каждом из двух других элементов и который уменьшает разницу постоянных матрицы и зон или матрицы и метастабильной фазы.

Изменение структуры и свойств возможно не только при распаде пересыщенных твердых растворов, но и при эвтектоидном превращении, когда одна фаза полностью превращается в две равновесные фазы с другими структурами. При этом образование двух равновесных фаз, как показало исследование эвтектоидного превращения γ -фазы в сплавах Cu—Sn, проходит через несколько метастабильных стадий.

Исследование структурных состояний при эвтектоидном распаде γ твердого раствора проводилось М. И. Захаровой и И. Б. Могарычевой методом диффузного рассеяния на монокристаллах состава Cu+25,5% Sn и Cu+27,8% Sn. В системе Cu—Sn твердый раствор γ однофазный при температурах выше 520°С при понижении температуры распадается на δ и α в температурном интервале 520—350° и на α и ϵ при температурах ниже 350°С.

Исследование эвтектоидного превращения $\gamma \rightarrow \delta + \alpha$ в сплаве Cu с 27,8% Sn при 350 и 400° показало, что сначала выделяется δ , затем через некоторый промежуток времени α -фаза [30, 31]. Ориентированные когерентные выделения пластинчатых зародышей δ и α фаз вызывают упругий разворот блоков матрицы. С увеличением размеров пластин-

чатых зародышей когерентность нарушается и упругий разворот блоков матрицы в большом угловом диапазоне заменяется пластическим в меньшем угловом диапазоне.

Анализ диффузных эффектов на рентгенограммах монокристалла после отпуска при 350°C показал, что в выделяющихся кристаллах α -фазы имеются нарушения периодичности.

Эвтектоидный распад γ твердого раствора в сплаве Cu с $25,5\%$ Sn при комнатной температуре на α и ϵ начинается с образования в матрице пластинчатых зон Гинье параллельно плоскостям $\{100\}$ γ -фазы. Нецентросимметричность диффузных штрихов относительно максимумов матрицы и их направленность в сторону малых углов указывает на обогащение зон атомами олова. При увеличении времени старения до одного года зоны, обогащенные оловом, превращаются сначала в кристаллы метастабильной δ' -фазы, имеющей структуру δ -фазы, но отличающуюся от нее по содержанию олова. После старения от одного до двух лет выделяются пластинки другой метастабильной α' -фазы с гексагональной структурой толщиной $30\text{--}40 \text{ \AA}$, ориентированные параллельно двум плоскостям $\{110\}$ и $\{112\}$ матрицы¹. Старение от двух до четырех лет приводит к превращению α' -фазы в равновесную α -фазу. После четырех лет старения часть δ' -фазы превращается в равновесную ϵ -фазу с гексагональной структурой. Превращение δ' -фазы в ϵ -фазу становится возможным после обогащения δ' -фазы оловом до $25 \text{ ат.}\%$. Этот процесс протекает очень медленно и даже после пяти лет естественного старения распад γ -твердого раствора на α и ϵ полностью не заканчивается, и в сплаве Cu с $25,5\%$ Sn сохраняется некоторая доля метастабильной δ' -фазы.

В рассмотренных твердых растворах выделение новых фаз начинается с резкого локального изменения концентрации твердого раствора в малых объемах (проходя через стадии увеличения объемов со структурой зон Гинье и затем со структурой новых фаз).

В других твердых растворах, распадающихся по спинодальному типу, небольшие флуктуации состава в больших объемах вызывают наибольшее изменение свободной энергии. В таких пересыщенных твердых растворах образуются концентрационные волны состава. Процесс развивается в направлении увеличения амплитуды волн, создается периодическая модулированная структура.

По типу спинодального распада протекают начальные стадии превращения в высококоэрцитивных сплавах кунифе Cu--Ni--Fe и альнико $\text{Co--Ni--Fe--Al--Cu--Ti}$. В этих сплавах за стадией модулированной структуры следует стадия образования двух метастабильных тетрагональных, затем двух кубических фаз.

Исследование [33] сплавов Cu--Ni--Fe Балли и Захаровой показало, что скорость перехода от модулированной структуры к двум тетрагональным фазам и характеристики модулированной структуры сильно изменяются с составом сплавов. Наиболее высокие значения коэрцитивной силы достигаются после термомагнитной обработки сплавов альнико, когда эти сплавы находятся в метастабильном состоянии. В некоторых из этих сплавов наибольшее значение коэрцитивной силы соответствует модулированной структуре, но в сплавах с максимальной коэрцитивной силой $H_c = 1500\text{--}1800 \text{ эрст}$ это значение H_c достигается на стадии образования двух тетрагональных фаз [34].

Параллельно с изучением метастабильных состояний при распаде пересыщенных твердых растворов В. И. Иверонова с сотрудниками

¹ Гексагональная структура обуславливается большим числом дефектов упаковки в начальной стадии выделения α -фазы в форме тонких пластинок.

провела серию работ по изучению тонкой структуры сплавов в области твердого раствора. На ряде примеров (Cu—Zn, Fe—Cu и др.) было показано наличие статических смещений, возникающих в решетке твердого раствора, если радиусы атомов компонентов не одинаковы [35]. В дальнейшем на примере сплава Cu_3Au было установлено, что характеристическая температура дальнего порядка этого сплава, определенная из интенсивности рентгеновских интерференций по формулам Дебая—Валлера, понизилась, а не возросла, как можно было ожидать, судя по изменению констант упругости [36].

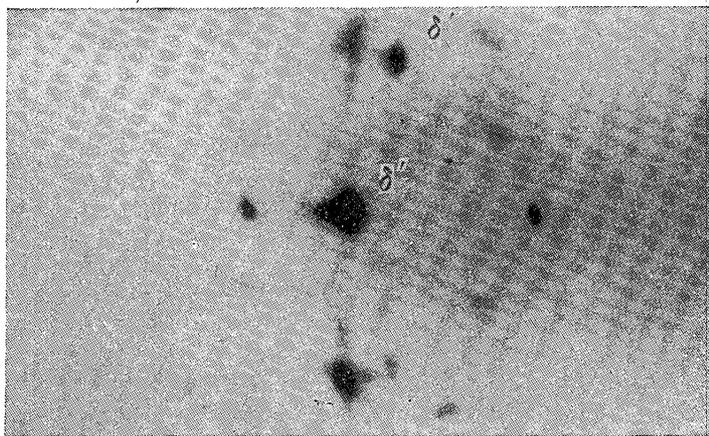


Рис. 3. Диффузные эффекты около максимумов δ' -фазы сплава Cu с 25,5% Sn после одного года естественного старения

Эти результаты были подтверждены и другими авторами. Теоретический анализ этого вопроса, проведенный в работах В. И. Ивероновой и А. П. Звявигой [36], показал, что причиной этого расхождения является изменение фонованого спектра при возникновении в твердом растворе дальнего порядка. Исследования ближнего порядка в твердых растворах, проведенные для ряда сплавов в работах В. И. Ивероновой и А. А. Кацнельсона [37, 38], показали, что значения параметров порядка, полученные даже после длительных отжигов, в ряде случаев существенно зависят от истории изготовления образца. Это означает, что в процессе снятия дефектов после предварительной обработки (например, пластической деформации) сплав, даже далекий от границы растворимости, проходит через ряд метастабильных состояний равновесия. При этом, например, в сплаве 15% ат. Al—85% Fe при отжиге при температуре 300° после пластической деформации и в меньшей степени после закалки возникают области, обедненные и обогащенные алюминием. Такая же картина, выраженная еще резче, наблюдается и в твердых растворах Cu—Al [39]. В результате параметры при изотермическом отжиге образцов проходят через максимум. Возникновение таких областей, обогащенных Al, может быть объяснено, исходя из развитых С. Т. Конобеевским представлений о направленной диффузии.

На основании полученного богатого экспериментального материала В. И. Иверонова и А. А. Кацнельсон приходят к заключению, что процессы, протекающие в однофазных твердых растворах, весьма близки

к процессам, протекающим в стареющих сплавах, и, следовательно, объяснения аномалий в изменении физических свойств при отжиге в ряде деформированных твердых растворов (например рост электросопротивления и твердости) должны быть теми же самыми.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жданов Г. С. Основы рентгеноструктурного анализа. М., ГИТТЛ, 1940.
2. Уманский М. М. Аппаратура рентгеноструктурных исследований. М., Физматгиз, 1960.
3. Жданов Г. С., Журавлев Н. Н., Кузьмин Р. Н. «Кристаллография», 5, 553, 1960.
4. Жданов Г. С. Физика твердого тела. Изд-во МГУ, 1961.
5. Боровский И. Б. Физические основы рентгеноспектральных исследований. Изд-во МГУ, 1966.
6. Иверонова В. И. Сб. «Применение рентгеновских лучей к исследованию материалов». М., Машгиз, 1949, стр. 34.
7. Колонцова С. В., Телегина И. В. «Кристаллография», 9, 282, 1964.
8. Жданов Г. С., Ибраимов Н. С., Кузьмин Р. Н. «Неорганические материалы», 1, 1660, 1965.
9. Конобеевский С. Т., Тарасова В. П. «Журн. физ. химии», 2, 681, 1937.
10. Захарова М. И. ДАН СССР, 68, 69, 1935.
11. Захарова М. И., Ильина В. А. «Журн. физ. химии», 24, 714, 1934.
12. Захарова М. И., Чикин В. К. ЖТФ, 5, 1076, 1935.
13. Захарова М. И., Конобеевский С. Т. ЖТФ, 5, 7, 1935.
14. Конобеевский С. Т. Сб. «Рентгенография в применении к испытаниям металлов». ОНТИ, 1936, стр. 193.
15. Захарова М. И., Лашко Н. Ф. «Изв. АН СССР», отд. техн. наук, № 7, 1015, 1946.
16. Вайнштейн Л. А., Захарова М. И. ДАН СССР, 57, 1621, 1947.
17. Захарова М. И. «Вестн. Моск. ун-та», сер. мат., мех., астроном., физ., химии, № 2, 67, 1950.
18. Захарова М. И., Ван-Хуа-Фоу. «Изв. АН СССР», металлургия, № 5, 167, 1960.
19. Захарова М. И., Ван-Хуа-Фоу. «Физика металлов и металловед.», 9, 236, 1960.
20. Захарова М. И., Хатанова Н. А. Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», вып. 10. М. Изд-во АН СССР, 1963, стр. 64.
21. Захарова М. М., Хатанова Н. А. «Изв. АН СССР», сер. физич., 26, № 3, 345, 1962.
22. Захарова М. И., Хатанова Н. А. «Заводск. лаборатория», № 6, 722, 1964.
23. Харди П. К., Хилл Т. Д. Успехи физики металлов. Изд. черн. и цветн. метал., т. 2.
24. Буйнов Н. Н. Распад пересыщенных твердых растворов. М., Металлургияиздат, 1964.
25. Захарова М. И., Хатанова Н. А. «Кристаллография», 2, 692, 1966.
26. Захарова М. И., Могарычева И. Б., Хатанова Н. А. «Изв. АН СССР», сер. физич., 30, 808, 1966.
27. Захарова М. И., Хатанова Н. А. «Физика металлов и металловед.», 82, 95, 1966.
28. Захарова М. И., Туманьян Ю. А. «Физика металлов и металловед.», 21, 868, 1966.
29. Захарова М. И., Туманьян Ю. А. «Кристаллография», 10, 181, 1965.
30. Захарова М. И., Могарычева И. Б. «Изв. АН СССР», сер. физич., 23, 643, 1959.
31. Захарова М. И., Могарычева И. Б. «Кристаллография», 7, 604, 1963.
32. Захарова М. И., Могарычева И. Б. ДАН СССР, (в печати).
33. Балли Д., Захарова М. И. ДАН СССР, 96, № 3, № 4, 1954.
34. Линецкий Я. Л. ДАН СССР, 170, 554, 1966.
35. Иверонова В. И. «Тр. ин-та кристаллографии», вып. 10, 1954, стр. 149.
36. Иверонова В. И., Звягина А. П. «Физика металлов и металловед.», 14, 141, 1962.
37. Иверонова В. И., Кацнельсон А. А. «Кристаллография», 11, 576, 1966.
38. Иверонова В. И., Кацнельсон А. А. «Физика металлов и металловед.», 19, 686, 1965.
39. Иверонова В. И., Кацнельсон А. А., Ревкевич Г. П. «Изв. АН СССР», неорг. материалы, 2, 823, 1966.