

УСПЕХИ ФИЗИЧЕСКИХ НАУК

669.405:539.16.04

**СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ
И СПЛАВАХ, ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ
В ПОТОКЕ ГАММА-КВАНТОВ***И.Д. Конозенко, М.П. Круликовская, Б.А. Данильченко*(Институт ядерных исследований АН УССР,
Институт физики АН УССР)

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	149
1. Структура и фазовый состав сплавов, кристаллизованных в потоке γ -квантов	150
2. Структура монокристаллов алюминия, кристаллизованных в потоке γ -квантов	153
3. Влияние γ -облучения на распределение примесей в монокристаллах алюминия и на коэффициенты сегрегации	158
3.1. Исследование сплавов алюминий—медь с коэффициентом сегрегации меньше единицы. 3.2. Исследование сплава алюминий—хром с коэффициентом сегрегации больше единицы.	
4. Влияние γ -облучения на равновесные температуры кристаллизации металлов	163
Заключение	167
Список литературы	168

Введение. Явление кристаллизации расплавов и растворов многогранно и зависит от различных внешних факторов [1 — 4]. Проблема получения кристаллов с заданной структурой и параметрами важна в научном и практическом отношении. В связи с этим исследовано влияние различных внешних воздействий — давления, ультразвука, магнитных и электрических полей [2, 4] на структуру кристаллизующихся из расплава металлов и сплавов. Задачей таких исследований было получение более совершенных по структуре монокристаллов или мелкозернистых поликристаллических материалов. В этом направлении достигнут ряд успехов (например, [4]).

С развитием радиационной физики началось изучение воздействия ядерного облучения на свойства и структурные и фазовые превращения в твердых телах [5 — 7]. Обнаружено существенное влияние облучения на эти процессы. Поэтому можно было полагать, что введение при ядерном облучении дозированного количества дефектов приведет к изменению кинетики и механизма кристаллизации твердых тел, чувствительной к нарушениям в расплавах и растворах и изменению скорости диффузии атомов.

Впервые исследование воздействия ядерного облучения на кристаллизацию проведено советскими и зарубежными исследователями на неметаллических объектах, главным образом, на ионных кристаллах (в [9] представлен

обзор этих данных) [8 — 10]. Показано, что рентгеновское облучение влияет на этот процесс, изменяя структуру и морфологию кристаллов. Происходит изменение числа центров и скорости зарождения кристаллов, времени инкубационного периода. Обнаружено новое необычное явление — оказалось, что ядерное облучение может приводить не только к деструкции материала, но и к улучшению его структуры. В ионных кристаллах, формирующихся под рентгеновским пучком, структура и морфология более совершенны, чем в случае их образования в обычных условиях [9, 10]. При этом эффективность влияния облучения на структуру кристаллов зависит от степени их чистоты.

1. Структура и фазовый состав сплавов, кристаллизованных в потоке γ -квантов. Анализ результатов исследования свойств и структуры, кристаллизованных под действием ядерного облучения неметаллических кристаллов, полученных до 1963 г. и представленных в [9, 10], привели авторов [11] к заключению, что можно ожидать также влияния γ -облучения на кристаллизацию металлов. Это подтвердили результаты работ, в которых было показано, что γ -облучение при комнатной температуре оказывает влияние на фазовую и структурную стабильность металлических твердых растворов [5 — 7]. Однако это были, в основном, исследования эффектов последствия облучения, проведенного при комнатной температуре. Большой интерес представили немногие данные (например, [12, 13]), где было показано, что γ -облучение при повышенной температуре оказывает особо сильное влияние на фазовые и структурные изменения в сплавах.

Учитывая эти обстоятельства, в [11] были исследованы рентгеновским и микроскопическим методами структура и фазовый состав металлических сплавов внедрения и замещения, кристаллизованных из расплава в потоке γ -квантов интенсивностью $J \approx 5 \cdot 10^{11}$ кв/см²с. В таком же термическом режиме проведена кристаллизация этих материалов в обычных условиях (без облучения). Методики кристаллизации и исследования структуры описаны в [11]. Установлено, что под действием облучения в сплавах изменились соотношение фазовых составляющих и их структура (рис. 1 [9, 11, 14]). Из анализа интегральной интенсивности дифракционных линий установлено, что в быстрорежущей стали Р-18 увеличилось количество богатой углеродом фазы — двойного карбида ($\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$) из-за выхода под облучением атомов углерода из матричного раствора — аустенита. Вследствие этого изменилась микроструктура стали. В закристаллизованных под облучением сплавах ("облученных" сплавах) наблюдается преимущественная направленность фазовых составляющих. Так, ледебуритная эвтектика (аустенит и вольфрамовые карбиды) расположена в виде узких, вытянутых в одном направлении участков, что не наблюдается при кристаллизации в обычных условиях ("необлученные" сплавы) (рис. 1,а).

Аналогичные явления обнаружены и в кристаллизованном под γ -облучением чугуне. В нем содержится значительно большее количество свободного углерода в виде графитных включений, чем в необлученном (рис. 1,б). Это является результатом распада под действием облучения цементита, содержащегося в чугуне, что следует из микроскопических и рентгеновских данных. Так, интегральная интенсивность дифракционной линии (002) графита в об-

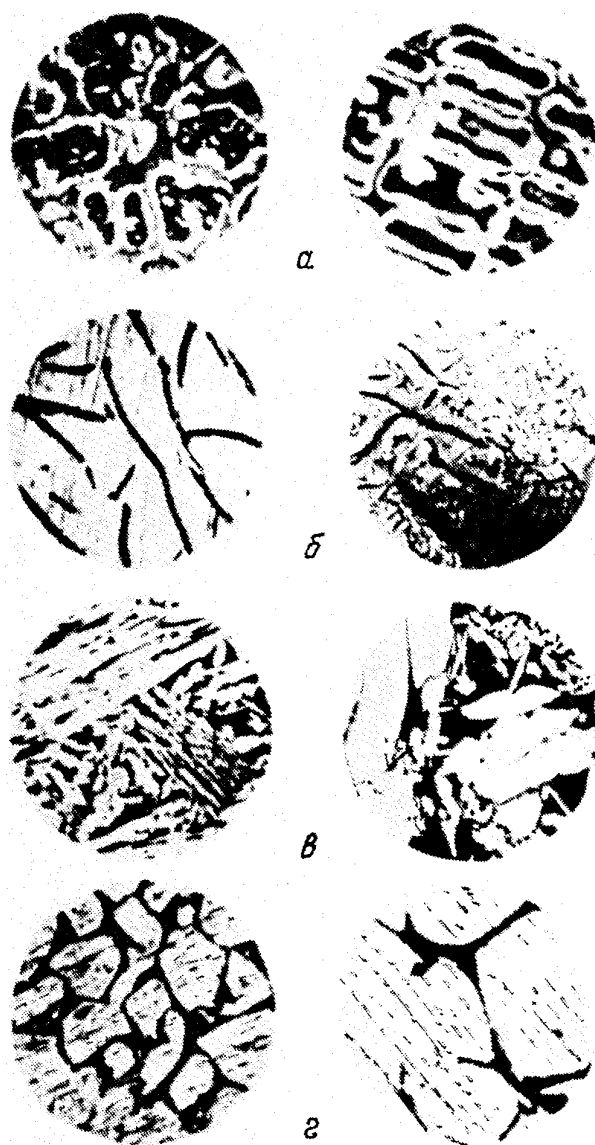


Рис. 1. Микроструктура необлученных (слева) и облученных (справа) образцов. а — Быстрорежущая сталь Р-18. б — Чугун. в — $\alpha + \beta$ -латунь (белые участки — α -фаза). г — α -латунь. $\times 200$

лученных образцах в 2 раза больше, чем в необлученных [11]. Таким образом, при воздействии γ -облучения на кристаллизацию чугуна происходит интенсивное графитообразование. Это согласуется с данными [12], где наблюдали полную графитизацию цементита после γ -облучения дозой $5 \cdot 10^{18}$ кв/см² при температурах 600 — 620 °С. Интенсификация процесса графитообразования при воздействии γ -облучения приводит к уменьшению количества цементита в облученном чугуне. Это подтверждают микроскопические данные. Микротвердость (H_v) металлической основы чугуна — перлита (феррит + цементит) в облученных образцах меньше, чем в необлученных (табл. I).

Таблица I. H_v , кгс/мм²

Сплав	Нержавеющая сталь, аустенит	Быстрорежущая сталь Р-18, мартенсит	Чугун, перлит
Без облучения	230	1000	220
При облучении	200	800	130

При кристаллизации чугуна под действием γ -облучения происходит также

изменение размеров и формы графитных включений. Они становятся более мелкими и более равномерно распределенными по слитку, причем помимо пластинчатых выделений появляются и розеточные (рис. 1,б). Известно, что чугун, содержащий такие частицы графита, характеризуется более высокими механическими свойствами [15]. Обычно это достигается в практике обработки чугуна введением модификаторов — примесей, способствующих размельчению графитных включений [15].

Изменение количественного соотношения фаз при кристаллизации в потоке γ -квантов обнаружено также в сплавах замещения Cu—Zn- α -латуни и $\alpha + \beta$ -латуни (Л-68,32 вес.% Zn и Л-59,41 вес.% Zn [16] соответственно) [11, 14]. Установлено, что микроструктуры облученной и необлученной латуни существенно различны (рис. 1,в). В необлученной латуни Л-59 наблюдается обычная "корзиночная" структура с узкими и сравнительно мелкими участками α -фазы (рис. 1,в). При облучении происходит изменение формы кристаллов α -фазы. Они представляют собой укрупненные участки, занимающие большую площадь. Твердость облученных образцов Л-59 составляет 44 ед., а необлученных — 49 ед. Такое различие твердости обусловлено большим количеством в облученных образцах α -фазы менее твердой, чем β -фаза. Это подтверждает также тот факт, что в облученном сплаве Л-59 интенсивность рентгеновских линий α -фазы больше, чем в необлученном [11, 14]. Эти данные и микроскопические исследования приводят к заключению, что при кристаллизации под облучением повышается устойчивость α -фазы и задерживается образование β -фазы.

В [11, 14] установлено также, что действие облучения при кристаллизации сплавов приводит к заметному увеличению размеров зерен фазовых составляющих сплавов (см. рис. 1). Так, при облучении α -латуни размер зерен увеличился в несколько раз (рис. 1,г), причем этот эффект усиливается при повышении дозы облучения [14]. В $\alpha + \beta$ -латуни при облучении укрупняются участки α -фазы. Оценка размеров частиц двойного карбида (Fe_3W_3)C в стали Р-18 по полуширине рентгеновских линий (511) дает значение 250 Å в облученных образцах и 180 Å — в необлученных.

Для объяснения эффекта укрупнения зерен при кристаллизации под облучением высказано два предположения. Одно из них — возможность разрушения в расплавах под действием ионизирующего излучения некоторых центров кристаллизации, что приводит к уменьшению их количества и, следовательно, к увеличению размеров. В [14] укрупнение зерен в сплавах объяснено возможным повышением при облучении скорости миграции границ зерен от их центра. Позже это предположение было подтверждено экспериментально в [17], где установлено, что непосредственно под действием электронного пучка интенсивностью $\sim 10^{16}$ эл/см²с при температурах 600 и 650 °С границы зерен в никеле мигрируют от центра аналогично тому, как это наблюдается при рекристаллизации.

При исследовании структуры кристаллизованных под действием γ -облучения сплавов обнаружено еще одно важное для понимания природы рассматриваемых процессов явление. Методом рентгенографирования установлено, что полуширина дифракционных рефлексов, полученных от фазовых

составляющих облученных образцов, меньше, чем в случае необлученных (табл. II [11]). Это свидетельствует, как известно, о более совершенной кристаллической структуре фазовых составляющих в облученных образцах. Так, например, расчет искажений кристаллической решетки ($\Delta a/a$) и размеров блоков мозаики (L_m) по методу гармонического анализа формы дифракционной линии (220) легированного мартенсита показал, что в мартенсите необлученной стали величины $\Delta a/a = 4 \cdot 10^{-3}$ и $L_m = 200 \text{ \AA}$, а в облученной они составляют $3 \cdot 10^{-3}$ и 200 \AA соответственно. О более совершенной структуре фазовых составляющих в сплавах, кристаллизованных под облучением, свидетельствует также их меньшая микротвердость (см. табл. I).

Таблица II. β , рад $\cdot 10^3$

Сплав	Нержавеющая сталь, аустенит		Быстрорежущая сталь			Чугун, феррит
			Мартенсит		(Fe ₃ W ₃)C	
<i>hkl</i>	(111)	(311)	(110)	(220)	(511)	(311)
Без облучения	9,0	25,0	17,1	96,0	13,2	33,0
После облучения	8,2	19,8	15,2	59,5	10,5	24,5

Из анализа полученных данных следует, что γ -облучение оказывает существенное воздействие на процесс кристаллизации металлических сплавов. Чтобы понять природу этого сложного процесса, изучен ряд явлений при кристаллизации чистых металлов и рассмотрена роль примесей в структурных изменениях сплавов под действием γ -облучения. Эти исследования представлены в последующих частях обзора.

2. Структура монокристаллов алюминия, кристаллизованных в потоке γ -квантов. Данные п. 1 показали, что при кристаллизации сплавов при γ -облучении могут быть получены более совершенные по структуре монокристаллы металлов. Так как эта задача практически важна, дальнейшее внимание авторов [11] было сосредоточено на изучении этого явления. С этой целью изучена субструктура монокристаллов алюминия, выращенных под действием γ -облучения [9, 18—21].

Алюминий — удобный объект для исследования из-за сравнительно невысокой температуры плавления и хорошо разработанных методов изучения его структуры. В специально изготовленной для работы в γ -поле установке [20, 21] были выращены монокристаллы алюминия марки АВООО (99,996% Al) по видоизмененной методике Бриджмена в графитовых тиглях высокой чистоты марки МГОСЧ. Размеры полученных монокристаллов составляли $5 \times 10 \times 50 \text{ мм}^3$ и $10 \times 10 \times 60 \text{ мм}^3$. Термограммы, записанные дистанционно с помощью потенциометра ЭПП 09 МЗ при регистрации изменения температуры образцов тремя термopарами, расположенными на середине и концах кристаллизующихся слитков, показали, что во всех опытах при облучении и в обычных условиях выдерживался строго определенный тепловой режим.

Были проведены четыре серии опытов. В первой серии монокристаллы алюминия выращивали полностью в γ -поле. Во второй серии кристаллизацию проводили в зоне облучения, но при отсутствии в ней источников ^{60}Co . В

третьей серии зарождение и рост монокристаллов начинали в γ -поле. Когда слиток был выращен примерно на одну треть длины, γ -поле выводили, дальнейший рост монокристаллов проводили без облучения. В четвертой серии опытов рост монокристаллов начинали без облучения. Когда монокристаллы вырастали на одну треть длины, в зону облучения вводили γ -источники. После этого воздействие облучения продолжалось до конца роста монокристаллов. Интенсивность облучения во всех опытах составляла $(1 - 3) \cdot 10^{12}$ кв/см²с. Таким образом, получена информация о том, на какой стадии (зарождения или роста кристаллов) наиболее эффективно действует γ -облучение.

Субструктура монокристаллов была исследована рентгеновским (топографическим) и металлографическим методами [9, 18 — 21]. Микротвердость образцов измерена на приборе ПМТ-3 под нагрузкой 10 г. Рентгеновское топографирование поверхности монокристаллов проведено в расходящемся белом пучке рентгеновских лучей по видоизмененной методике Шульца [18, 21]. В методику были внесены усовершенствования, чтобы получить контрастные топограммы от большой поверхности монокристаллов. С этой целью на пути первичного расходящегося рентгеновского пучка была поставлена свинцовая ширма с отверстиями. По полученным таким образом контрастным топограммам [18, 21] были рассчитаны параметры субструктуры первого порядка — размеры макроблоков (в поперечном к росту кристаллов направлении) и их угловые разориентировки по ширине темных и светлых полос (δ), представляющих собой границы между макроблоками [18, 21]. Из кристаллографических исследований получена информация о субструктуре второго порядка — размерах микроблоков, распределении их субграниц, плотности ямок травления. По методу Лауэ была определена ориентировка кристаллизованных под облучением и в обычных условиях монокристаллов алюминия, олова и свинца относительно направления их роста (90, 39 и 36 кристаллов соответственно). Исследовано также изменение субструктуры монокристаллов первого и второго порядка вдоль слитков.

Расчеты показали, что получено хорошее совпадение характеристик субструктуры монокристаллов, выращенных в одинаковых условиях. Поэтому обсуждаются усредненные результаты по этим образцам. Установлено, что субструктура монокристаллов алюминия, выращенных в разных условиях, различна. В полностью необлученных монокристаллах величина макроблоков L_I составляет примерно 2 мм. Средние углы их разориентировки φ равны 17 мин (табл. III). По мере роста необлученных монокристаллов разориентировки макроблоков увеличиваются почти в два раза, что видно по изменению величины δ (рис. 2). Плотность ямок травления (n) в необлученных монокристаллах составляла $(2 - 8) \cdot 10^5/\text{см}^2$. Размеры микроблоков (L_{II}), определенные по количеству субграниц в поперечном к росту кристаллов направлении, находились в пределах 0,4 — 0,5 мм (см. табл. III). Эти количественные характеристики близки к полученным для монокристаллов алюминия, выращенных в обычных условиях другими авторами (например, [22]).

Таблица III. Усредненные характеристики структуры монокристаллов алюминия

Обработка	$n_d/\text{см}^2$	$\varphi_{\text{ср}}, \text{ мин}$	$\varphi_{\text{max}}, \text{ мин}$	$L_I, \text{ мм}$	$L_{II}, \text{ мм}$
Необлученный	$5 \cdot 10^5$	17	30	2	0,45
Облученный	$3 \cdot 10^4$	4	10	4,5	1,1

В полностью облученных монокристаллах наблюдаются более крупные

макроблоки (4 — 5 мм) и микроблоки (0,9 — 1,2 мм) и значительно меньшие углы разориентировки (4 — 10 мин), чем в необлученных. Установлено также, что в облученных образцах почти в десять раз меньше плотность ямок травления, чем в необлученных (см. табл. III и рис. 2). Такие количественные характеристики свидетельствуют о формировании в γ -поле более совершенной субструктуры монокристаллов алюминия, чем в обычных условиях.

Если монокристаллы алюминия, зародившиеся в γ -поле, продолжают расти под его действием, то их субструктура сохраняется по всему слитку (рис. 2). Иная картина наблюдается, когда монокристаллы образуются в γ -поле, а затем продолжают расти в обычных условиях. В этом случае сфор-

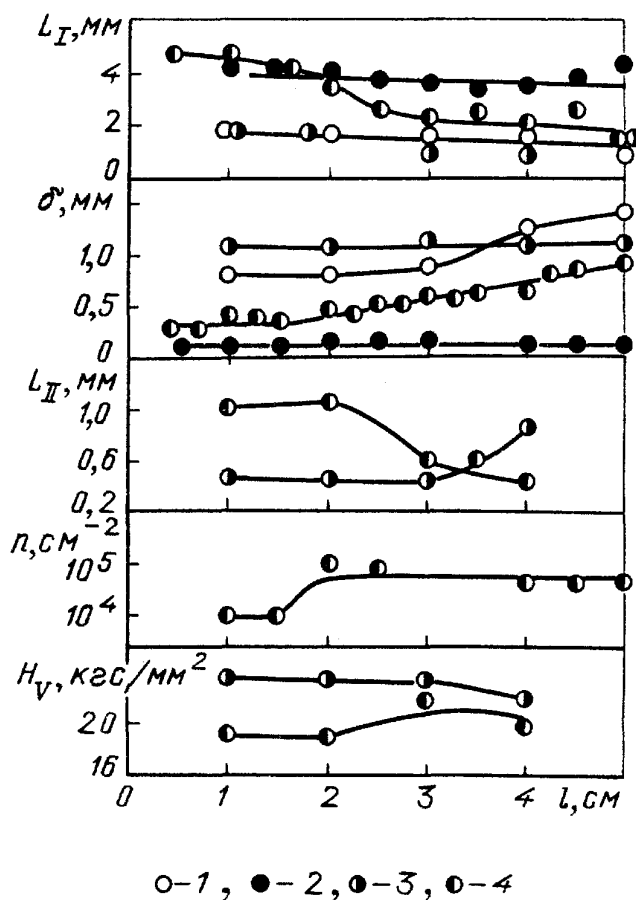


Рис. 2. Характеристики субструктуры монокристаллов алюминия, выращенных в разных условиях облучения: без облучения (1), под облучением (2), в процессе роста монокристаллов γ -облучение введено (3), выведено (4)

мированная в начале слитка субструктура изменяется: увеличиваются разориентировки макроблоков (определяемые величиной δ) и уменьшаются их размеры, примерно в десять раз увеличивается плотность ямок травления (см. рис. 2). При наблюдении под микроскопом обнаружено, что в начальной части монокристаллов, образованных в γ -поле, количество субграниц меньше, чем в необлученной части (рис. 3). Из картины распределения субграниц следует, что после вывода γ -источников из зоны облучения размеры микроблоков уменьшаются от 1 до 0,5 мм (см. рис. 2) и, следовательно, ухудшается субструктура второго порядка. Характеристики субструктуры становятся близкими к свойственным монокристаллам, зародившимся и выращенным в обычных условиях. Наблюдаемые субструктурные изменения сопровождаются увеличением микротвердости на 2 кгс/мм² (см. рис. 2), что равно различию в микротвердости облученных и необлученных монокристаллов [20, 21].

Введение γ -поля в процессе роста монокристаллов, образованных в обычных условиях, не приводит к существенным изменениям субструктуры первого

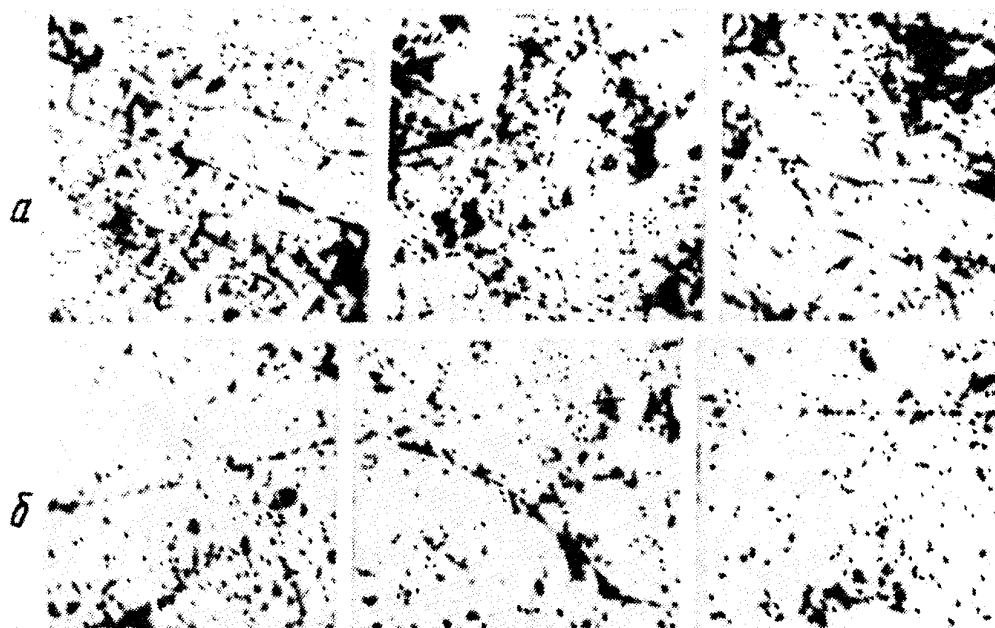


Рис. 3. Распределение субграниц в необлученных (а) и облученной (б) частях монокристалла алюминия. $\times 70$

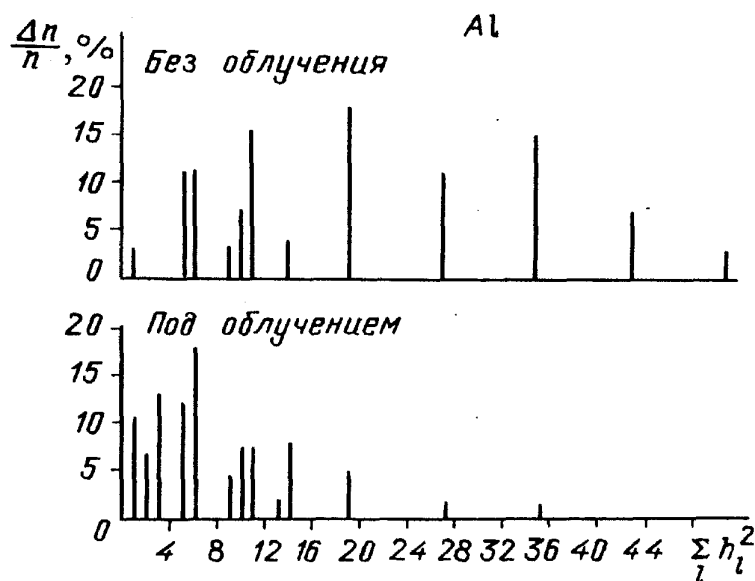
порядка. Устраняются только некоторые дефекты субструктуры второго порядка. Так, в облучаемой части монокристаллов уменьшается количество субграниц в поперечном к росту кристаллов направлении, увеличиваются размеры микроблоков от 0,4 до 0,8 мм (см. рис. 2).

Таким образом, из полученных данных установлено, что в монокристаллах алюминия, закристаллизованных в потоке γ -квантов, формируется более совершенная субструктура, чем в обычных условиях кристаллизации. Как следует из табл. III, в облученных образцах размеры макро- и микроблоков в два раза больше, углы их разориентировки в 3 — 4 раза меньше, плотность дислокаций (n_d) примерно в 10 раз меньше, чем в необлученных (см. табл. III).

Из анализа полученных результатов следует, что γ -облучение воздействует, главным образом, на зарождение кристаллов. Поэтому влияния облучения на структуру монокристаллов алюминия, выращенных от затравочных образцов, не обнаружено [21]. Заключение о превалирующей роли γ -облучения в зарождении кристаллов подтверждает его влияние на их пространственную ориентировку. Установлено, что в потоке γ -квантов монокристаллы металлов растут, в основном, в плотноупакованных кристаллографических направлениях [21], а в обычных условиях все направления роста равновероятны (рис. 4). Эти данные свидетельствуют о возможности уменьшения поверхностной энергии на границе раздела расплав — кристалл.

Наблюдаемое влияние γ -облучения на формирование структуры металлических монокристаллов является следствием его воздействия на различные стадии и параметры кристаллизации металлов. В [9, 20, 21] было высказано предположение, что γ -облучение вследствие ускорения диффузии атомов [23] и поглощения энергии излучения может привести к диссоциации кластеров. Известно, что такие агрегаты атомов с ближним порядком образуются в металлических расплавах вблизи температуры кристаллизации T_0 [24 — 26].

Рис. 4. Зависимость относительного количества монокристаллов алюминия ($\Delta n/n$) от суммы квадратов индексов (hkl) в направлении роста



Наличие кластеров в металлических расплавах подтверждают литературные данные, приведенные в [25] об аномальном увеличении вязкости на стадии предкристаллизации металлов. С учетом предположения о диссоциации кластеров в потоке γ -квантов в [9, 20, 21] сделано заключение, что формирование более совершенной субструктуры монокристаллов металлов в этих условиях происходит вследствие присоединения к движущемуся фронту кристаллизации отдельных атомов (поатомное присоединение), а не целых их групп (кластеров), что нарушало бы правильную структуру кристалла. В дальнейшем предположение о диссоциации кластеров было подтверждено экспериментально в [26], где показано, что даже под действием рентгеновского излучения размер упорядоченных областей (кластеров) в жидких металлах уменьшается. Возможность усиления под γ -облучением вероятности поатомного присоединения при образовании кристаллов подтверждают результаты [27], где исследован процесс эпитаксии слоев германия и арсенида галлия на подложку в потоке γ -квантов. Действие облучения привело к формированию слоев с большей однородностью структуры, что полезно для практики.

Данные о влиянии γ - и рентгеновского излучения на кристаллизацию металлов [9, 18 — 21] и ионных кристаллов [8 — 10] согласуются с результатами влияния электронного облучения на кристаллизацию аморфных пленок Fe—C [28] и рекристаллизацию никеля [29]. В [28] показано, что под действием электронного пучка аморфные пленки Fe—C закристаллизовывались, образуя карбидные зерна размером $2 \cdot 10^{-5}$ см, равномерно распределенные в поле матрицы. Показано, что кристаллизация происходила только в месте входа пучка, а соседние участки оставались аморфными. Замечена очень быстрая реакция скорости роста карбидных зерен на изменение интенсивности пучка. Эти данные подтверждают тот факт, что радиация влияет именно на зарождение кристаллов.

В [29] изучали рекристаллизацию деформированного никеля непосредственно под действием электронного облучения интенсивностью $\approx 10^{18}$ эл/см²с при повышенной температуре (500°C). Установлено, что рекристаллизация происходила только в облучаемом объеме, в котором плотность дислокаций оказалась меньше, чем в окружающем, необлученном

(10^{10} и 10^{11} /см² соответственно). В [29] отмечен анизотропный характер роста рекристаллизованных под облучением зерен, а именно, преимущественно в наиболее плотноупакованном направлении {100}, что согласуется с данными [18, 20, 21] (рис. 4). Результаты [29] авторы объясняют миграцией границ зерен под облучением, что обнаружено и в [17]. Однако это явление в [29] связывают не с самими радиационными дефектами, как в [17], а с дополнительной, накопленной в результате появления дефектов энергией и повышенной скоростью диффузии атомов при облучении.

При сопоставлении результатов исследования влияния ядерного облучения на образование металлических и неметаллических кристаллов можно отметить много общих черт. Результаты, полученные на металлах, подтвердили, а в ряде случаев дополнили и расширили имеющуюся информацию о роли облучения в процессах кристаллизации твердых тел. Такие эффекты, как улучшение субструктуры кристаллов, рост их в определенных кристаллографических направлениях, укрупнение размеров кристаллов, являются на практике желательными. Как показали приведенные данные, для проявления в металлах тех эффектов, которые наблюдаются в ионных кристаллах, требуются значительно большие интенсивности облучения ($\sim 10^2 - 10^3$ Р/с [18 — 21] и ~ 10 Р/с [8 — 10] соответственно).

3. Влияние γ -облучения на распределение примесей в монокристаллах алюминия и на коэффициенты сегрегации.

3.1. Исследование сплавов Al—Cu с коэффициентом сегрегации меньше единицы. Анализ полученных результатов [9, 20, 21] привел к выводу, что под действием γ -облучения примеси с коэффициентом сегрегации $K < 1$ могут более эффективно оттесняться движущимся фронтом кристаллизации к концу растущих монокристаллов или к границам зерен [11], что и способствует улучшению субструктуры.

Выяснение вопроса о влиянии γ -облучения на распределение примесей в монокристаллах обеспечивает дополнительную информацию о механизме улучшения субструктуры кристаллов, зарождающихся в условиях радиации. Для выяснения этого в [9, 21, 30] исследована субструктура и распределение примесей в легированных медью монокристаллах алюминия (0,14 и 0,18 вес. % Cu). Эти сплавы являются однородными α -твердыми растворами Cu в Al [31]. Образцы размерами $10 \times 10 \times 60$ мм³ кристаллизовали в потоке γ -квантов интенсивностью $(1,5 - 5) \cdot 10^{12}$ кв/см²с и без облучения в аналогичных термических условиях согласно методике, описанной в п. 2. Показано, что в этих монокристаллах при кристаллизации под облучением также происходит улучшение субструктуры, причем этот эффект проявляется более сильно, чем в чистом алюминии. Так, в необлученных слитках Al—Cu кроме основного монокристалла имеются дополнительные, расположенные вдоль ребер. Облученные слитки представляют собой единый монокристалл.

Были получены топограммы образцов по описанной в п. 2 методике. Показано, что облученные монокристаллы Al—Cu имеют более совершенную субструктуру первого порядка, чем необлученные. Установлено, что углы разориентировки макроблоков в облученных монокристаллах в 4 раза меньше, чем в необлученных ($\varphi = 30$ и 120 мин соответственно). Отмечено также, что макроблоки в облученных монокристаллах расположены вдоль направления его роста. В необлученных образцах замечен разворот макроблоков от-

носителем направления роста монокристалла (рис. 5).

Известно, что одним из чувствительных к концентрации меди в алюминии свойств является микротвердость H_v [31]. Микротвердость чистого монокристалла алюминия равна 28,5 кгс/мм², а сплавов с 0,14 вес.% Cu — 35,5, с 0,18 вес.% Cu — 38 кгс/мм². Эти величины использованы для определения концентрации Cu в Al по микротвердости вдоль слитков (рис. 6, 7). О рас-

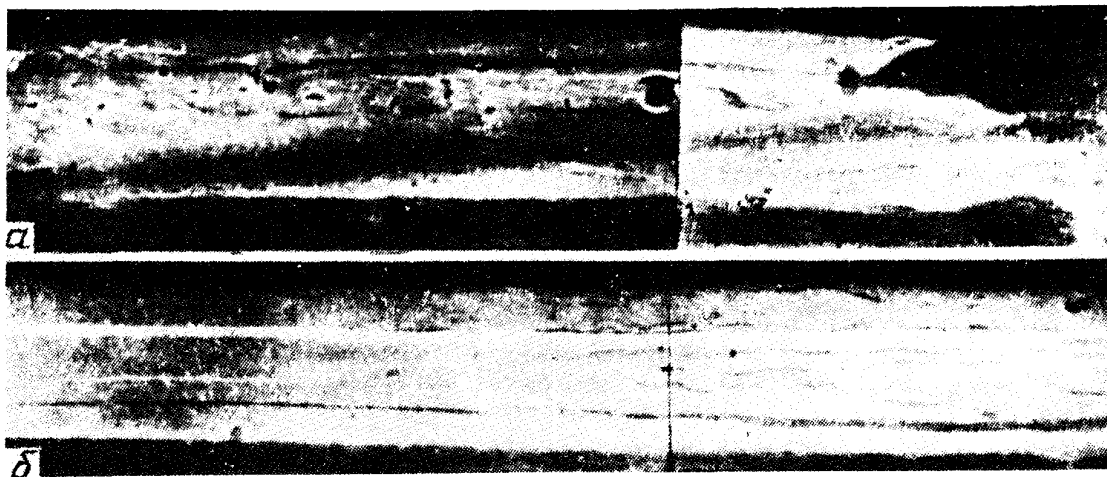


Рис. 5. Топограммы монокристаллов Al—Cu — необлученного (а) и облученного (б)

пределении меди вдоль монокристаллов судили также по изменению их плотности ρ [9, 21, 30]. Величину ρ отдельных частей разрезанных слитков определяли методом гидростатического взвешивания с точностью 0,02 — 0,03% [21]. Из рис. 6, 7 видно, что в основной части объема облученных образцов концентрация меди (C_g) оказалась меньшей, чем в необлученных. Кроме того, показано, что по мере увеличения интенсивности облучения изменялся концентрационный профиль (см. рис. 6, 7). Из этих данных следует, что под

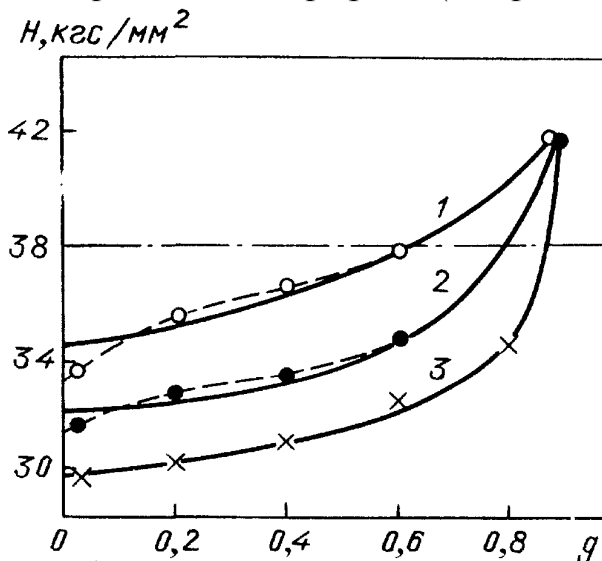


Рис. 6. Изменение микротвердости монокристаллов в Al—Cu вдоль слитков без облучения (1), при $J = 2 \cdot 10^{12}$ кв/см² (2) и $5 \cdot 10^{12}$ кв/см² (3). Штриховые кривые соответствуют экспериментальным данным, сплошные кривые — усредненные, g — доля слитка

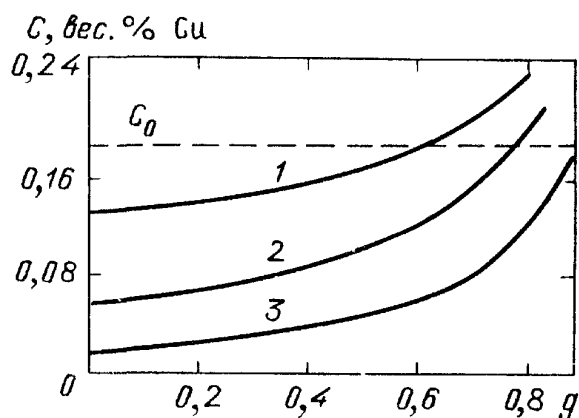


Рис. 7. Концентрационные профили распределения Cu вдоль монокристаллов Al—Cu без облучения (1), при $J = 2,4 \cdot 10^{12}$ кв/см² (2) и $5 \cdot 10^{12}$ кв/см² (3)

действием γ -облучения медь с коэффициентом сегрегации меньше единицы более эффективно оттесняется к концу монокристаллов.

По данным концентрационных профилей из зависимости [32]

$$C_g = K_{\text{eff}} \cdot C_0 (1 - g)^{K_{\text{eff}} - 1}, \quad (1)$$

где C_0 — концентрация меди в исходных образцах, были рассчитаны эффективные коэффициенты сегрегации (K_{eff}). Зависимость K_{eff} от интенсивности

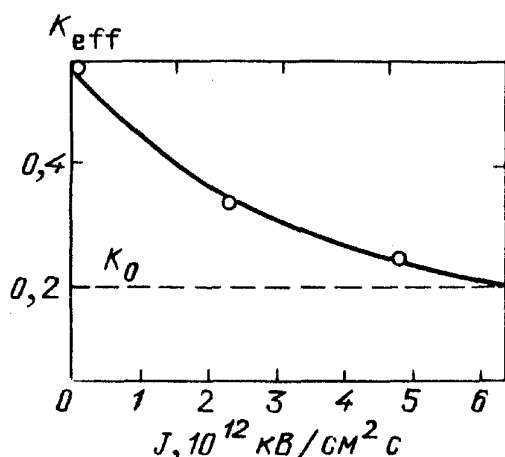


Рис. 8. Зависимость эффективного коэффициента сегрегации $\text{Cu} K_{\text{eff}}$ от J

облучения приведена на рис. 8. При увеличении J до $5 \cdot 10^{12} \text{ кв/см}^2 \text{ с}$ величина K_{eff} приближается к равновесному значению (0,17) [32]. Это свидетельствует о приближении условий кристаллизации под действием облучения к равновесным. Обычно это нелегко реализовать на практике вследствие малой скорости перемешивания примеси в расплаве [33].

Наблюдаемое распределение примеси Cu в необлученных образцах Al—Cu соответствует условию нормальной кристаллизации, при которой происходит частичное перемешивание в жидкой фазе [33], что описывается штриховыми кривыми, проведенными по экспериментальным точкам (см. рис. 6). По мере увеличения интенсивности γ -облучения происходит переход от частичного к полному перемешиванию примеси в расплаве. Из этого следует практически важный результат — наблюдаемая при облучении ($5 \cdot 10^{12} \text{ кв/см}^2 \text{ с}$) в течение одной кристаллизации эффективность очистки алюминия от меди достигается в обычных условиях только после 10 — 12 циклов перекристаллизации [33].

Используя соотношение, связывающее эффективный коэффициент сегрегации K_{eff} с другими параметрами кристаллизации [32]

$$K_{\text{eff}} = \left[K_0 / (1 - K_0) \exp(-\xi / DV) \right] + K_0, \quad (2)$$

где ξ — толщина диффузионного слоя на границе раздела жидкость—кристалл, D — коэффициент диффузии примесей в расплаве, V — скорость роста кристаллов, рассчитана величина ξ / D . Исходя из значений K_{eff} , равных 0,6 для необлученных монокристаллов и 0,2 для облученных при $J = 5 \cdot 10^{12} \text{ кв/см}^2 \text{ с}$, и, учитывая, что $K_0 = 0,17$, а $V = 10^{-3} \text{ см/с}$, оценено, что $(\xi / D)_{\text{необл}} = 10^3 \text{ с/см}$, а $(\xi / D)_{\text{обл}} = 10^2 \text{ с/см}$. Таким образом, величина (ξ / D) при γ -облучении уменьшается на порядок. Это явление говорит о двух возможностях — увеличении скорости перемешивания атомов в расплаве и (или) уменьшении толщины диффузионного слоя ξ . Оба эти явления должны способствовать улучшению структуры, формирующихся в γ -поле кристаллов. Действительно, усиление скорости перемешивания атомов при облучении под-

тверждает предположение [9, 20, 21] об усилении вероятности поатомного присоединения к движущемуся фронту кристаллизации вследствие диссоциации кластеров [34], что и является причиной улучшения совершенства их структуры в потоке γ -квантов [9, 19]. Последнее зависит также и от толщины диффузионного слоя на границе раздела кристалл—расплав [35]. Известно, что чем он меньше, тем совершеннее структура кристаллов [35]. Оценить изменение каждого в отдельности параметра D и ξ при облучении на основании имеющихся экспериментов не представляется возможным. Можно только заключить, что параметр D при облучении увеличивается не более, чем на порядок, что согласуется с количественными оценками, полученными в [36, 37] об изменении подвижности атомов при γ -облучении интенсивностью порядка $\approx 2 \cdot 10^{12}$ кв/см²с.

3.2. Исследование сплава Al—Cr с коэффициентом сегрегации больше единицы. Представляло интерес выяснить вопрос о возможности влияния γ -облучения на равновесный коэффициент сегрегации. Влияние ядерной радиации на этот параметр ранее не изучали. Известно [32], что $K_0 > 1$ слабо зависит от внешних условий кристаллизации, то есть по сути $K_{\text{эф}} = K_0$. В этом случае легче обнаружить влияние γ -облучения на K_0 , если оно действительно осуществляется. Поэтому исследована система Al—Cr с $K_0 = 1,4$ [32]. Исходная концентрация хрома в Al составляла 0,1 вес.%. Кристаллизацию слитков Al—Cr размерами $5 \times 5 \times 80$ мм³ проводили по описанной выше методике в графитовых тиглях в потоке γ -квантов интенсивностью $3,5 \cdot 10^{12}$ кв/см²с и в тех же термических условиях без облучения. О распределении хрома вдоль слитков после кристаллизации судили по изменению микротвердости (рис. 9). Известно, что в пределах твердого раствора микротвердость сплавов алюминия с примесями пропорциональна концентрации легирующего компонента [31]. Используя данные микротвердости (рис. 9) сплава Al—Cr в исходном состоянии и чистого монокристалла алюминия (33,2 и 28,0 кгс/мм² соответственно) и учитывая линейную зависимость H_v от C [31], построены концентрационные профили распределения хрома вдоль длины слитка (рис. 10). Из них видно, что в начальной части монокристаллов, выращенных в обычных условиях, C_g больше исходной C_0 . При увеличении g наблюдается уменьшение концентрации атомов хрома C_g сначала медленное, потом более резкое. Такой концентрационный профиль (кривая 1 на рис. 10) согласуется с литературными данными для $K > 1$ [32].

Характер изменения C_g от g для монокристаллов, выращенных под облучением, существенно отличается от обычного. В начальной части слитка наблюдается резкое уменьшение величины C_g . Уже для $g = 0,15$ содержание хрома в алюминии становится меньше исходного. При увеличении g значение C_g плавно приближается к 0 в конце слитка. Таким образом, $\approx 85\%$ объема монокристалла содержит меньше хрома, чем в исходном состоянии. Площади, ограниченные кривыми и осями координат, дают общее количество хрома в

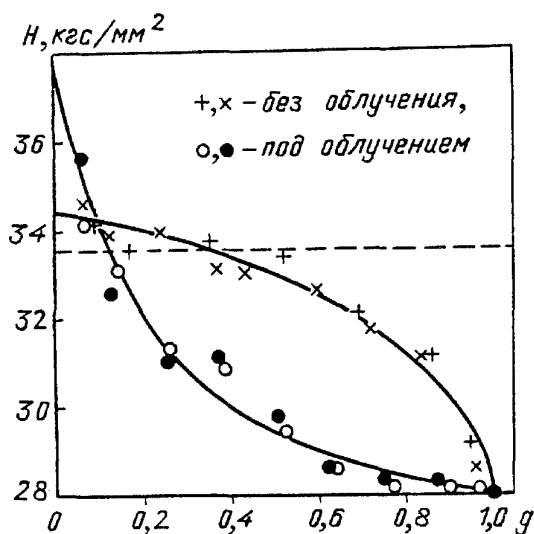


Рис. 9. Изменение микротвердости монокристаллов Al—Cr вдоль слитка

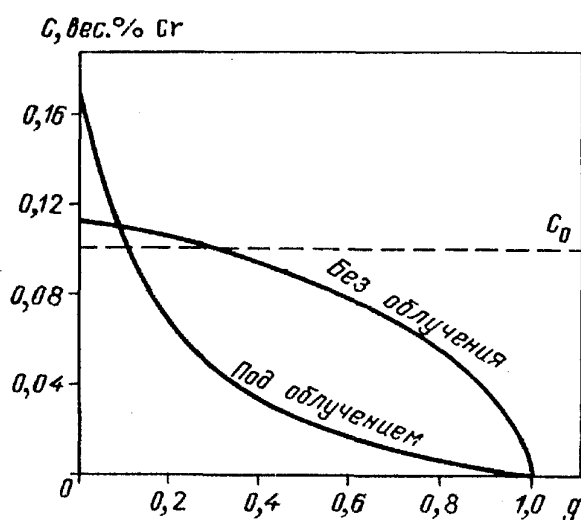


Рис. 10. Концентрационный профиль распределения Cr вдоль слитков

слитке до кристаллизации (M_0) и после кристаллизации (M_g). Так как в обычных условиях $M_g/M_0 = 0,91$, т.е. близко к 1, для расчета K можно применить обычное соотношение (1). Для монокристалла Al—Cr, выращенного в обычных условиях, $K = 1,5$, т.е. близко к известному значению 1,4 [32]. Это показывает, что использование данных по микротвердости для определения концентрационного профиля оправдано. Отношение M_g/M_0 после кристаллизации под γ -облучением составляет 0,4. Следовательно, для расчета коэффициента сегрегации K_γ соотношение (1) применить нельзя. Значительное уменьшение количества хрома уже в начальной части слитков, кристаллизованных под облучением, свидетельствует о потере его образцом. Это может быть обусловлено выходом атомов хрома на активную подложку, которой, по-видимому, является графитовый тигель, гетерирующий эту примесь в силу сильного взаимодействия атомов хрома и углерода [15, 16]. Это явление приводит к более эффективной очистке алюминия от хрома в условиях облучения [21, 38]. Этот процесс можно описать диффузией из тела конечных размеров со связывающими границами. Для оценки значений параметра K_γ при облучении решено диффузионное уравнение Фика с учетом остаточной концентрации атомов хрома в сплаве в любой момент времени $t > 0$ [21, 38]. При этом рассмотрено два процесса — перераспределение при кристаллизации из расплава в потоке γ -квантов атомов хрома вдоль слитка и их выход на гетерирующую подложку. Получены коэффициенты диффузии D_γ хрома в жидком алюминии и коэффициенты сегрегации в γ -поле для разных g . Среднее значение D_γ , как показано в [21, 38], составляет $0,5 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$, что близко к значению коэффициента диффузии примеси в жидких металлах $\approx (0,5 - 2) \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$. Это свидетельствует о корректности как сделанных для расчетов D_γ и K_γ предположений, так и самого расчета. Величина K_γ , соответствующая равновесному коэффициенту сегрегации хрома в алюминии в потоке γ -квантов, в среднем составляет $2 \pm 0,2$. Таким образом, под дейст-

вием облучения равновесный коэффициент сегрегации K_0 в Al—Cr увеличивается в 1,5 раза по сравнению с K_0 в обычных условиях.

Известно, что параметр K_0 связан с другими параметрами кристаллов соотношениями [30, 32]

$$K_0 \sim \exp(E_N - E_j)/kT, \quad K_0 = C_S/C_L \quad (3)$$

где k — постоянная Больцмана, E_N и E_j — энергии связи основных и примесных атомов, C_S и C_L — предельные растворимости в твердой и жидкой фазах, соответственно. Изменение K_0 в потоке γ -квантов свидетельствует о влиянии облучения на силы связи атомов в решетке ($E_{св}$) и предельной растворимости примеси. Это согласуется с выводом, сделанным в [37] на основании экспериментальных данных о возможности изменения при облучении параметра $E_{св}$. В [39] еще в 1971 г. сделано предположение об изменении предельной растворимости примесей под действием ядерного облучения. Соотношение (6) и ряд теоретических и экспериментальных исследований (например, [40]) в дальнейшем подтвердили это предположение.

4. Влияние γ -облучения на равновесные температуры кристаллизации металлов. Из данных п. 3 следует, что в потоке γ -квантов происходит увеличение скорости перемешивания атомов, что приводит к диссоциации кластеров, а, значит, изменению структуры расплава в сторону его разупорядочения. Поэтому согласно [2], можно было предположить, что при γ -облучении произойдет понижение температуры перехода расплав—кристалл T_0 . Такое явление наблюдали ранее при самооблучении солей Na_2SO_4 , W_2SO_4 [41]. Обнаружено, что температура их плавления понижается на 4 — 8 °С в зависимости от степени радиоактивности веществ.

Для выяснения вопроса, происходит ли аналогичное явление в металлах, исследовано влияние γ -облучения на температуру перехода твердая—жидкая фаза T_0 в литии, алюминии, олове. С этой целью проведено их плавление (кристаллизация) в потоке γ -квантов [9, 20, 21, 25, 39].

Олово и алюминий плавил в графитовых тиглях, литий — в герметически закрытом контейнере из жаропрочной стали с толщиной стенок 0,1 мм. Кристаллизацию и плавление каждого металла проводили многократно, чередуя эти процессы под γ -облучением и в отсутствие его. Изучена также зависимость температуры плавления алюминия от интенсивности γ -облучения. С этой целью в зоне облучения изменяли количество источников ^{60}Co . Максимальная интенсивность γ -поля составляла $3,2 \cdot 10^{12}$ кв/см²с. Температуру образцов измеряли дифференциальной платино-родиевой термопарой (Pt — Pt + 10% Rh) с диаметром проводников 0,1 мм. Показания термопары при плавлении и кристаллизации образцов регистрировали дистанционно с помощью низкочастотного потенциометра постоянного тока через каждые полминуты в течение всего процесса плавления (кристаллизации). Методика позволила измерять температуру образцов с точностью 0,05°С. Из термограмм (зависимости тем-

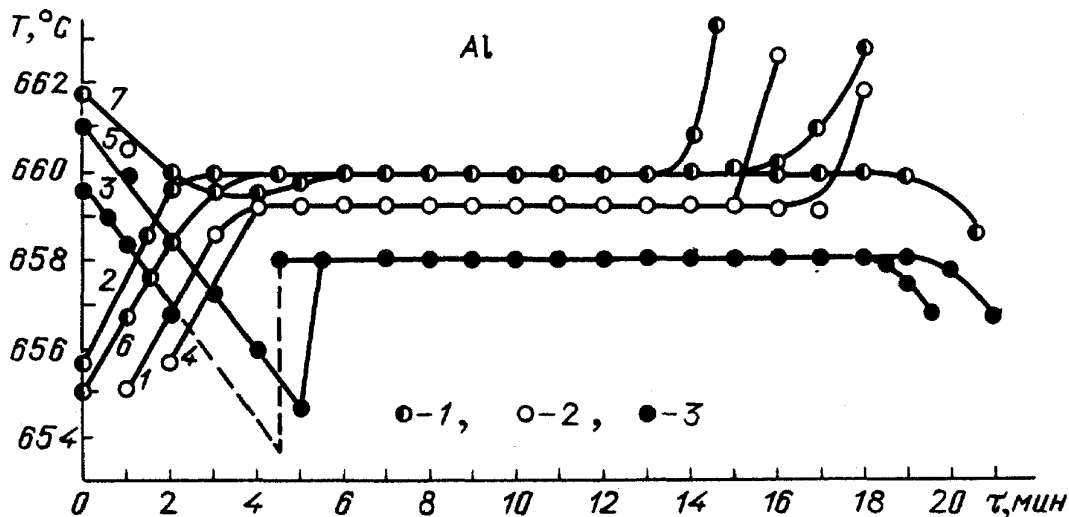


Рис. 11. Термограммы алюминия: плавление и кристаллизация без облучения (1), плавление под облучением (3), кристаллизация под облучением (2) (цифрами указана очередность проведения опытов)

температуры от времени, рис. 11) видно, что наблюдается хорошая воспроизводимость результатов измерения температуры в одинаковых условиях независимо от очередности проведения опытов.

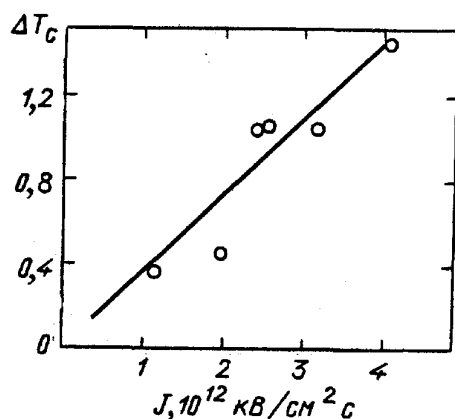


Рис. 12. Зависимость понижения температуры плавления алюминия ΔT_c от интенсивности облучения J

Установлено, что при облучении лития и алюминия происходит уменьшение температуры T_0 , причем этот эффект зависит от интенсивности облучения [25]. В случае олова замечена тенденция к уменьшению величины T_0 при облучении, однако ΔT_0 находится в пределах ошибки измерений и составляет $0,05^\circ\text{C}$ [25]. Зависимость величины $\Delta T_{\text{пл}}$ алюминия от интенсивности γ -облучения является практически линейной (рис. 12). Отклонение некоторых точек от прямой объясняется неидентичностью отдельных источников по интенсивности.

Проведено количественное сравнение обнаруженных в разных металлах эффектов. При этом учтено, что вследствие различной плотности исследуемых веществ одним атомом каждого из них поглощается разная энергия излучения. Поэтому оценено изменение ΔT_0 , приходящееся на единичный интервал поглощенной энергии, т.е. величина ΔT_{eff}

$$\Delta T_{\text{eff}} = \Delta T / \bar{\epsilon}, \quad (4)$$

где $\bar{\epsilon}$ — средняя энергия γ -квантов, поглощаемая одним атомом вещества в единицу времени [42]

$$\bar{\epsilon} = J_0 \epsilon_\gamma (1 - \exp(-\mu d)) / N_0 v. \quad (5)$$

Здесь ε_γ — энергия γ -квантов, J_0 — число γ -квантов, падающих на единичную площадку за 1 с, v — облучаемый объем, d — толщина образца, μ — линейный коэффициент поглощения, N_0 — количество атомов в единице объема. При равных условиях опытов, приняв v и d одинаковыми в разных образцах и учитывая (4), а также значения N_0 и μ ($N_{0\text{Li}} = 0,46 \cdot 10^{23}$, $N_{0\text{Al}} = 0,6 \cdot 10^{23}$, $N_{0\text{Sn}} = 0,5 \cdot 10^{23}$, $\mu_{\text{Li}} = 0,03/\text{см}$, $\mu_{\text{Al}} = 0,146/\text{см}$, $\mu_{\text{Sn}} = 0,32/\text{см}$), получаем [21, 25]

$$\bar{\varepsilon}_{\text{Al}}/\bar{\varepsilon}_{\text{Li}} \approx 3, \quad \bar{\varepsilon}_{\text{Sn}}/\bar{\varepsilon}_{\text{Li}} \approx 9, \quad (6)$$

$$\Delta T_{\text{eff Li}}/\Delta T_{\text{eff Al}} \approx 3, \quad (7)$$

$$\Delta T_{\text{eff Li}}/\Delta T_{\text{eff Sn}} \approx 50. \quad (8)$$

Таким образом, результаты эксперимента показывают, что величина ΔT_{eff} уменьшается при увеличении атомного веса металла ($A_{\text{ат}}$). Эффективность влияния γ -облучения на параметр T_0 зависит от параметров, характеризующих металлический расплав вблизи температуры кристаллизации (плавления). В [25] на основании данных [24] определены доли кластеров (Φ) в объеме расплава, их энергии образования (E_f) и количество атомов в кластере (f) в алюминии и литии. Эти величины составляют соответственно 10%, 8 эВ, 100 атомов для алюминия и 1,5%, 0,7 эВ и 20 атомов для лития [25]. Сопоставление этих параметров для этих элементов показывает, что вероятность диссоциации кластеров при облучении в литии должна быть больше, чем в алюминии. Это и является одной из причин более сильного эффекта понижения T_0 в литии по сравнению с алюминием.

Гистерезис температур плавления и кристаллизации, наблюдаемый в литии и алюминии [21, 25, 39], подтверждает предположение п. 2 и 3, что γ -облучение оказывает влияние на структуру жидкого металла на стадии предкристаллизации. Расплав, подвергнутый при кристаллизации непрерывному облучению, по-видимому, окажется жидкостью другого типа, чем расплав, образующийся при плавлении кристаллов, что и приведет к тому, что $\Delta T_{\text{кр}} > \Delta T_{\text{пл}}$. Следует заметить, что влияние γ -облучения на структуру жидкого металла не имеет последствий. Температура плавления закристаллизованного под облучением металла определяется только наличием или отсутствием облучения в момент плавления и не зависит от предыдущей обработки (см. рис. 11).

Эффект уменьшения температуры перехода кристалл—расплав при γ -облучении коррелирует с явлением улучшения субструктуры монокристаллов металлов в этих условиях. Действительно, понижение температуры кристаллизации металлов под облучением свидетельствует, как видно из модели, предложенной Джексоном [3], об уменьшении атомной шероховатости на границе раздела кристалл—расплав. При этом между изменением свободной энергии и числом заполненных на границе узлов имеется зависимость [3]

$$\Delta F/N_0 k T_0 = \alpha x(1-x) + x \ln x + (1-x) \ln(1-x), \quad (9)$$

где $\alpha = Q\psi/RT_0$, $x = N_a/N_0$, N_a — число занятых, а N_0 — общее число узлов на поверхности раздела кристалл—расплав, Q — скрытая теплота плавления, ψ — **фактор**, зависящий от структуры металлов и равный для них 2 [3]. Для металлов при равновесной температуре плавления минимум свободной энергии соответствует поверхностям, у которых занята половина узлов (такие поверхности шероховаты [3]).

Из зависимости (9) следует, что при изменении T_0 происходит изменение шероховатости на границе раздела. Оценка, полученная из (9) [20, 21], показала, что понижение T_0 на 1°C приводит к увеличению числа заполненных на поверхности узлов ($\approx 0,5 \cdot 10^{16}/\text{см}^2$) примерно на $10^{13}/\text{см}^2$, что уменьшит ее шероховатость. Степень шероховатости связана с совершенством субструктуры монокристаллов. Чем более гладкая поверхность на границе раздела жидкость—твердое тело, тем совершеннее субструктуры растущего кристалла [3]. Это подтверждает эксперимент [43]. Установлено, что в салоле при кристаллизации под рентгеновским облучением (что улучшает структуру этого вещества), действительно образуется более гладкая поверхность раздела фаз, чем обычно.

Из модели Джексона следует также, что при понижении температуры кристаллизации возрастает вероятность того, что границей раздела жидкость—кристалл в алюминии будут плотноупакованные плоскости. Это экспериментально подтверждает тот факт, что в потоке γ -квантов рост металлических кристаллов происходит преимущественно в плотноупакованных направлениях (рис. 4 [9, 20, 21]).

Объяснить эффект понижения параметра T_0 в металлах под действием γ -облучения образованием точечных дефектов, аналогично [44], невозможно. В рассматриваемых в обзоре [44] ситуациях вследствие образования сравнительно большого числа прямых смещений атомов из узлов ($N_d \sim 10^{-3}/\text{ат}$) согласно [45], возможно понижение свободной энергии, а, значит, T_0 . При γ -облучении интенсивностью $\approx 2 \cdot 10^{12}$ кв/см²с величина N_d за время проведения эксперимента (~ 60 мин) составляет порядка $10^{-10}/\text{ат}$, что не может заметно повлиять на изменение свободной энергии при плавлении (кристаллизации), а, значит, изменить величину T_0 . Заключение, что эффект понижения параметра T_0 не связан с точечными дефектами, подтверждают данные эксперимента. Действительно, $N_d \sim \sigma_d$ (σ_d — поперечное сечение рассеяния процесса смещения атомов из узлов [5—7]). Так как σ_d пропорционально Z -атомному номеру металла, то $N_d \sim A_{\text{ат}}$, а, значит, величина ΔT_{eff} должна быть пропорциональна $A_{\text{ат}}$. Однако из соотношений (7) и (8), полученных на основании экспериментальных данных, следует, что ΔT_{eff} не увеличивается при повышении атомного веса вещества, а, наоборот, уменьшается. Таким образом, причиной понижения параметра T_0 при γ -облучении является не образование точечных дефектов, а иные механизмы. При γ -облучении боль-

шая часть поглощенной энергии передается электронной подсистеме [5—7]. При этом, как показано в [46], вклад свободных электронов в эффект понижения равновесных температур в потоке γ -квантов очень мал. По-видимому, в изменение параметра T_0 вносит заметный вклад ионизация внутренних электронных оболочек при γ -облучении. Время жизни такого ионизованного состояния составляет не менее 10^{-13} с [47], что сравнимо с периодом тепловых колебаний атомов в решетке. В настоящее время нет теоретических оценок вклада ионизации внутренних электронных оболочек в изменение различных свойств металлических кристаллов при γ -облучении. Однако из экспериментальных данных о понижении энергии активации фазовых превращений и увеличении подвижности атомов [37] следует, что этим вкладом пренебрегать нельзя.

Закключение. При кристаллизации в потоке γ -квантов происходит изменение таких параметров — равновесных температур превращения, подвижности атомов на границе раздела расплав—кристалл и коэффициентов сегрегации примесей. Эти явления и приводят к тем сложным изменениям, которые наблюдаются при кристаллизации бинарных и многокомпонентных сплавов в потоке γ -квантов.

Из анализа приведенных данных можно заключить, что наблюдаемые явления — улучшение в потоке γ -квантов структуры металлических монокристаллов, усиление их очистки от примесей, понижение равновесной температуры T_0 обусловлено, главным образом, диссоциацией кластеров. Это явление может происходить по механизму [48], где показано, что при скользящих соударениях электронов (комптоновских, при γ -облучении) атомам передается энергия 0,1 — 1 эВ/ат, достаточная для смещения их в соседние незанятые положения. При этом сечение рассеяния в 10^3 — 10^4 раз больше [48], чем при прямых соударениях электронов с атомами. Поэтому число смещенных по механизму [48] атомов значительно больше, чем N_d . Вероятность такого неупругого процесса увеличивается в благоприятных ситуациях — когда в решетке имеется много вакантных мест и (или), если мала энергия связи атомов, что осуществляется в кластерах. В [24] показано, что $E_{св}$ в кластерах составляет 10^{-1} — 10^{-2} эВ/ат. Следовательно, энергии, переданной при скользящих соударениях комптоновских электронов с атомами, достаточно для смещения их с поверхности кластера (содержащего, согласно [25], не более 100 атомов) и (или) разупорядочения в них путем атомных перестроек [37]. В [49] рассмотрена реализация таких процессов на докритических зародышах даже в случае облучения, не образующего каскады.

Известно [25, 37, 50, 51], что γ -облучение существенно влияет на фазовую и структурную стабильность твердых растворов. Действие облучения особо заметно проявляется вблизи равновесных температур фазовых превращений и процессах, характеризующихся границами раздела. Рассеяние энергии, поглощенной при γ -облучении электронной подсистемой, происходит, согласно [52, 53], главным образом, на границах фазовых и структурных составляющих и на различных структурных неоднородностях, таких, как, например, кла-

стеры в расплавах. Это усиливает вероятность их диссоциации. Поэтому даже менее интенсивное рентгеновское излучение разрушает эти агрегаты [26].

Сопоставление действия ионизирующего излучения с влиянием других внешних воздействий на процесс кристаллизации приводит к следующему заключению. Ионизирующее излучение является эффективным фактором воздействия на образование металлических кристаллов и, способствуя увеличению вероятности поатомного присоединения к растущей грани кристалла, приводит к полезным для практики результатам — увеличению совершенства и размеров кристаллов, более эффективной очистке их от примесей и исключению случайных нарушений на границе раздела кристалл—расплав [34, 38]. Ионизирующее излучение приводит к улучшению характеристик субструктуры монокристаллов металлов без введения дополнительных нарушений (как ультразвук) и загрязнений (как при механическом перемешивании расплава). Способ улучшения монокристаллов металлов с помощью ионизирующего излучения может быть широко использован в практике [34, 38].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. — М.: Мир, 1967.
2. Уббелоде А. Плавление и кристаллическая структура. — М.: Мир, 1969.
3. Проблемы роста кристаллов. — М.: Мир, 1968.
4. Механика и кинетика кристаллизации. — Минск: Наука и техника, 1969.
5. Динс Д.Ю., Виньярд Д.Ю. Радиационные эффекты в твердых телах. — М.: ИЛ, 1960.
6. Конобеевский С.Т. Действие облучения на материалы. — М.: Атомиздат, 1967.
7. Шалаев А.М. Действие ионизирующих излучений на металлы и сплавы. — М.: Атомиздат, 1967.
8. Botsaris G., Mason E.A., Reid R.C. // J. Chem. Phys. 1967. V. 46. P. 192.
9. Круликовская М.П. // Физические основы радиационной технологии твердотельных электронных приборов. — Киев: Наукова думка, 1978. — С. 78.
10. Колодинский А.М. Автореферат диссертации... канд. физ.-мат. наук. — Киев: ИМФ АН УССР, 1983.
- [11] Конозенко И.Д., Круликовская М.П., Зверьков Л.С., Попович Н.Н. // ФММ. 1969. Т. 27. С. 861.
12. Пронман И.М., Шалашов В.А., Брегер В.А. // Действие ядерного излучения на материалы. — М.: Наука, 1962. — С. 81.
13. Шалашов В.А. Диффузионные процессы в металлах. — Киев: Наукова думка, 1966. — С. 153.
14. Конозенко И.Д., Круликовская М.П., Половнева С.П. // Физические процессы в кристаллах с дефектами. — Киев: ИФ АН УССР, 1972. — С. 222.
15. Болховитинов Н.Ф. Металловедение и термическая обработка. — М.: Машгиз, 1961.
16. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. — М.: Металлургия, 1969.
17. Singh B.N., Leffers T. // Set. Metall. 1974. V. 8. P. 549.
18. Конозенко И.Д., Круликовская М.П., Данильченко Б.А. // Кристаллография. 1971. Т. 16. С. 966.
19. Данильченко Б.А., Круликовская М.П. // Кристаллография. 1972. Т. 17. С. 1262.
20. Данильченко Б.А., Круликовская М.П., Чирко Л.И. // Физические процессы в кристаллах с дефектами. — Киев: ИФ АН УССР, 1972. — С. 207.
- [21] Данильченко Б.А. Автореферат диссертации... канд. физ.-мат. наук. — Киев: ИФ АН УССР, 1974.
22. Есин В.О., Кралина А.А. // ФММ. 1962, Т. 13. С. 577.
23. Шалаев А.М. Радиационно-стимулированная диффузия в металлах. — М.: Атомиздат, 1972.
24. Mitra S.S., Sharma T.R. // J. Chem. Phys. 1963. V. 38. P. 1287.
25. Данильченко Б.А., Круликовская М.П., Чирко Л.И. // УФЖ. 1975. Т. 20. С. 767.

26. Слуховский О.И., Романова А.В. //Металлофизика. 1991. Т. 13, № 4. С. 111.
27. Курицын Е.М., Мокрицкий В.А., Данильченко Б.А., Шаховцов В.И. Исследование процесса эпитаксии слоев полупроводниковых материалов в поле γ -излучения //Препринт ИФ АН УССР № 8. — Киев, 1980.
28. Тадеуш О.Х. // Актуальные вопросы физики твердого тела. — Киев: Наукова думка, 1973. — С. 115.
29. Das G., Mitchell // Scr. Met. 1974. V. 8. P. 1135.
30. Данильченко Б.А., Круликовская М.П., Круликовский Б.К., Чирко Л.И. // УФЖ. 1974. Т. 19, № 1. С. 23.
- [31] Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. — М.: Физматгиз, 1959.
32. Вигдорович В.Н. Очистка металлов и полупроводников кристаллизацией. — М.: Металлургия, 1969.
33. Тиллер У.А. Затвердевание //Физическое металловедение. — М.: Мир, 1968. — С. 155.
34. Слуховский О.Н., Романова А.В. //УФН. 1979. Т. 24. С. 1716.
35. Закус Ю.Р. //Уч. зап. Латв. ун-та. 1975. Т. 231. С. 170.
36. Круликовская М.П., Кузуб А.А., Тихонов Л.В. //Металлофизика. 1991. Т. 13, № 3. С. 3.
37. Круликовская М.П., Кузуб А.А., Чирко Л.И. //ФММ. 1989. Т. 67. С. 353.
38. Данильченко Б.А., Круликовская М.П., Круликовский Б.К., Чирко Л.И. Авторское свидетельство № 541369; Бюл. изобретений. 1979. № 26.
39. Данильченко Б.А., Круликовская М.П. //УФЖ. 1971. Т. 15. С. 1914.
40. Sauvin R., Martin G. //Phys. Rev. Ser. B. 1981. V. 23. P. 3333.
- [41] Михайленко И.Е., Спицын Викт.И. // ДАН СССР. 1963. Т. 148. С. 613.
42. Дехтяр И.Я., Шалаев Л.М. //УФЖ. 1970. Т. 15. С. 77.
43. Колодинский А.М., Белявин К.Е. // II Республиканская конференция молодых ученых по физике. — Минск: Изд-во АН БССР, 1973. — С. 87.
44. Баларин М., Шенк М. //Материалы школы по радиационным и другим дефектам в твердых телах. — Тбилиси, 1975. Т. П. С. 64.
45. Russell K.C. // J. Nucl. Mat. 1979. V. 83. P. 176.
46. Бакай А.С., Сергеева Г.Г., Фатеев М.П. //Вопр. атом. науки и техн. Сер. "Физ. радиац. повреждений и радиац. материаловед". 1983. № 3/26. С. 32.
47. Базь А.И., Зельдович Я.Б., Перломов А.М. Рассеяние, реакции и распады в нерелятивистской квантовой механике. — М., Наука. 1971.
48. Kiritani M. //Phys. Soc. Japan. 1976. V. 40. P. 1035.
49. Wilkes P. // J Nucl. Mat. 1973. V. 83. P. 166.
50. Вьюнник И.М., Круликовская М.П., Чирко Л.И. //АЭ. 1988. Т. 65. С. 368.
- [51] Круликовская М.П., Чирко Л.И. //ФММ. 1983. Т. 56. С. 345.
52. Оксенгендлер Б.Л. // Влияние несовершенств структуры на свойства кристаллов. — Ташкент, 1979. — С. 11.
53. Вайништок Б.А., Муминов М.И., Хилько Н.И. //Изв. АН УзССР, Сер. физ.-мат. наук. 1978. № 1. С. 70.

Статья поступила 24.07.90 г.,
после доработки 12.12.90 г.