

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»

Изучение процессов распада твердого раствора  
при отжиге алюминиевых и медных сплавов

Практикум

Рекомендовано методической комиссией физического факультета для  
студентов ННГУ, обучающихся по направлениям подготовки:  
03.03.02 Физика и 03.04.02 Физика

Нижегород  
2022

УДК 669.715+669.35-034.35(076)

ББК (К233.1+К623.6)я73-5

И\_32

И\_32 Изучение процессов распада твердого раствора при отжиге алюминиевых и медных сплавов: практикум / Я.С. Шадрина, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев, Смирнова Е.С. – Нижний Новгород: Изд-во ННГУ, 2022. – 42 с. – Текст: электронный.

Рецензент: канд. физ.-мат.наук, с.н.с. НИФТИ ННГУ **О.Э. Пирожникова**

Научно-исследовательской целью настоящего практикума является всестороннее изучение закономерностей выделения и роста частиц второй фазы при отжиге сплавов, в том числе – изучение влияния процесса распада твердого раствора на механические свойства алюминиевых и медных сплавов. Учебно-образовательной целью практикума является развитие у студентов навыков решения сложных комплексных научно-исследовательских задач в области физического материаловедения.

Практикум состоит из двух частей: теоретической и экспериментальной (практической). В теоретическом блоке коротко приведены сведения об основных закономерностях процесса распада твердого раствора при отжиге сплавов, необходимые для выполнения экспериментальной части работы и теоретического анализа полученных экспериментальных результатов. Во второй части работы приведено краткое описание лабораторных работ по изучению процесса распада твердого раствора.

Практикум предназначен для студентов старших курсов кафедры физического материаловедения ННГУ, изучающих дисциплины «Физика металлов, сплавов и керамик», «Физические основы прочности и пластичности» и «Физика больших пластических деформаций».

Ответственный за выпуск:  
председатель методической комиссии физического факультета ННГУ,  
к.ф.-м.н., доцент **А.А. Перов**

УДК 669.715+669.35-034.35(076)

ББК (К233.1+К623.6)я73-5

© **Национальный исследовательский  
Нижегородский государственный  
университет им. Н.И. Лобачевского, 2022**

# Оглавление

Введение .....	4
1. Твердый раствор. Выделение и рост частиц второй фазы .....	7
2. Влияние малых добавок легирующих элементов на электросопротивление и механические свойства .....	12
3. Кинетика гетерогенного распада пересыщенного твердого раствора .....	14
3.1 Основные уравнения .....	14
3.2 Описание базовой модели .....	16
3.3 Кинетика распада твердого раствора при выделении частиц второй фазы в объеме зерен .....	18
3.4 Кинетика распада твердого раствора при выделении частиц второй фазы на границах зерен .....	20
3.5 Кинетика распада твердого раствора при выделении частиц второй фазы с участием дислокаций .....	20
3.6 Описание процедуры анализа экспериментальных данных .....	24
4. Экспериментальная часть. Описание лабораторных работ.....	26
4.1 Предварительные замечания .....	26
4.2 Подготовка к работе .....	26
4.3 Работа с образцами для проведения исследований .....	27
4.4 Проведение исследований .....	28
4.5 Оформление отчетных материалов .....	31
Контрольные вопросы для самопроверки .....	32
Список литературы .....	34
Приложения .....	37

## ВВЕДЕНИЕ

Упрочнение сплавов за счет частиц второй фазы – дисперсное или дисперсионное упрочнение (твердение) – является эффективным и удобным способом повышения физико-механических свойств многих цветных сплавов. Выделение частиц второй фазы позволяет повысить прочность, износостойкость, сопротивление ползучести, ударную вязкость и многие другие важные эксплуатационные характеристики медных, алюминиевых, магниевых, никелевых, титановых и др. сплавов. [1-5].

Второе важное применение процесса распада твердого раствора – это стабилизация неравновесной микроструктуры в мелкозернистых металлах.

Известно, что субмикроструктурные (СМК) металлы, структура которых сформирована методом интенсивного пластического деформирования [6-7], имеют низкую термическую стабильность зеренной микроструктуры - температура начала рекристаллизации (ТНР) в них составляет  $0.2-0.3T_m$  ( $T_m$  - абсолютная температура плавления), что на  $0.1-0.2 T_m$  ниже, чем в обычных металлах [8-10]. Низкая ТНР существенно ограничивает возможности практического применения чистых СМК металлов, и, в связи с этим, возникает задача стабилизации их неравновесной микроструктуры.

Один из подходов к решению этой проблемы состоит в оптимальном легировании СМК сплавов. В основе выбора состава и концентрации легирующих элементов, способных стабилизировать неравновесную зеренную микроструктуру, лежат, главным образом, классические методы и подходы, описанные, например, в [1].

Наиболее существенные результаты по стабилизации зеренной структуры СМК материалов были получены при введении в сплавы тугоплавких наночастиц на стадии получения слитка. Например, в случае СМК меди при использовании частиц  $Al_2O_3$  [11],  $ZrO_2$  [12, 13],  $HfO_2$  [14] было достигнуто повышение ТНР на  $250-300\text{ }^\circ\text{C}$  по сравнению с чистой СМК медью.

Стабилизация СМК меди при ее легировании хромом, цирконием или гафнием за счет выделения частиц при старении пересыщенного твердого раствора дает повышение ТНР не более чем на  $100-150\text{ }^\circ\text{C}$  [15-18]. Это связано с тем, что выделяющиеся при нагреве преимущественно по границам зерен и ядрам решеточных дислокаций частицы в СМК материалах быстро растут и их стабилизирующее влияние оказывается существенно ниже. Дальнейшее повышение ТНР в этом случае, как правило, обеспечивается лишь за счет использования сложных систем легирования. В частности, в

работе [19] была продемонстрирована возможность повышения ТНР до 500 °С в СМК медном сплаве Cu-0.63Cr-0.35Ni-0.25W-0.1Ag с размером зерна 200 нм.

Аналогичные результаты были получены при легировании алюминия малыми добавками редкоземельных и переходных металлов [20-22]. Это позволило в СМК алюминии сформировать однородную мелкозернистую микроструктуру, которая может оставаться стабильной при нагреве до температур 300-350 °С [20-22]. Таким образом, микролегирование позволяет потенциально решить задачу создания термостойких СМК материалов, которые могут эксплуатироваться при повышенных температурах и/или из которых можно изготавливать изделия сложной формы методом горячей деформации.

Здесь также следует отметить, что обеспечение термической стабильности неравновесной микроструктуры позволяет реализовывать в СМК сплавах такие уникальные эффекты как высокоскоростная и низкотемпературная сверхпластичность [23, 24], открывающие путь к разработке принципиально новых технологических процессов высокоскоростной деформационной обработки. Методы высокоскоростной сверхпластической штамповки позволяют изготавливать изделия сложной формы с минимальным числом операций механической обработки и, следовательно, повысить коэффициент использования материала в промышленности.

Целью настоящего практикума является практическое закрепление теоретических знаний, полученных при изучении соответствующих разделов дисциплин «Физика металлов, сплавов и керамик» и «Физика прочности и пластичности», в том числе – получение практических навыков изучения процессов распада твердого раствора и рекристаллизации в мелкозернистых медных и алюминиевых сплавах.

В теоретической части пособия кратко изложены основные понятия и модели, необходимые для анализа результатов экспериментальных исследований. Мы не ставили себе задачу дать развернутое описание физических процессов выделения и роста частиц второй фазы – для этого есть хорошая специализированная литература, которая исчерпывающе освещает данный вопрос [2, 25-29]. Во второй части пособия описаны две лабораторные работы, направленные на изучение процессов распада твердого раствора в литых (крупнозернистых) и сильнодеформированных (мелкозернистых) алюминиевых и медных сплавах.

В ходе выполнения лабораторных работ, представленных в практикуме, студенты должны получить следующие знания, навыки и умения (опыт работы):

- знать физические механизмы, лежащие в основе процессов выделения и роста частиц второй фазы при отжиге металлических сплавов;
- знать уравнения, описывающие связь параметров микроструктуры сплавов с их физико-механическими свойствами (удельным электросопротивлением, микротвердостью);
- уметь использовать теоретические знания для анализа результатов экспериментальных исследований кинетики распада твердого раствора, в том числе – уметь определять параметры уравнения Мела-Джонса-Аврами-Колмогорова;
- уметь использовать результаты исследований микроструктуры и физико-механических свойств для расчета среднего размера выделяющихся частиц;
- иметь опыт проведения исследований макро- и микроструктуры алюминиевых и медных сплавов с использованием методов металлографии, удельного электросопротивления и микротвердости, в том числе – в условиях отжигов, приводящих к распаду твердого раствора;
- иметь опыт выбора оптимальных режимов термической обработки алюминиевых и медных сплавов, обеспечивающих их оптимальное соотношение механических свойств и электропроводности,
- иметь опыт выбора оптимальных режимов термической обработки, обеспечивающих высокий уровень термической стабильности механических свойств мелкозернистых алюминиевых и медных сплавов.

Пособие предназначено для студентов бакалавриата, магистратуры и аспирантуры кафедры физического материаловедения, а также молодых ученых Научно-исследовательского физико-технического института ННГУ.

# 1. ТВЕРДЫЙ РАСТВОР. ВЫДЕЛЕНИЕ И РОСТ ЧАСТИЦ ВТОРОЙ ФАЗЫ

Твердый раствор - однородное твердое тело, содержащее два или более химических элемента имеющих общую кристаллическую решетку. Твердые растворы имеют несколько групп характеристик:

1. По типу размещения примесных атомов в кристаллической решетке основного элемента (внедрения, замещения; упорядоченные, неупорядоченные)
2. По растворимости примесных атомов в кристаллической решетке основного элемента (ограниченные, неограниченные; равновесные, неравновесные)

Твердые растворы замещения – это растворы, в которых примесные атомы заменяют атомы матрицы в узлах кристаллической решетки. Твердые растворы внедрения – это растворы, в которых примесные атомы располагаются в междоузлиях кристаллической решетки матрицы. В таких растворах размер атомов внедрения всегда меньше атомов основной матрицы.

В упорядоченных твердых растворах атомы растворенного элемента распределяются в определенных узлах кристаллической решетки матрицы. При нагреве такие растворы теряют упорядоченность. В неупорядоченных твердых растворах атомы растворенного элемента беспорядочно расположены в кристаллической решетке матрицы.

Ограниченными являются растворы, в которых растворимость примесей ограничена. Твердые растворы внедрения всегда являются ограниченными. В неограниченных твердых растворах примесные атомы и атомы матрицы неограниченно растворяются друг в друге.

В равновесных твердых растворах концентрация примесных атомов не превышает предела растворимости при данной температуре. Такие растворы получают путем медленного охлаждения. Неравновесные (пересыщенные) твердые растворы характеризуются повышенной концентрацией, больше предела растворимости, примесных атомов. Такие растворы получают путем ускоренного охлаждения.

Распад пересыщенного твердого раствора может происходить по прерывистому и непрерывному механизму.

Процесс распада пересыщенного твердого раствора по непрерывному механизму состоит из четырех стадий:

1. Образование кластеров

2. Образование зародышей новой фазы
3. Рост выделений
4. Коагуляция выделений вторичной фазы без изменения их объемной доли.

Одним из случаев непрерывного распада является спинодальный распад [30]. При спинодальном распаде наблюдается расслоение твердого раствора на фазы разного химического состава, но с близкой кристаллической структурой. Такой распад происходит равномерно по всему объему материала.

При прерывистом распаде вместе с выделившимися частицами наблюдается существование двух твердых растворов [28, 31]. Вблизи частиц концентрация растворенного элемента падает и близка к равновесному значению, а на некотором расстоянии концентрация растворенного компонента остается неизменной.

### ***Образование кластеров***

На первой стадии при нагреве в пересыщенном твердом растворе образуются скопления атомов легирующих элементов – кластеров. Размер кластеров очень мал, однако они могут вырастать и образовывать зоны Гинье-Престона (ГП). Зоны ГП обуславливают повышение прочностных свойств и электросопротивления сплава.

Зонами ГП называются микроскопические зоны в материале, обогащенные атомами растворенного элемента [32]. Кристаллическая решетка в зоне ГП такая же, как и у окружающего ее пересыщенного твердого раствора. Размеры зон ГП порядка 1-10 нм и представляют собой тонкие пластинчатые образования толщиной в несколько атомных слоев, таким образом обнаружить их можно при помощи дифракционных методов исследования и по изменению физических свойств материала. В дюралюминиевых сплавах зоны ГП образуются при естественном старении или при низкотемпературном (до 100°C) искусственном старении.

### ***Образование зародышей новой фазы***

На второй стадии при дальнейшем повышении температуры или времени отжига происходит выделение из раствора фаз (зародышей) с кристаллической решеткой отличной от решетки матрицы. Перед



выделением стабильной фазы может образоваться метастабильная промежуточная фаза. Данная стадия сопровождается упрочнением сплава.

Существует несколько типов образования зародышей новой фазы.

*Гомогенное образование.* При данном типе условия для образования зародышей одинаковы по всему объему твердого раствора. Причиной зародышеобразования является флуктуация атомов.

*Гетерогенное образование.* В данном случае образование зародышей происходит на центрах зародышеобразования, которыми являются дефекты кристаллической решетки.

Имеются три основных вида образования зародышей.

1. Когерентное образование.

Когерентными называют зародыши, кристаллическая структура и параметры решетки которых сходны с параметрами матрицы (рисунок 1а).

2. Полукогерентное образование.

Полукогерентными называют зародыши, которые связаны с матрицей таким образом, что поверхность раздела может быть построена при наличии определенных дефектов, например дислокаций (рисунок 1б).

3. Некогерентное образование.

Некогерентными называют зародыши в том случае, если поверхность раздела имеет структуру, подобную большеугловой границе зерна (рисунок 1в).

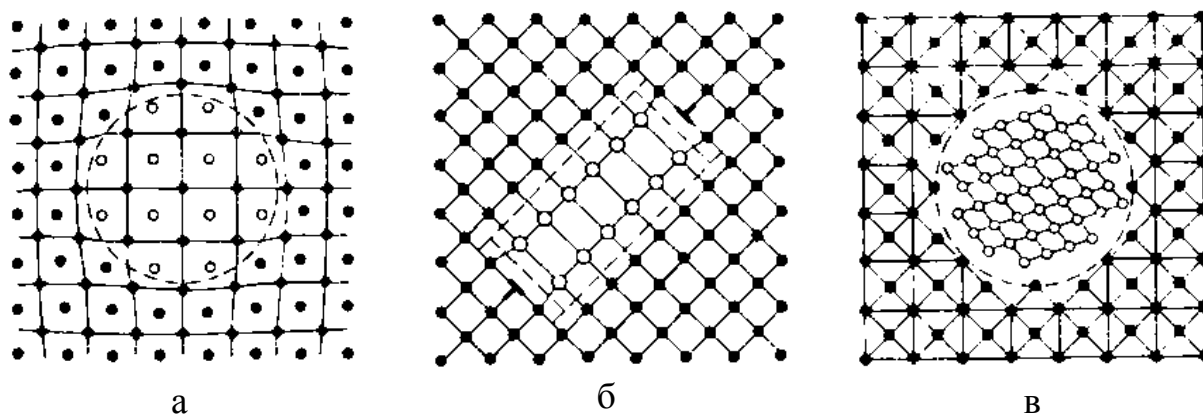


Рисунок 1 – схема образования зародышей: а – когерентное образование, б – полукогерентное образование, в – некогерентное образование

Когерентное и полукогерентное образование зародышей возможно только при некоторых определенных вариантах взаимного расположения участков различных фаз. Некогерентное образование зародышей может происходить при любой произвольной ориентации фаз.

### ***Понятие об устойчивом размере зародыша***

В случае распада по механизму зародышеобразования существует энергетический барьер для образования устойчивого зародыша. В случае гомогенного (условия для образования зародыша одинаковы по всему объему материала) образования зародышей второй фазы критический размер зародыша определяется как  $r^* = 2\sigma / -(\Delta g_c + g_e)$ , где  $\sigma$  - удельная поверхностная энергия на границе раздела фаз,  $\Delta g_c$  - удельная химическая свободная энергия второй фазы,  $g_e$  - энергия упругой деформации. Зародыши меньше критического размера являются не стабильными и растворяются, зародыши больше критического размера являются стабильными.

### ***Рост выделений в пересыщенном твердом растворе***

Существует два лимитирующих рост выделений фактора: скорость диффузии (влияет на перемещение атомов к поверхности раздела фаз или от нее) и скорость, с которой атомы пересекают поверхность раздела фаз.

На ранних стадиях роста лимитирующим фактором является скорость, с которой атомы пересекают границу раздела фаз. При увеличении размера частиц, основным лимитирующим фактом становится скорость диффузии. При росте частиц происходит непрерывное уменьшение атомов растворенного вещества, что приводит к понижению градиента концентраций, который является движущей силой диффузии.

В случае диффузионного механизма роста, рост сферических выделений часто подчиняется следующей закономерности:

$$r = \alpha \sqrt{Dt} \quad (1)$$

где  $r$  – радиус частицы,  $t$  – время,  $D$  – коэффициент объемной диффузии,  $\alpha$  – функция перенасыщения.

### ***Коагуляция выделений***

На четвертой стадии происходит коагуляция выделений - рост одних выделившихся частиц за счет растворения более мелких частиц («созревание Оствальда»). Такой рост может быть обусловлен разными факторами: диффузией в кристаллической решетке, скоростью переноса атомов через поверхность раздела, расположением укрупняющихся частиц.

В случае диффузии в кристаллической решетки скорость коагуляции определяется выражением:

$$\bar{r}_t^3 - \bar{r}_0^2 = 8D\sigma V_m C_\alpha(\infty)/9RT \quad (2)$$

где  $r_t$  - средний радиус частиц в момент времени  $t$ ;  $r_0$  - средний радиус частиц в момент времени  $t=0$ ;  $D$  — коэффициент объемной диффузии;  $\sigma$  - удельная свободная энергия поверхности раздела частица — матрица;  $V_m$  — молекулярный объем выделившейся фазы;  $C_\alpha$  — равновесная концентрация растворенной фазы в матрице;  $R$  — газовая постоянная;  $T$  - температура, К.

Если скорость коагуляции определяется скоростью переноса атомов через поверхность раздела:

$$\bar{r}_t^2 - \bar{r}_0^2 = 64KV_m C_\alpha(\infty)/81RT \quad (3)$$

Где  $K$  – коэффициент пропорциональности, учитывающий подвижность поверхности раздела.

В случае, если растущие частицы расположены по границам зерен:

$$\bar{r}_t^4 - \bar{r}_0^4 = 9\delta D_B \sigma C_\alpha(\infty)_B V_m t / 32ABRT \quad (4)$$

где  $\delta$  - толщина границы зерна;  $D_b$  - коэффициент зернограничной диффузии,  $C_\alpha(\infty)_B$  - концентрация растворенной фазы в границе зерна, находящегося в равновесии с бесконечно большой выделившейся частицей;  $A = (2/3) - (\gamma_b/2\sigma) + (1/3)(\gamma_b/2\sigma)$ ,  $B = 1/2 \ln(1/f)$ ;  $\gamma_b$  - зернограничная энергия,  $f$  - доля границы зерна, покрытая выделившейся фазой.

При длительном старении или повышении температуры может наблюдаться разупрочнение сплава в случае некогерентных частиц («перестаривание»).

## 2. ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

### *Влияние на электросопротивление*

При образовании твердого раствора электросопротивление металлов увеличивается, соответственно при распаде электросопротивление уменьшается. Это связано с тем, что при размещении в пространственной решетке металла-растворителя атомов растворенного элемента электрическое поле решетки искажается и рассеяние электронов проводимости увеличивается. Кроме этого, каждый из атомов примеси выступает в качестве центра рассеяния для электронов. При выделении частиц второй фазы происходит уменьшение число центров рассеяния для электронов, что также способствует увеличению электропроводности сплава.

Повышение электросопротивления при образовании твердого раствора может быть очень велико. Таким образом, использование большого количества добавок при легировании может очень сильно увеличить электросопротивление.

В микролегированных сплавах электросопротивление пропорционально содержанию примеси в твердом растворе. Согласно правилу Матиссена-Флеминга, удельное электрическое сопротивление (УЭС)  $\rho$  подчиняется правилу аддитивности:

$$\rho = \rho_0 + \rho_c, \quad (5)$$

где  $\rho_0$  - УЭС основного компонента (растворителя), зависящее от температуры,  $\rho_c$  - УЭС, обусловленное наличием примесных атомов и пропорциональное концентрации добавки. Таким образом, для оценки влияния примесей и легирующих элементов используют линейную зависимость от концентрации:

$$\rho = \rho_0 + \Delta\rho C_{np}, \quad (6)$$

где  $\Delta\rho$  - прирост удельного электросопротивления на 1 ат.% примеси (см. приложения 1 [5] и 2 [4]),  $C_{np}$  - концентрация примеси в ат.%.

Удельное электросопротивление многофазного сплава аддитивно складывается из удельного электросопротивления отдельных фаз:

$$\rho = \rho_0 + \Delta\rho_1 C_{np_1} + \Delta\rho_2 C_{np_2} + \dots + \Delta\rho_n C_{np_n} \quad (7)$$

## *Влияние на механические свойства*

В результате выделения и роста частиц второй фазы происходит дисперсионное упрочнение материала. Степень упрочнения зависит от структуры, размера, формы, расстояния между частицами, характера распределения, объемной доли, степени когерентности.

В случае некогерентных частиц упрочнение описывается механизмом Орована [26]. Данный механизм используется для расчета упрочнения некогерентными частица, расположенными на расстоянии, значительно превышающем их радиус. Согласно модели Орована, дислокации при движении удерживаются на частицах до тех пор, пока прикладываемое напряжение не станет достаточным для того, чтобы линия дислокации изогнулась и прошла между частицами, оставив вокруг них дислокационную петлю.

Величина предела макроупругости может быть представлена в виде:

$$\sigma_0(t, T) = \sigma_{\pi} + \sigma(C) + \sigma(\rho_V) + \sigma(R) \quad (8)$$

где  $\sigma_{\pi} \sim 5-10$  МПа - напряжение трения решетки (напряжение Пайерлса),  $\sigma(C) \sim G \cdot C$  – вклад в упрочнение материала за счет находящихся в твердом растворе с концентрацией  $C$  легирующих элементов,  $\sigma(\rho_V) \sim Gb\sqrt{\rho_V}$  - вклад, связанный с распределенными в объеме зерен дислокациями с плотностью  $\rho_V$ ;  $\sigma(R)$  - вклад, связанный с дисперсными частицами второй фазы радиуса  $R$ .

Рассмотрим отдельно вклад, связанный с дисперсными частицами второй фазы. В случае когерентных частиц вклад будет определяться следующим выражением:

$$\sigma_1(R) = \alpha_1 G \sqrt{f_v} \sqrt{R/b} \quad (9)$$

где  $\alpha_1 \sim 1$  - геометрический коэффициент [28, 33],  $f_v$  – объемная доля выделившихся частиц,  $R$  - размер частиц. В случае некогерентных частиц:

$$\sigma_2(R) = \alpha_2 G b \sqrt{f_v} / R \quad (10)$$

где  $\alpha_2$  - числовой коэффициент [26, 34].

### 3. КИНЕТИКА КОГЕРЕНТНОГО РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА

#### 3.1. Основные уравнения

Кинетика распада пересыщенного твердого раствора описывается уравнением Джонсона-Мела-Аврами-Колмогорова [25, 35]:

$$f = f_{max}(1 - \exp(-(t/\tau)^n)), \quad (11)$$

где  $f_{max}$  - максимальная объемная доля частиц второй фазы, выделяющихся из твердого раствора при данной температуре  $T$ ,  $\tau = \tau_0 \exp(Q/kT)$  - характерное время протекания процесса,  $n$  - численный параметр,  $Q$  - энергия активации процесса распада твердого раствора. Правило Маттисона-Флеминга связывает объемную долю выделившихся частиц и величину УЭС:  $(1-f) = k \cdot \Delta\rho$ . Параметры  $n$  и  $Q$  характеризуют механизм распада.

Кинетика распада зависит от градиента концентрации  $\Delta C$ , закона роста частиц и диффузионных характеристик материала. В качестве причины возникновения градиента концентраций в дефектном поликристалле может выступать пересыщение в объеме зерна  $\Delta C_v$ , пересыщение на границах зерен  $\Delta C_b$ , пересыщение на дислокациях  $\Delta C_d$ . Пересыщение в объеме обусловлено избыточной концентрацией примесных атомов в твердом растворе по сравнению с равновесной (существует до тех пор, пока не произойдет полный распад твердого раствора и в объеме не установится термодинамическое равновесие). Из-за существенного отличия растворимости в границах зерен и кристаллической решетке пересыщение на границах может существенно отличаться от пересыщения в объеме. Пересыщение на дислокациях обусловлено двумя причинами: 1. Особым строением их ядра, растворимость в котором может отличаться от объемной; 2. Наличие упругих полей напряжений, «притягивающих» к дислокации атомы примеси.

Степень пересыщения твердого раствора определяет место образования частиц: в объеме, на границах зерен или на дислокациях. Вторым влияющим на кинетику распада фактор – диффузионный поток атомов примеси, который может быть обусловлен объемной диффузией, диффузией по границам зерен или диффузией по ядрам дислокаций. Возможные варианты механизмов распада приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Основные механизмы распада твердого раствора

Градиент концентраций $\Delta C$	Доминирующий механизм диффузии		
	Объемная диффузия $D_v$	Зернограничная диффузия $D_b$	Диффузия по ядрам дислокаций $D_d$
Пересыщение в объеме $\Delta C_v$	Объем	Объем	Объем
Пересыщение в границах зерен $\Delta C_b$	Границы зерен	Границы зерен	Границы зерен
Пересыщение на дислокациях $\Delta C_d$	Дислокации	Дислокации в границах зерен	Дислокации

Основными параметрами в уравнении (11), характеризующими механизм распада пересыщенного твердого раствора, являются: величина показателя  $n$ , значение параметра  $\tau_0$  и величина энергии активации  $Q$ . Так же, характеризовать механизм распада может показатель  $m$  в уравнении, описывающем рост частиц  $r^m - r_0^m \sim t$ . В таблице 2 приведены значения  $m$ ,  $n$  и  $Q$ , соответствующие каждому из возможных механизмов распада.

Таблица 2 – Параметры, характеризующие кинетику распада твердого раствора при различных механизмах распада

Доминирующий механизм диффузии	Движущие силы распада			
	$\Delta C$		$\sim 1/r$	
	$n$	$m$	$n$	$m$
Объемная диффузия ( $Q = Q_v$ )	1.5 (3/2)	2	1	3
Зернограничная диффузия ( $Q = Q_b$ )	1	3	0.75 (3/4)	4
Диффузия по ядрам дислокаций: а) Случай стабильной микроструктуры $\rho_v = \text{const}; d = \text{const}; Q = Q_d$ .	1	3	0.75 (3/4)	4
б) Случай возврата в условиях стабильной микроструктуры $\rho_v \neq \text{const}; d = \text{const}; Q = Q_d$ .	0.33 (1/3)	9	0.25 (1/4)	12
в) Случай протекания одновременно процессов возврата и рекристаллизации $\rho_v \neq \text{const}; d^p - d_0^p = Kt$ $p = 2; Q = (Q_d + Q_b)/2$	0.67 (2/3)	4.5 (9/2)	0.5 (1/2)	6

$p = 3; Q = (3Q_d + 2Q_b)/5$	0.56 (5/9)	5.4 (27/5)	0.42 (3/8)	7.2 (36/5)
$p = 4; Q = (2Q_d + Q_b)/3$	0.5 (1/2)	6	0.38 (3/8)	8

Далее описывается модель, позволяющая количественно описать кинетику распада твердого раствора при образовании когерентных частиц в объеме зерна, на дислокациях и на границах зерен.

### 3.2. Описание базовой модели

Рассмотрим случай, когда при распаде пересыщенного твердого раствора образуются когерентные частицы, имеющие весьма малую поверхностную энергию. В этом случае энергетический барьер зародышеобразования, связанный с созданием межфазной поверхности «частица-матрица», невелик, и в первом приближении им можно пренебречь. В этом приближении кинетика образования частицы определяется исключительно кинетикой диффузионного роста зародыша. Предположим также, что реакция на когерентной межфазной границе частица-матрица не влияет на скорость роста зародыша. Примем для простоты, что после достижения равновесной концентрации твердого раствора в матрице образуется  $N$  равномерно распределенных сферических частиц радиуса  $r^*$ .

#### *Основные параметры модели и основные соотношения*

Пусть в начальный момент времени  $t=0$  рассматриваемая система представляет собой пересыщенный твердый раствор с начальной концентрацией  $C_0 > C^*(T)$ , где  $C^*(T)$  - равновесная концентрация примесных атомов при данной температуре. Выделим в материале  $N$  одинаковых ячеек объема  $V_{яч}$ . Размер выбранной ячейки  $V_{яч}$  определяется средним расстоянием  $\lambda_*$  между частицами размера  $r^*$ , образующимися в материале, когда при  $t=t^*$  концентрация твердого раствора достигнет равновесного значения  $C^*(T)$ :

$$V_{яч} = \varphi \lambda_*^3, \quad (12)$$

здесь  $\varphi \sim 1$  - геометрический коэффициент.

Степень распада твердого раствора  $W(t)$  в произвольный момент времени  $t$  в этом случае равна отношению объема образовавшейся за время  $t$  в ячейке  $V_{яч}$  частицы  $V_I(t)$  к максимально возможному объему частицы  $V_I(t^*)$ , достигаемому при максимальной степени распада:

$$W(t) = V_I(t)/V_I(t^*). \quad (13)$$



Для удобства дальнейшего описания введем величину  $f_v(t)$  - объемную долю частиц, выпавших в момент времени  $t$ :

$$f_v(t) = V_1(t)/\lambda_*^3 \quad (14)$$

Предположим, что концентрацию примесных атомов в ячейке можно представить в виде суммы двух слагаемых: концентрации примесных атомов в твердом растворе вдали от частицы  $C(t)$  и концентрации примесных атомов, собирающихся в частицу  $C_r(t)$ :

$$C_0 = C(t) + C_r(t) \quad (15)$$

Концентрации  $C(t)$  и  $C_r(t)$  зависят от времени отжига: величина  $C(t)$  уменьшается по мере обеднения твердого раствора (при  $t \rightarrow t^*$ ,  $C(t) \rightarrow C^*$ ), а концентрация  $C_r(t)$  растет (при  $t \rightarrow t^*$ ,  $C_r(t) \rightarrow C_0 - C^*$ ). (В случае  $C_0 \gg C^*$  очевидно при  $t \rightarrow t^*$   $C_r(t) \rightarrow C_0$ ).

Выражение для объема частицы  $V_1(t)$ , образующейся в ячейке в момент времени  $t$ , в общем виде можно представить следующим образом:

$$V_1(t) \approx N_r \Omega_r \quad (16)$$

Здесь  $N_r$  - общее число атомов в частице;  $\Omega_r$  - объем, приходящийся на один атом в частице. Введем параметр  $\alpha$ , характеризующий долю примесных атомов в частице:

$$\alpha = N_r^i / N_r \quad (17)$$

где  $N_r^i$  - число примесных атомов в частице.

Подставляя (14) в (13), преобразуем выражение (16) к виду:

$$V_1(t) \approx N_r^i(t) \Omega_r / \alpha \quad (18)$$

(Например, для когерентных частиц  $Al_3Sc$  величина  $\Omega_r$  практически совпадает с объемом атома алюминия, а величина параметра  $\alpha=1/4$ ).

Учитывая, что  $N_r^i(t) = C_r(t) N_{яч}$  и предполагая, что  $V_{яч} = N_{яч} \Omega^S$  (последнее выражение справедливо в случае, когда число примесных атомов в ячейке невелико), запишем (18) в виде:

$$V_1(t) = C_r(t) \lambda_*^3 / \alpha = 4\pi r^3(t) / 3, \quad (19)$$

где  $r(t)$  - радиус частицы в момент времени  $t$ .

Из (19) видно, что объем частицы  $V_1(t)$  пропорционален концентрации  $C_r(t)$  ( $V_1(t) \sim C_r(t)$  и  $V_1(t^*) \sim C_r(t^*) \sim C_0 - C^*$ ). С учетом (19) перепишем выражение (13) в виде:

$$W(t) = C_r(t) / (C_0 - C^*). \quad (20)$$

Подставляя в (14) соотношение (19), получим выражение для объемной доли частиц, выпавших в момент времени  $t$ :

$$f_v = C_r(t)/\alpha. \quad (21)$$

Сравнивая (20) и (21), получим связь между величиной объемной доли частиц  $f_v(t)$  и степенью распада твердого раствора  $W(t)$ :

$$f_v(t) = W(t)f_{v0}. \quad (22)$$

Здесь  $f_{v0} = (C_0 - C^*)/\alpha$  - максимальная объемная доля частиц, которая может выделиться при полном распаде твердого раствора.

Рассмотрим подробно, как меняется со временем величина  $C_r(t)$ . Предположим, что диффузией собственных атомов матрицы к частице можно пренебречь. Запишем выражение для диффузионного потока атомов растворенного элемента к частице произвольного радиуса  $r$ :

$$I = (dN_r^i/dt)/S(R) = -(D/\Omega^s)(\partial C/\partial R) \quad (23)$$

где  $N_r$  - концентрация примесных атомов, диффундирующих к частице;  $S(R)$  - элементарная площадка, через которую проходит диффузионный поток;  $D$  - коэффициент гетеродиффузии;  $\partial C/\partial R$  - градиент концентрации;  $R$  - расстояние от поверхности частицы радиуса  $r$  до границы ячейки.

Разделив обе части уравнения (23) на число атомов в ячейке, получим:

$$dC_r/dt = (S(R)D/\lambda_*^3)(\partial C/\partial R) \quad (24)$$

Строгое описание кинетики распада требует точного решения дифференциального уравнения в частных производных (24).

Переносим все величины, зависящие от переменной  $R$  в левую часть уравнения и интегрируя, перепишем (24) в виде:

$$\int_r^{\lambda/2} dR/S(R) = D \cdot \Delta C / (\lambda_*^3 (\partial C/\partial t)) \quad (25)$$

Здесь  $\Delta C = C(t) - C^*$  - разность концентраций вдали и вблизи от частицы.

Для определения связи между величиной  $dC_r/dt$  и скоростью роста частиц  $dr/dt$  продифференцируем выражение (19) по времени:

$$dC_r/dt = (4\pi\alpha r^2/\lambda_*^3)(dr/dt) \quad (26)$$

В этом случае, приравнявая (24) и (26), получим следующее выражение для скорости роста частиц:

$$dr/dt = (S(R)D/4\pi\alpha r^2)(\partial C/\partial R) \quad (27)$$

Преобразуем (24) к виду (22):

$$\int_r^{\lambda/2} dR/S(R) = D \cdot \Delta C / 4\pi\alpha r^2 (\partial r/\partial t) \quad (28)$$

Как видно из (25) и (28), кинетика распада зависит от градиента концентрации, закона роста частиц и диффузионных характеристик материала.

### 3.3. Кинетика распада твердого раствора при выделении частиц второй фазы в объеме зерен

Пусть частицы выпадают в объеме зерна и кинетика их распада контролируется объемной диффузией. Предположим, что в этом случае градиент концентраций в (23) пропорционален степени пересыщения  $\Delta C_v$ . Выразив из (15) величину  $C(t)$ , получим:

$$\Delta C_v \approx C_{0v} - C_r - C^* \quad (29)$$

Подставляя в (25) величину  $S(R)=4\pi R^2$ , и принимая в (25)  $D=D_v$ , получим:

$$dC_r/dt = 4\pi D_v r(t)(C_0 - C^* - C_r(t))/\lambda_*^3 \quad (30)$$

здесь  $D_v$  - коэффициент объемной гетеродиффузии.

На начальных стадиях зарождения, когда частицы малы, величина  $C(t)$  в выражении (29) мало отличается от исходной концентрации  $C_0$ . Уравнение для скорости роста частиц в этом случае с учетом (28) и (29) примет вид:

$$dr/dt = D_v(C_0 - C^*)/\alpha r \quad (31)$$

После интегрирования из (31) получим параболический закон роста частиц:

$$r^2 - r_0^2 = 2D_v(C_0 - C^*)t/\alpha \quad (32)$$

При  $r \gg r_0$  выражение для среднего размера частицы от времени имеет вид:

$$r(t) \approx (2D_v t(C_0 - C^*)/\alpha)^{1/2} \quad (33)$$

Подставляя (33) в (30) и интегрируя, получим выражение для концентрации примесных атомов, которые собираются в частицы:

$$C_r(t) = (C_0 - C^*)[1 - \exp(-8\pi(2(C_0 - C^*)/\alpha)^{1/2} D_v^{3/2} t^{3/2} / 3\lambda_*^3)] \quad (34)$$

Подставляя (34) в (20) и (21) в соответствии с (22), получим выражения для степени распада твердого раствора  $W(t)$  и объемной доли выделившихся частиц  $f_v(t)$ . Показатель степени  $n$  рассмотренном случае равен  $n=3/2$  и выражение для величины  $\tau$  имеет вид:  $\tau = \xi_0 \lambda_*^2 / D_v (C_0 - C^*)^{1/3}$ , где  $\xi_0 = 0.41(\alpha/\pi^2)^{1/3}$  - численный коэффициент.

Представив выражение для характерного времени распада  $\tau$ , запишем выражения для  $\tau_0$  и  $Q$ :

$$\tau_0 = \zeta_0 \lambda_*^2 / D_{v0} (C_0 - C^*)^{1/3}; \quad Q = Q_v \quad (35)$$

### 3.4. Кинетика распада твердого раствора при выделении частиц второй фазы на границах зерен

В случае, когда процесс роста частиц контролируется процессом зернограницной диффузии  $S(R)=R\delta$  и  $D=D_b$ . Подставляя эти выражения в (25) и (28) и интегрируя, получим:

$$dC_r/dt = \chi\delta D_b(C_{b0} - C^* - C_r(t))/\lambda^3 \quad (36)$$

$$dr/dt = \chi\delta D_b(C_{0b} - C^*)/4\pi\alpha r^2 \quad (37)$$

Здесь  $\chi = 1/\ln(\lambda_*/2r)$ ;  $\delta$  - ширина границы;  $D_b$  - коэффициент зернограницной диффузии.

Выражение для изменения среднего размера частиц со временем в этом случае имеет вид:

$$r^3 - r_0^3 = 3\chi\delta D_b(C_0 - C^*)t/4\pi\alpha \quad (38)$$

Концентрация примесных атомов, диффундирующих к частице, растущей в границе зерна, может быть оценена по формуле:

$$C_r(t) = (C_0 - C^*)(1 - \exp[-\chi\delta D_b t/\lambda_*^3]) \quad (39)$$

Таким образом, в случае доминирования зернограницной диффузии в уравнениях для степени распада  $W(t)$  и объемной доли частиц  $f_v(t)$  показатель  $n$  равен единице, и величина  $\tau_0$  и  $Q$ :

$$\tau_0 = \lambda_*^3/\chi\delta D_{0b}; \quad Q=Q_b \quad (40)$$

### 3.5. Кинетика распада твердого раствора при выделении частиц второй фазы с участием дислокаций

В силу того, что структура ядра дислокаций отлична от структуры кристаллической решетки, при наличии в материале дислокаций возникает связанное с ними пересыщение  $\Delta C_{d1}$ . Кроме того, в материале, содержащем дислокации, возникает дополнительное пересыщение, связанное с упругим взаимодействием атомов примеси с дислокациями  $\Delta C_{d2}$ . Таким образом, величину пересыщения, связанную с дислокациями можно представить в виде суммы двух слагаемых:

$$\Delta C_d = \Delta C_{d1} + \Delta C_{d2} \quad (41)$$

В грубом приближении величину пересыщения  $\Delta C_{d2}$  можно определить, приравнявая объемную энергию, выделяющуюся при образовании когерентной частицы и энергию взаимодействия примеси и дислокации  $W_s$ :

$$kT \ln(C_d(t)/C^*) = W_s \quad (42)$$

При  $C_d/C^* > 1/2$  выражение (39) может быть представлено в виде:

$$kT(C_d(t) - C^*) \approx W_s C_d(t) \quad (43)$$

Энергия взаимодействия примеси и дислокации зависит кроме прочих параметров, от характера распределения дислокаций.

Рассмотрим простейший случай, когда примесные атомы взаимодействуют с отдельными дислокациями. Энергия взаимодействия примеси и дислокации в этом случае  $W_{sl}$  на расстоянии порядка размера частиц  $r$  имеет вид:

$$W_{sl} = 0.22G\Omega\varepsilon(b/r)(1+\nu)/(1-\nu) \quad (44)$$

Здесь  $\varepsilon = (r_2/r_1)^3 - 1$  - относительная разность линейных размеров атома примеси и матрицы;  $\nu$  - коэффициент Пуассона.

Подставляя в (40) выражение (41), получим:

$$C_d(t) - C^* = P_1 C(t) b/r \quad (45)$$

где  $P_1 = 0.22(1+\nu)G\Omega\varepsilon/kT(1-\nu)$ .

### 3.5.1 Выделение частиц второй фазы на дислокациях, контролируемый диффузией по ядрам дислокаций

Рассмотрим случай, когда дисперсные частицы второй фазы образуются на дислокациях. Пусть вначале кинетика распада твердого раствора контролируется диффузией примесных атомов по ядрам дислокаций. Величину элементарной площадки  $S$  в уравнении (20) в этом случае можно определить как произведение числа дислокаций, пересекающих площадь ячейки  $S_{яч} = \lambda_*^2$  на величину эффективного диффузионного сечения дислокации  $S_l \approx a^2$ :

$$S = a^2 \rho_v, S_{яч} = a^2 \rho_v(t) \lambda_*^2 \quad (46)$$

здесь  $\rho_v(t)$  - плотность дислокаций, в общем случае зависящая от времени.

При нагреве, инициирующем процесс распада твердого раствора, параллельно развиваются процессы возврата. Полученные при этом значения  $n$ ,  $Q$ , а также  $m$  ( $m$  - показатель степени в степенном законе роста частиц  $r^m - r_0^m \sim t$ ) приведены в табл. 2. Здесь мы ограничимся рассмотрением случая постоянной плотности дислокаций и стабильной зеренной структуры ( $\rho_v = const$ ;  $d = const$ ).

Рассмотрим вначале случай, когда величина пересыщения, связанная с особенностями структуры ядра дислокаций, превышает пересыщение, вызванное упругими полями напряжений дислокации  $\Delta C_{d1} \gg \Delta C_{d2}$ .

Подставляя (46) в формулы (25) и (28), получим:

$$dC_r/dt = 2a^2 D_d \rho_v(t) (C_{0d} - C^* - C_r(t)) / \lambda_*^2 \quad (47)$$

$$dr/dt = a^2 D_d \rho_v(t) \lambda_* (C_{0d} - C^*) / 2\pi\alpha r^2 \quad (48)$$

Здесь  $D_d$  - коэффициент диффузии по ядрам дислокаций.

Интегрируя (48) при  $\rho_v = const$ , получим следующий закон роста частиц:

$$r^3 - r_0^3 = 3a^2 D_d \rho_v \lambda_* (C_0 - C^*) t / 2\pi\alpha \quad (49)$$

В этом случае зависимость размера частиц от времени при  $r > r_0$  может быть представлена в виде:

$$r \approx (3a^2 D_d \rho_v \lambda_* t (C_0 - C^*) / 2\pi\alpha)^{1/3} \quad (50)$$

Подставляя (50) в (47) и интегрируя выражение (44), получим:

$$C_r(t) = (C_0 - C^*) (1 - \exp\{-2a^2 D_d \rho_v t / \lambda_*^2\}) \quad (51)$$

С учетом (20) из (51) следует, что показатель  $n$  в (11) в случае доминирования диффузии по ядрам дислокаций при  $\rho_v = const$  равен  $n=1$  и выражения для  $\tau_0$  и  $Q$ :

$$\tau_0 = \lambda_*^2 / 2a^2 D_{0d} \rho_v; \quad Q = Q_d \quad (52)$$

Рассмотрим случай, когда пересыщение твердого раствора, связанное с упругим взаимодействием примеси и дислокации,  $\Delta C_{d2}$  превосходит величину  $\Delta C_{d1}$  ( $\Delta C_{d2} \gg \Delta C_{d1}$ ). Величину пересыщения в этом случае можно вычислить по формуле (39). Подставляя (45) в (47) и (48), получим следующую систему дифференциальных уравнений:

$$dC_r/dt = 2a^2 D_d \rho_v(t) (C_{0d} - C_r(t)) P_1 b / \lambda_*^2 r \quad (53)$$

$$dr/dt = a^2 D_d \rho_v(t) \lambda_* C_{0d} P_1 b / 2\pi\alpha r^3 \quad (54)$$

Интегрируя (54) при  $\rho_v = const$ , получим следующий закон роста частиц:

$$r^4 - r_0^4 = 2a^2 D_d \rho_v \lambda_* C_{0d} P_1 b t / \pi\alpha \quad (55)$$

В этом случае зависимость размера частиц от времени при  $r > r_0$  может быть представлена в виде:

$$r \approx (2a^2 D_d \rho_v \lambda_* C_{0d} P_1 b t / \alpha\pi)^{1/4} \quad (56)$$

Подставляя (53) в (52) и интегрируя выражение (55), получим:

$$C_r(t) = C_{0d} (1 - \exp\{-a^2 D_d \rho_v b t / \lambda_*^3 \zeta_d^1\}^{3/4}) \quad (57)$$

Здесь  $\zeta_d^1 = (1 - \nu / (1 + \nu)) (kT / G\Omega) (C_{0d} / \alpha)^{1/3} (1 / \varepsilon)$ .

С учетом (20) из (57) следует, что показатель  $n$  в (11) в случае доминирования диффузии по ядрам дислокаций при  $\rho_v = const$  равен  $n=3/4$  и выражения для  $\tau_0$  и  $Q$ :

$$\tau_0 = \zeta_d^1 \lambda_*^3 / a^2 D_{0d} \rho_v b; \quad Q = Q_d \quad (58)$$

### 3.5.2 Распад твердого раствора на дислокациях, контролируемый объемной диффузией

При доминировании объемной диффузии кинетика распада на дислокациях изменяется. Подставляя (45) в выражения (30) и (31), получим следующую систему уравнений:

$$dC_r/dt = 4\pi D_v P_1 b (C_{0d} - C_r(t)) / \lambda_*^3 \quad (59)$$

$$dr/dt = D_v C_{0d} P_1 b / \alpha r^2 \quad (60)$$

После интегрирования выражений (59) и (60) получаем:

$$r(t) = (3D_v P_1 b C_{0d} t / \alpha)^{1/3} \quad (61)$$

$$C_r(t) = C_{0d} (1 - \exp(-t/\tau)) \quad (62)$$

Здесь  $n=1$  и выражения для  $\tau_0$  и  $Q$ :

$$\tau_0 = \zeta_0^1 \lambda_*^3 / D_{0v} b; \quad Q = Q_v \quad (63)$$

где  $\zeta_0^1 = 0.35 \cdot (1 - \nu / (1 + \nu)) (kT / G\Omega\varepsilon)$  - численный коэффициент.

### 3.5.3 Распад твердого раствора, контролируемый зернограничной диффузией, на дислокациях, распределенных в границах зерен

В случае, когда дислокации распределены в границах зерен, распад на дислокациях может контролироваться зернограничной диффузией. В этом случае, подставляя (45) в выражения (36) и (37), получим следующие выражения:

$$dC_r/dt = \chi \delta D_b (C_{0b} - C_r(t)) P_1 b / \lambda_*^3 r(t) \quad (64)$$

$$dr/dt = \chi \delta D_b C_{0b} P_1 b / 4\pi \alpha r^3 \quad (65)$$

Интегрирование (64) и (65) приводит к следующим выражениям для размера частиц в границах зерен  $r$  и концентрации  $C_r$ :

$$r^4 - r_0^4 = \chi \delta D_b C_{0b} P_1 b t / \pi \alpha \quad (66)$$

$$C_r(t) = C_{0b} (1 - \exp[-(\chi \delta D_b b t / \lambda_*^4 \zeta_b^1)^{3/4}]) \quad (67)$$

Здесь  $\zeta_b^1 = 3.1 (C_{0b} / \alpha)^{1/3} (1 - \nu / (1 + \nu)) (kT / G\Omega\varepsilon)$  - численный коэффициент.

Выражение (67) можно представить в виде (11) при  $n=3/4$ . Выражения для  $\tau_0$  и  $Q$  имеют следующий вид:

$$\tau_0 = \zeta_b^1 \lambda_*^4 / \chi b \delta D_{0b}; \quad Q = Q_b \quad (68)$$

### 3.6 Описание процедуры анализа экспериментальных данных

Процесс выделения частиц второй фазы при распаде пересыщенного твердого раствора описывается соотношением Джонсона-Мела-Колмогорова-Аврами [35]:

$$f = f_{max} \left( 1 - \exp \left( - \left( \frac{t}{\tau} \right)^n \right) \right) \quad (69)$$

где  $f_v$  – объемная доля выделившихся частиц за время  $t$ ,  $f_{v_{max}}$  – максимальная объемная доля выделившихся частиц, соответствующая полному распаду при данной температуре,  $\tau = \tau_0 \exp(Q/kT)$  – характерное время процесса,  $n$  – показатель, характеризующий механизм распада:

- $n > 1.5$  – объемная диффузия
- $n \sim 1$  – диффузия по границам зерен
- $n < 1$  – диффузия по ядрам дислокаций

Учитывая линейную связь объемной доли выделившихся частиц и величины УЭС, согласно правилу Маттисена-Флеминга [34]:

$$(1-f) = k \cdot \Delta \rho \quad (70)$$

Можно переписать отношение  $f_v/f_{v_{max}}$  в виде  $\rho/\rho_{max} - \rho_{min}$ , где  $\rho$  – удельное электросопротивление в момент времени  $t$ ,  $\rho_{max}$  – максимальное удельное электросопротивление при нулевой объемной долей выделившихся частиц,  $\rho_{min}$  – удельное электросопротивление, соответствующее полному распаду твердого раствора. Проведя двойное логарифмирование выражения (69) с учетом (70), получим уравнение прямой:

$$\ln \ln \left( \frac{\rho_{max} - \rho_{min}}{\rho - \rho_{min}} \right) = n \ln t - n \ln \tau \quad (71)$$

Далее необходимо построить зависимости в двойных логарифмических координатах  $\ln \ln \left( \frac{\rho_{max} - \rho_{min}}{\rho - \rho_{min}} \right) - \ln t$ . Для получения данных кривых проводится серия экспериментов по изотермическому отжигу образцов при различной температуре с контролем УЭС ( $\rho(t)$ ,  $T = \text{const}$ ). По углам наклона получившихся графиков определяют коэффициент  $n$  и  $n \ln \tau$  (рис 2а).

Прологарифмировав выражение для характерного времени процесса, получим уравнение прямой, из которого определяется энергия активации распада (рис. 2б):

$$\ln \tau = \ln \tau_0 + \frac{Q}{kT_m} \cdot \frac{T_m}{T} \quad (72)$$



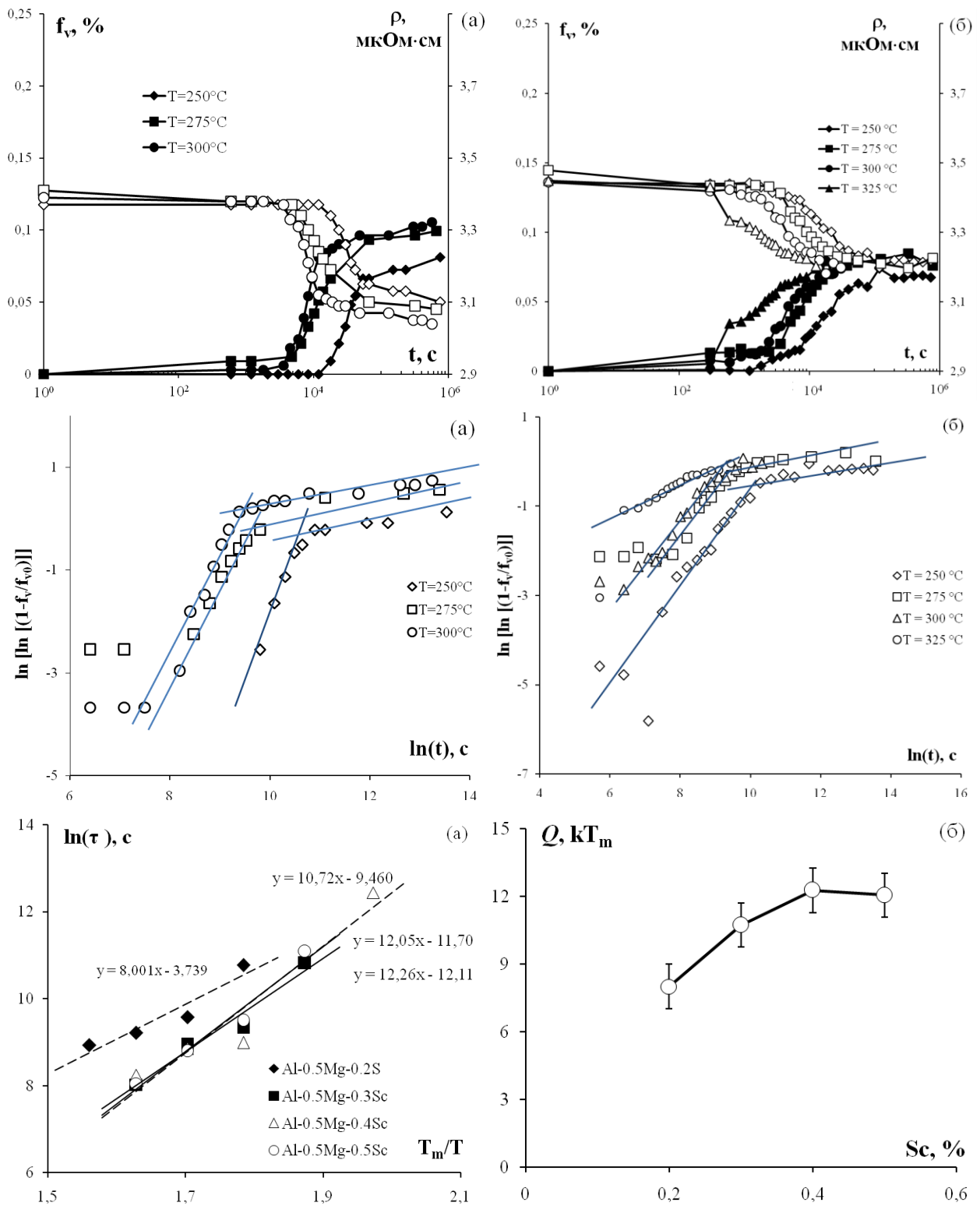


Рисунок 2 – Пример экспериментальных кривых для определения параметров уравнения Мела-Джонса-Аврами-Колмогорова для литых и СМК сплавов Al-0.5Mg-Sc с различным содержанием скандия [20]

## 4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ. ОПИСАНИЕ ЛАБОРАТОРНЫХ РАБОТ

### *4.1 Предварительные замечания*

В качестве объекта исследования выступают стареющие алюминиевые или медные сплавы, например, сплавы Cu-Cr с различным содержанием хрома, или сплавы Al-Sc с различным содержанием скандия. Преподавателем может быть предложена для изучения другая система (Cu-Zr, Al-Er или др.).

Каждому студенту выдается сплав заданного состава, отличный от химического состава сплавов других студентов. Например, студенту №1 выдается сплав Cu-0.1%Cr, студенту №2 – сплав Cu-0.2%Cr, студенту №3 – сплав Cu-0.3%Cr и др.

Каждая лабораторная работа представляет собой небольшой научно-исследовательский проект, общая продолжительность которого составляет один семестр.

В лабораторной работе есть этап индивидуальной и этап групповой работы. В рамках этапа индивидуальной работы студент изучает структуру и свойства выданного ему сплава заданного состава, в рамках этапа групповой работы студентами всей группы совместно проводится анализ влияния легирующих элементов на структуру и свойства сплавов (например, анализ влияния концентрации хрома на микротвердость и УЭС алюминия).

### *4.2 Подготовка к работе*

1. Ознакомиться с принципами проведения металлографического исследования макро- и микроструктуры, в том числе, с основными этапами подготовки металлографического шлифа и выявления структуры металла. Ознакомиться с процедурой определения среднего размера зерна (см. ГОСТ 21073.0-75 «Металлы цветные. Определение величины зерна. Общие требования», ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна», ГОСТ Р ИСО 643-2011 «Сталь. Металлографическое определение наблюдаемого размера зерна» и т.д.) и объемной доли рекристаллизованной структуры с использованием программы «GoodGrains» (для лабораторной работы, связанной с исследованием СМК сплавов). Сдать технику безопасности и получить

допуск для работы по выявлению макро- и микроструктуры с использованием электролитического или химического травления структуры.

2. Ознакомиться с устройством и принципом работы металлографического оптического микроскопа Leica DM IRM (или аналогичного). Сдать технику безопасности и получить допуск для работы на металлографическом микроскопе.
3. Ознакомиться с устройством и принципом работы микротвердомера (ПМТ-3М, HVS-1000 или аналогичного, на котором будут проводиться исследования). Изучить нормативно-техническую документацию, описывающую процедуру определения микротвердости (ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников», ГОСТ 2999-75 «Металлы и сплавы. Метод определения твердости по Виккерсу», ГОСТ Р ИСО 65071-1-2007 «Металлы и сплавы. Измерения твердости по Виккерсу»). Сдать технику безопасности и получить допуск для работы с использованием микротвердомера.
4. Ознакомиться с устройством и принципом работы воздушной печи типа «СНОЛ» или аналогичной, с использованием которой будет проводиться термическая обработка металлов. Сдать технику безопасности и получить допуск для работы с использованием воздушной печи.
5. Ознакомиться с устройством и принципом работы прибора для измерения относительной электропроводности вихретоковым методом Foerster Sigmatest 2.069. Изучить нормативно-техническую документацию, описывающую процедуру определения электропроводности. Сдать технику безопасности и получить допуск для работы с использованием прибора для измерения относительной электропроводности вихретоковым методом Foerster Sigmatest 2.069 или аналогичного.

#### ***4.3 Работа с образцами для проведения исследований***

1. Крупнозернистые образцы сплавов на их основе получают путем индукционного литья в вакууме с использованием литейной машины INDUTHERM VTC-200. Полученные образцы имеют квадратное сечение  $14 \times 14 \text{ мм}^2$  или  $20 \times 20 \text{ мм}^2$ .
2. Субмикроструктурные образцы изготавливаются методом интенсивного пластического деформирования (прокатка, равноканальное угловое прессование или ротационная ковка).

3. Образцы подвергаются отжигу в воздушной печи (температура и время отжига определяется преподавателем или инженером, ответственным за проведение лабораторной работы). Отжиг рекомендуется проводится в одной и той же печи. Образец в печи следует располагать на теплопроводящей подложке, которая предварительно прогревается в печи в течении не менее 30 мин.
4. Перед началом отжига студенту следует рассчитать время установления теплового равновесия в образце заданного состава и заданной геометрии.
5. Перед началом работы с печью рекомендуется провести тарировку печи вместе с инженером, ответственным за технику безопасности.
6. После отжига образцы для исследования удельной электропроводности и микротвердости подвергаются механической шлифовке и полировке с помощью алмазных паст до уровня шероховатости не более 5 мкм (алмазная паста 5/3). Для металлографических исследований образцы подвергаются механической шлифовке и полировке с помощью алмазных паст до уровня шероховатости не более 1 мкм (алмазная паста 1/0).
7. Перед началом исследования серии образцов, студентам группы рекомендуется обмениваться образцами друг с другом и провести измерения микротвердости и УЭС на образцах других студентов. Сопоставление результатов исследований одних и тех же образцов различными студентами позволит определить разброс свойств, связанный с личностью исследователя. Этот разброс свойств следует учитывать при выполнении группового этапа работы.

#### ***4.4 Проведение исследований***

##### *4.4.1 Лабораторная работа №1. Изучение кинетики распада пересыщенного твердого раствора в литых сплавах*

1. Провести металлографическое исследование литой макроструктуры образцов. Охарактеризовать макроструктуру (зона столбчатых кристаллов, зона равноосных зерен; характер их расположения в площади сечения). Наличие, форма и размер крупных первичных частиц, образовавшихся на стадии кристаллизации, должно быть зафиксировано в протоколе исследования макроструктуры литого сплава.
2. Рассчитать теоретическое удельное электросопротивление для выданных образцов на основании данных по химическому составу (информация о химическом составе предоставляется преподавателем).

3. Провести исследования удельного электросопротивления и микротвердости исходных образцов. В литых сплавах рекомендуется провести исследования свойств в центре и на краю образца, а также провести исследования всех предоставленных образцов (с целью контроля одинаковости их свойств).
4. Сопоставить результаты расчета теоретической величины УЭС с экспериментальной величиной и определить объемную долю первичных частиц, выпавших из твердого раствора на стадии кристаллизации слитка.
5. Построить зависимости микротвердости и удельного электросопротивления от температуры при фиксированном времени отжига (время отжига и интервал температур определяются ответственным за проведение лабораторной работы). Определить по данной зависимости температуру начала распада  $T_H$  и окончания распада  $T_K$ .
6. В полученном интервале температур от  $T_H$  до  $T_K$  выбрать минимум три температуры изотермического отжига ( $T_1, T_2, T_3$ ). Значения температур  $T_1, T_2$  и  $T_3$  должны отличаться друг от друга не менее чем на  $50\text{ }^\circ\text{C}$ .
7. Построить изотермы  $\rho(t)$  и  $H_V(t)$  для выбранных температур.
8. На основании зависимостей УЭС от времени отжига рассчитать зависимости объемной доли частиц второй фазы от времени отжига  $f_v(t)$ .
9. Определить  $n$  и  $Q$  из экспериментальных зависимостей УЭС (или объемной доли выделяющихся частиц) от времени изотермического отжига. Сделать вывод о доминирующем механизме распада твердого раствора.
10. Воспользовавшись уравнением Орована, на основании зависимостей  $f_v(t)$  и  $H_V(t)$  рассчитать зависимость среднего размера частиц от времени отжига  $R(t)$ . Определить механизм роста частиц при отжиге литого сплава. При расчетах зависимости  $R(t)$  величину предела текучести принять пропорциональной микротвердости:  $\sigma_{0.2} = H_V/k$ , где  $k$  – эмпирический коэффициент, зависящий от типа материала<sup>(\*)</sup>
11. Этап групповой работы:
  - построить зависимость УЭС от концентрации легирующих элементов. Объяснить полученную зависимость;
  - построить зависимость микротвердости от концентрации легирующих элементов. Объяснить полученную зависимость;
  - построить зависимость энергии активации распада твердого раствора от концентрации легирующих элементов. Объяснить получившуюся зависимость.

<sup>(\*)</sup> – дополнительное задание для этапа индивидуальной работы



#### 4.4.2 Лабораторная работа №2. Изучение кинетики распада пересыщенного твердого раствора в мелкозернистых сплавах

1. Провести металлографическое исследование макроструктуры СМК образцов. Наличие, форма и размер крупных первичных частиц, образовавшихся при литье, должно быть зафиксировано в протоколе исследования макроструктуры СМК сплава.
2. Рассчитать теоретическое удельное электросопротивление для выданных образцов на основании данных по химическому составу (информация о химическом составе предоставляется преподавателем).
3. Провести исследования удельного электросопротивления и микротвердости исходных СМК образцов. Рекомендуется провести исследования свойств в центре и на краю образца, а также провести исследования всех предоставленных образцов (с целью контроля одинаковости их свойств).
4. Сопоставить результаты расчета теоретической величины УЭС с экспериментальной величиной и определить объемную долю первичных частиц, выпавших из твердого раствора на стадии кристаллизации слитка.
5. Сопоставить результаты исследований УЭС литых и СМК сплавов и определить вклад сильнодеформированной мелкозернистой микроструктуры в электропроводность сплавов.<sup>(\*)</sup>
6. Построить зависимости микротвердости, удельного электросопротивления, размера зерна от температуры при фиксированном времени отжига (время отжига и интервал температур определяются ответственным за проведение лабораторной работы). Определить по данным зависимостям температуру начала распада  $T_H$ , окончания распада  $T_K$ , температуру начала рекристаллизации  $T_P$ .
7. При помощи уравнение Зинера определить размер выделившихся частиц при различных температурах при фиксированном времени отжига.
8. В полученном интервале температур от  $T_H$  до  $T_K$  выбрать минимум три температуры изотермического отжига ( $T_1, T_2, T_3$ ). Значения температур  $T_1, T_2$  и  $T_3$  должны отличаться друг от друга не менее чем на  $50\text{ }^\circ\text{C}$ .
9. Построить изотермы  $\rho(t)$  и  $H_V(t)$  для выбранных температур.
10. На основании зависимостей УЭС от времени отжига рассчитать зависимости объемной доли частиц второй фазы от времени отжига  $f_v(t)$ .
11. Определить  $n$  и  $Q$  из экспериментальных зависимостей УЭС (или объемной доли выделяющихся частиц) от времени изотермического отжига. Сделать вывод о доминирующем механизме распада твердого раствора.

12. Воспользовавшись уравнением Зинера, на основании зависимостей  $f_v(t, T)$  и  $d(t, T)$  рассчитать зависимость среднего размера частиц от времени и/или температуры отжига  $R(t, T)$ . Определить механизм роста частиц при отжиге СМК сплава.<sup>(\*)</sup>

13. Этап групповой работы:

- построить зависимость УЭС от концентрации легирующих элементов. Объяснить полученную зависимость;
- построить зависимость микротвердости от концентрации легирующих элементов. Объяснить полученную зависимость;
- построить зависимость энергии активации распада твердого раствора от концентрации легирующих элементов. Объяснить полученную зависимость.

<sup>(\*)</sup> – дополнительное задание для этапа индивидуальной работы

#### ***4.5 Оформление отчетных материалов***

Отчет должен содержать следующие обязательные разделы:

- Титульный лист (приложение 3)
- Список используемых терминов, обозначений и сокращений
- Реферат с постановкой задачи
- Описание объектов исследований и используемых методик, включая описание процедуры расчета погрешностей измерений
- Описание экспериментальных результатов (данный раздел должен быть разделен на подразделы, каждый из которых соответствует виду проводимых исследований: исследование макроструктуры, исследование микротвердости и УЭС в исходном состоянии, исследование зависимости УЭС и микротвердости от температуры отжига, исследование зависимостей УЭС и микротвердости от времени изотермического отжига).
- Обобщение и анализ результатов индивидуальной работы
- Обобщение и анализ результатов групповой работы
- Выводы, содержащие заключение по этапу индивидуальной работы и заключение по этапу групповой работы.
- Список используемой литературы
- Приложения с протоколами проведенных исследований, оформленных в соответствии с приложениями 4,5.

Отчет по лабораторной работе высылается на проверку преподавателю по электронной почте.



## Контрольные вопросы для самопроверки

1. Опишите основные характеристики твердых растворов.
2. В чем состоит физическая причина начала выделения частиц второй фазы при отжиге твердых растворов?
3. Опишите основные стадии распада пересыщенного твердого раствора и их особенности.
4. Что такое гомогенное и гетерогенное образование зародышей новой фазы?
5. Что такое зона Гинье-Престона и чем она отличается от частицы второй фазы?
6. Как образование зоны Гинье-Престона повлияет на удельное электросопротивление сплава? (\*)
7. Почему при выделении частиц второй фазы наблюдается уменьшение удельного электросопротивления?
8. В чем отличие когерентной и некогерентной частицы?
9. Опишите физическую причину возникновения размера (радиуса) устойчивого зародыша.
10. Какими уравнениями описывается кинетика роста выделений второй фазы?
11. Что такое коагуляция частиц второй фазы?
12. Опишите механизм коагуляции частиц второй фазы?
13. Как влияют на удельное электросопротивление легирующие элементы?
14. Почему экспериментальная величина УЭС литых сплавов часто оказывается меньше своей теоретической величины?
15. Как процесс пластической деформации влияет на УЭС металлов и сплавов? (\*)
16. Почему при распаде твердого раствора наблюдается уменьшение удельного электросопротивления?
17. Чем определяется место образования частиц второй фазы?
18. Опишите механизм упрочнения по Оровану. Каков механизм взаимодействия решеточной дислокации с некогерентной частицей?
19. Почему иногда уравнение Орована используют для описания вклада когерентных частиц в прочность металлов (сплавов)?
20. Почему с уменьшением размера некогерентной частицы ее вклад в прочность сплава повышается?
21. Что такое предел растворимости?

22. Опишите механизм стабилизации мигрирующих границ зерен с помощью частиц второй фазы (механизм стабилизации по Зинеру).
23. Почему наночастицы тормозят миграцию границ зерен эффективнее, чем микронные частицы?
24. О чем будет свидетельствовать изменение (например, уменьшение) величины коэффициента  $n$  в уравнении Мела-Джонса-Аврами-Колмогорова при отжиге СМК сплава?
25. Опишите процедуру расчета энергии активации выделения частиц второй фазы на основании результатов исследования зависимости УЭС от времени отжига при различных температурах.
26. Если Вам известно значение коэффициента  $n$ , то можете ли Вы рассчитать энергию активации распада твердого раствора по температурной зависимости УЭС?
27. Что такое размер (радиус) потери когерентности частицы? (\*)
28. Опишите процедуру расчета энергии активации роста частиц второй фазы на основании совместного анализа результатов исследований зависимостей УЭС и среднего размера зерна от времени отжига при различных температурах.
29. Может ли в процессе отжига СМК сплава измениться механизм роста частиц второй фазы? (\*)
30. Как, по Вашему мнению, наличие первичных частиц в структуре слитка скажется на кинетике распада твердого раствора? (\*)
31. Почему диаграммы изотермического распада твердого раствора часто имеют вид С-кривых? (\*)

## *Список литературы*

1. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
2. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация: Учебник для вузов – М.: МИСИС, 1997. – 527 с.
3. Гуляев Б.Б. Синтез сплавов. (основные принципы. Выбор компонентов) – М.: Металлургия, 1984. – 160 с.
4. Хэтч Дж.Е. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справ. Изд. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1989. – 422 с.
5. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник – М.: Машиностроение, 2004. – 336 с.
6. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией – М.: Логос, 2000. – 272 с.
7. Segal V. M., Beyerlein I. J., Tome C. N., Chuvil'deev V. N., Kopylov V. I. Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation. - New York: Nova Science Publishers, 2010. - 549 p.
8. Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В. и др. Рекристаллизация в микрокристаллических меди и никеле, полученных методами РКУ-прессования I. Структурные исследования. Эффект аномального роста // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т. 96, № 5. – С. 51–60.
9. Nokhrin A.V., Smirnova E.S., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. Temperature of the onset of recrystallization in microcrystalline metals produced by severe plastic deformation // Russian Metallurgy (Metally) – 2003. – № 3. – P. 211–220.
10. Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Smirnova E.S. et al. Thermal stability of the structure of microcrystalline metals produced by equal-channel angular pressing // Russian Metallurgy (Metally) – 2004. – № 2. – P. 139–152.
11. Amirkhanov N.M., Valiev R.Z., Islamgaliev R.K. Mechanical properties of Cu+0.5wt%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposite material produced by severe plastic deformation // The Physics of Metals and Metallography – 2001. – V. 92, № 5. – P. 518–525.
12. Shpeizman V.V., Nikolaev V.I., Smirnov B.I., et al. Influence of impurities on the low-temperature deformation of nanocrystalline copper // Physics of the Solid State – 1998. – V. 40, № 9. – P. 1489–1491.
13. Lebedev A.B., Pulnev S.A., Burenkov Yu.A., et al. Thermal stability of submicrocrystalline copper and Cu: ZrO<sub>2</sub> composite // Scripta Materialia – 1996. – V. 35, № 9. – P. 1077–1081.

14. Lebedev A.B., Pulnev S.A., Vetrov V.V. et al. Thermal stability of submicrocrystalline copper strengthened with HfO<sub>2</sub> nanoparticles in the temperature range 20–500 °C // *Physics of the Solid State* – 1998. – V.40, №7. – P. 1155–1157.
15. Vinogradov A., Patlan V., Szuki Y. Structure and properties of ultra-fine grain Cu–Cr–Zr alloy produced by equal-channel angular pressing // *Acta Materialia* – 2002. – V. 50, № 7. – P. 1639–1651.
16. Morozova A., Mishnev R., Belyakov A., Kaibyshev R. Microstructure and properties of fine grained Cu–Cr–Zr alloys after thermo-mechanical treatments // *Reviews on Advanced Materials Science* – 2018. – V. 54, № 1. – P. 56–92.
17. Vinogradov A., Suzuki Y., Ishida T. et al. Effect of Chemical Composition on Structure and Properties of Ultrafine Grained Cu–Cr–Zr Alloys Produced by Equal–Channel Angular Pressing // *Materials Transactions* – 2004. – V. 45, № 7. – P. 2187–2191.
18. Shangina D.V., Bochvar N.R., Morozova A.I. et al. Effect of chromium and zirconium content on structure, strength and electrical conductivity of Cu–Cr–Zr alloys after high pressure torsion // *Materials Letters* – 2017. – V. 199. – P. 46–49.
19. Патент RU 2484175 С1 «Ультрамелкозернистый медный сплав системы Cu-Cr и способ его получения» // Исламгалиев Р.К., Нестеров К.М., Рааб Г.И., Валиев Р.З. Дата публикации 10.06.2013.
20. Чувильдеев В.Н., Шадрина Я.С., Нохрин А.В. и др. Исследование термической стабильности структуры и механических свойств субмикроструктурных алюминиевых сплавов Al-0.5%Mg-Sc // *Металлы* – 2021. - №1. - С. 10-28.
21. Нохрин А.В., Шадрина Я.С., Чувильдеев В.Н. и др. Исследование термической стабильности литых и микроструктурных сплавов Al-2.5Mg-Sc-Zr // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования* - 2022. - №1. - С.24-29.
22. Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Шадрина Я.С. и др. Исследование термической стабильности структуры и механических свойств мелкозернистых проводниковых алюминиевых сплавов Al-Mg-Zr-Sc(Yb) // *Металлы* – 2020. - №5. - С. 64-76.
23. Перевезенцев В.Н. Высокоскоростная сверхпластичность алюминиевых сплавов с субмикро- и нанокристаллической структурой // *Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского* – 2010. – №5 (2). – С. 58-69
24. Musin F., Kaibyshev R., Motohashi Y. Superplastic Behavior and Microstructure Evolution in a Commercial Al–Mg–Sc Alloy Subjected to

- Intense Plastic Straining // Metallurgical and Materials Transactions A – 2004. – № 35. – P. 2383–2392.
25. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов – М.: Металлургия, 1985. – 312 с.
  26. Физическое металловедение: В 3-х т., Т.3: Физико-механические свойства металлов и сплавов. 3-е издание., перераб. и доп. / Под ред. Кана Р.У., Хаазена П. – Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1987. – 663 с.
  27. Мартин Дж. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов - Пер. с англ. – М.: Металлургия. 1983. –167 с.
  28. Мартин Дж., Доэрти Р. Стабильность микроструктуры металлических систем. под ред. В.Н. Быкова. – Пер. с англ. – М.: Атомиздат. 1978. – 280 с.
  29. Чувильдеев В.Н. Стабильность структуры нано- и микрокристаллических материалов, полученных методами интенсивного пластического деформирования: учебное пособие – Нижний Новгород: Изд-во ННГУ, 2006. – 189 с.
  30. Скрипов В.П., Скрипов А.В. Спинодальный распад (Фазовый переход с участием неустойчивых состояний) // Успехи физических наук – 1979. – Т. 128, № 2. – С. 193-231.
  31. Жданов Г.С., Хунджуа А.Г. Лекции по физике твердого тела: принципы строения, реальная структура, фазовые превращения. – Москва : МГУ, 1988. – 229 с.
  32. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
  33. Захаров В.В. Устойчивость твердого раствора скандия в алюминии // Материаловедение и термическая обработка металлов –1997. – № 2. – С.15-19.
  34. Физическое металловедение: В 3-х т., Т.2: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами. 3-е издание., перераб. и доп. / Под ред. Кана Р.У., Хаазена П. – Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1987. – 624 с.
  35. Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Смирнова Е.С., Копылов В.И. Исследование механизмов распада твердого раствора в литых и микрокристаллических сплавах системы Al-Sc. Часть 3. Анализ экспериментальных данных // Металлы – 2012. – №6. – С. 82-91.

Приложение 1. Влияние легирующих элементов на прирост удельного электросопротивления в медных сплавах [5]

Элемент	Значение удельного электросопротивления $\Delta\rho$ , мкОм·см/ат.%	
	Расчетное	Экспериментальное
Ag	0.2~0.8	0.1~0.2
Al	1.2~1.4	1.2~1.3
As	5.7	5.6~7.5
Au	0.7~1.2	0.6
Be	-	4.5
Cd	0.1	0.2~0.3
Co	-	6~7
Cr	18.1	3.5~4.8
Fe	10.8	9~11.2
Ga	1.2	0.8
Ge	2.9	3.7
Hf	-	9.4
In	0.6	0.6~1
Mg	0.8	0.6~0.8
Mn	14.5	3~3.4
Ni	1.2	1~1.4
O	-	5.3
P	5.7	6.8~8.7
Pb	-	0.9
S	7.5	9.2
Sb	5.5	5~5.5
Se	7.6	9.7~10.5
Si	2.8	3~4
Sn	2.6	2.6~3.1
Te	7.7	7.7~8.4
Ti	16.2	9~11
V	-	5.8~9.2
Y	10.3	0.8~1
Zn	0.2~0.5	0.3
Zr	14.5	3.4~5.7

Приложение 2. Влияние легирующих элементов на прирост удельного электросопротивления в алюминиевых сплавах [4]

Элемент	Значение удельного электросопротивления $\Delta\rho$ , мкОм·см/ат.%
Ag	1.150
Au	2.000
Be	0.085
Cd	0.057
Cr	7.700
Cu	0.785
Er	5.400
Fe	4.750
Ga	0.250
Ge	0.775
Hf	0.750
Li	0.890
Mg	0.490
Mn	5.970
Mo	8.350
Nb	6.850
Ni	1.770
Pb	1.500
Pd	2.350
Sc	3.320
Si	0.650
Sn	1.100
Sr	3.200
Ti	5.100
V	6.900
Zn	0.211
Yb	6.400
Zr	5.850

### Приложение 3. Титульный лист

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского (ННГУ)

Физический факультет ННГУ  
Кафедра физического материаловедения ННГУ

## ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА ПРИ ОТЖИГЕ АЛЮМИНИЕВЫХ (МЕДНЫХ) СПЛАВОВ (Отчет по лабораторной работе)

Учебный курс: \_\_\_\_\_  
(приводится полное название учебного курса, по которому проводится работа)

Выполнили  
студенты \_\_\_\_\_ группы:

_____ / _____ (подпись студента)	_____ / _____ Фамилия И.О. студента
_____ / _____ (подпись студента)	_____ / _____ Фамилия И.О. студента
_____ / _____ (подпись студента)	_____ / _____ Фамилия И.О. студента

«Отчет принят» / «отчет не принят»:  
Преподаватель, уч.степень, уч.звание

\_\_\_\_\_ / \_\_\_\_\_  
(подпись преподавателя)      Фамилия И.О. преподавателя

Нижегород 20 \_\_\_\_ г.



## Приложение 4. Протокол испытаний на микротвердость

### ПРОТОКОЛ ИСПЫТАНИЙ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ

Материал:	
Обработка:	
Прибор для измерения микротвердости:	
Время выдержки под нагрузкой, с:	
Нагрузка, г:	

№ испытания	Размер диагоналей отпечатка d, мкм	H <sub>v</sub> , МПа	H <sub>vcp</sub> , МПа	Абсолютная погрешность, МПа	Относительная погрешность, %
1					
2					
3					
4					
5					
6					
7					
8					
9					
10					

Исследования провели:

\_\_\_\_\_ / \_\_\_\_\_  
(подпись студента) (Фамилия И.О. студента)

Ответственный за проведение лабораторной работы

\_\_\_\_\_ / \_\_\_\_\_  
(подпись представителя УВП кафедры) (Фамилия И.О. ответственного)

« \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 20 \_\_ г.  
(дата заполнения протокола)

# Приложение 5. Протокол испытаний на УЭС

## ПРОТОКОЛ ИСПЫТАНИЙ НА ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ

Материал:	
Прибор для измерения микротвердости:	SIGMATEST 2.069
Частота измерения:	

Дата	Обработка	$\sigma$ , МСм/м					$\sigma_{\text{ср}}$ , МСм/м	$\rho$ , мкОм·см
		1	2	3	4	5		

Исследования провели:

\_\_\_\_\_ / \_\_\_\_\_  
(подпись студента) (Фамилия И.О. студента)

Ответственный за проведение лабораторной работы

\_\_\_\_\_ / \_\_\_\_\_  
(подпись представителя УВП кафедры) (Фамилия И.О. ответственного)

« \_\_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 20\_\_ г.  
(дата заполнения протокола)

# **ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА ПРИ ОТЖИГЕ АЛЮМИНИЕВЫХ И МЕДНЫХ СПЛАВОВ**

*Практикум*

Авторы:

**Яна Сергеевна Шадрина**  
**Алексей Владимирович Нохрин**  
**Владимир Николаевич Чувильдеев**  
**Елена Сергеевна Смирнова**

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования «Национальный исследовательский Нижегородский  
государственный университет им. Н.И. Лобачевского»  
603022, Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23.