

УДК 539.26+669.234

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК – БЕСПОРЯДОК И СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕХОДЫ ОЦК – ГЦК В СПЛАВАХ Cu – 40 ат. % Pd ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

© А.А. Клопотов, Ю.А. Абзаев, А.С. Тайлашев

Россия, Томск, Государственный архитектурно-строительный университет

Klopotov A.A., Abzyaev Y.A., Taylashev A.S. Phase transitions «order-disorder» and structural transitions VCC-FFC in alloys Cu – 40 at. % Pd under plastic deformation. The paper discusses the results of the investigation of the influence of plastic deformation on structural transition B2 – A1 and on phase transitions «order-disorder» in alloys CuPd. An X-ray diffraction analysis is used in the investigation. It is established that in a defect disordered phase with FFC lattice formed as a result of deformation, the root-mean-square atomic displacements are much larger than in a parent ordered phase with B2 structure.

В сплавах системы Cu – Pd в области 40 ат. % Pd под действием деформации происходят одновременно два фазовых перехода (ФП): структурный B2→A1 и ФП порядок – беспорядок (ОЦК упорядоченная → ГЦК разупорядоченная). Деформационное воздействие в поликристаллических сплавах протекает не равномерно. На неоднородность деформации поликристаллических материалов оказывает влияние размер зерен, их форма, кристаллографическая ориентация с различными статистическими весами и т. п. Таким образом, в реальной ситуации деформационные ФП проходят в условиях неоднородности деформации. Экспериментальных данных о физических процессах, происходящих при деформационном воздействии на сплавах Cu – 40 ат. % Pd, недостаточно [1–4], чтобы описать механизм деформационных ФП. Данная работа посвящена структурным исследованиям процессов, происходящих при деформации в сплаве Cu – 39 ат. % Pd.

Было проведено исследование деформационного упрочнения при деформации сжатием в зависимости от фазового состава. Кривые деформации образцов сплава Cu – 39 ат. % Pd, находящихся в различных структурно-фазовых состояниях, представлены на рис. 1. Видно, что на кривые деформации оказывает влияние исходное структурно-фазовое состояние исследуемого сплава.

В [1] показано, что при напильвании порошка из упорядоченного сплава CuPd происходит деформационный ФП B2→A1. Для выяснения действия неоднородной пластической деформации на структурно-фазовое состояние было изучено влияние пластической деформации прокаткой на упорядоченный сплав Cu – 39 ат. % Pd. Установлено, что деформация прокаткой сплава CuPd, находящегося в упорядоченном состоянии, приводит к деформационному ФП B2→A1. В исходном состоянии образец имел упорядоченную структуру с высоким значением параметра атомного дальнего порядка ($\eta^* = 0,97 \pm 0,5$) и со средним размером антифазных доменов (АФД) и областей когерентного рассеяния (ОКР) более 100 нм. Пластическая деформация прокаткой, одновременно с ФП B2→A1, вызывает разрушение атомного дальнего порядка (рис. 2а). Ана-

лиз зависимости атомного дальнего порядка от степени деформации позволил установить, что при деформации до 10 % параметр атомного дальнего порядка в упорядоченной фазе уменьшается незначительно. Дальнейшая деформация приводит к быстрому и монотонному уменьшению η^* .

Анализ уширения брэгговских рефлексов на рентгенограммах деформированного сплава позволил разделить эффекты уширения рефлексов, связанных с уменьшением размеров ОКР, АФД, и микроискажений второго рода (рис. 2б, в). Как видно, на начальной стадии деформации (до 10 %) происходит резкое измельчение блочной и доменной структуры упорядоченной фазы. Это свидетельствует об увеличении плотности антифазных границ (АФГ) в упорядоченной фазе B2. При деформации более 20 % средние размеры ОКР и АФД практически не меняются и остаются на уровне 25 и 15 нм соответственно. Средние размеры ОКР, в образовавшейся ГЦК фазе при деформации, имеют такие же значения как и в фазе B2 (~15 нм). Размеры ОКР в ГЦК фазе не зависят от степени деформации сплава. Вероятно, небольшое уменьшение η^* в упорядоченной фазе B2 при деформации до 10 % обусловлено измельчением доменной и блочной структуры. Дальнейший рост деформации приводит к уменьшению η^* уже внутри АФД.

По отношению интенсивностей рефлексов исходной фазы B2 к интенсивностям рефлексов новой фазы, возникшей в результате деформации, была получена зависимость изменения объемной доли фазы со структурой A1 от степени деформации (рис. 2г). Видно, что при деформации до 10 % происходит линейное увеличение объемной доли разупорядоченной фазы с ГЦК решеткой с ростом деформации. Затем при дальнейшем возрастании деформации линейность нарушается. Наблюдается возрастание увеличения содержания фазы со структурой A1 с ростом деформации. Видно, что до 30 % деформации содержание объемной доли ГЦК-фазы с ростом степени деформации монотонно увеличивается. Структурное ФП B2 – A1 достигает насыщения при 30 % деформации по достижении равного количества фаз B2 и A1.

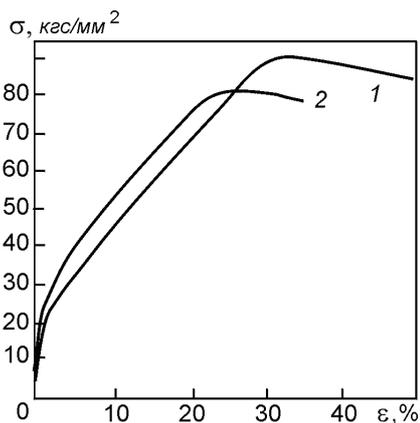


Рис. 1. Диаграммы сжатия сплава Cu – 39,5 ат. % Pd: 1 – исходное состояние 42 % B2 + 58 % A1; 2 – исходное состояние 100 % B2

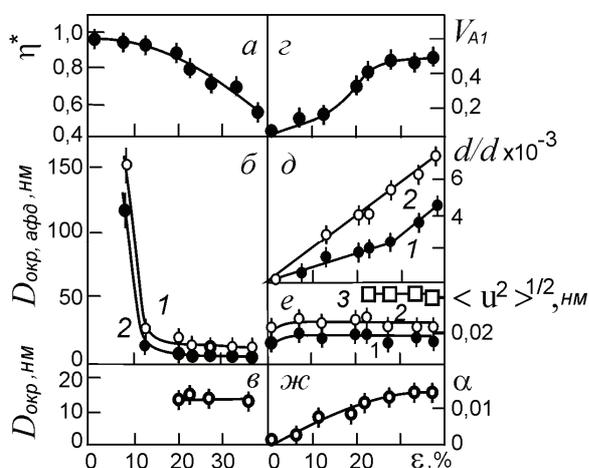


Рис. 2. Зависимости параметра атомного дальнего порядка (а), размеров ОКР (1) и размеров АФД (2) в упорядоченной фазе В2 (б), размеров ОКР в фазе А1 (в), содержания фазы А1 (г), микроискажений второго рода в фазе В2 (д, 1) и в фазе А1 (д, 2), полных среднеквадратичных смещений атомов на подрешетке Cu (е, 1), на подрешетке Pd (е, 2) в сверхструктуре В2 и в разупорядоченной фазе А1 (е, 3), вероятности существования дефектов упаковки в фазе В2 (ж) от степени деформации

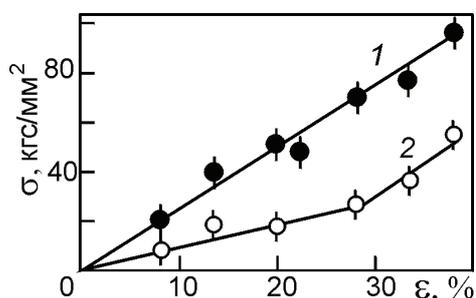


Рис. 3. Зависимости микронапряжений второго рода в фазе В2 (1) и в фазе А1 (2) от степени деформации

Таким образом, из анализа данных, приведенных на рис. 2, можно установить, что деформационный фазовый переход В2→А1 происходит в условиях, когда имеет место нарушение атомного дальнего порядка в упорядоченной фазе со структурой В2.

Результаты измерения микроискажений II рода от степени деформации в обеих фазах представлены на

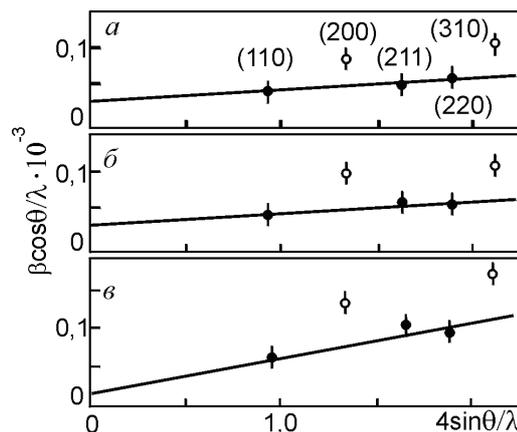


Рис. 4. Зависимости уширения брэгговских линий в упорядоченной фазе со структурой В2 при различных степенях деформации: а – $\epsilon = 13,3\%$; б – $\epsilon = 20,0\%$; в – $\epsilon = 37,8\%$

(рис. 2д). Величина микроискажений кристаллической решетки ГЦК-структуры А1 линейно увеличивается со степенью деформации образца рис. 2д, тогда как для упорядоченной структуры В2 соответствующая зависимость может быть представлена в виде двух линейных участков с изломом при 30 % деформации. Приращение с деформацией микроискажений второго рода в упорядоченной фазе меньше, чем во вновь образовавшейся. Лишь при насыщении ФП приращения микронапряжений с деформацией в обеих структурных составляющих сплава выравниваются.

Из экспериментальных данных о микроискажениях II рода по формуле $\sigma = E(\Delta d/d)$ были вычислены микронапряжения II рода в обеих фазах. Следует отметить, что модуль Юнга в упорядоченной фазе со структурой В2 ($11,7 \cdot 10^3$ кг/мм²) несколько меньше, чем в разупорядоченной фазе со структурой А1 ($12,5 \cdot 10^3$ кг/мм²) [3]. Результаты этого расчета приведены на рис. 3. При деформационном ФП В2→А1 в разупорядоченной фазе со структурой А1 наблюдали рост напряжений с деформацией. В упорядоченной фазе со структурой В2 интенсивность напряжений оказывается меньше, чем в разупорядоченной фазе. Видно также, что напряжения второго рода, возникающие при деформации прокаткой упорядоченного сплава (рис. 3), близки к действующим напряжениям при деформации сжатием (рис. 1).

По интегральной интенсивности брэгговских рефлексов от обеих фаз были рассчитаны полные среднеквадратичные смещения атомов (рис. 2е). Видно, что в дефектной разупорядоченной фазе с ГЦК решеткой, образовавшейся в результате деформации, среднеквадратичные смещения значительно больше, чем в исходной упорядоченной фазе со структурой В2.

Величина среднеквадратичных смещений атомов отражает стабильность кристаллического состояния металлической системы. Сравнение среднеквадратичных смещений атомов разупорядоченной дефектной фазы А1 и исходной упорядоченной фазы со структурой В2 показывает, что структура А1 менее стабильна, чем структура В2. Однако в упорядоченной фазе при деформации происходит сильное изменение блочности структуры и разрушение атомного дальнего порядка. Эти изменения понижают стабильность упорядоченной фазы и способствуют изменению фазового состава при деформационном воздействии. Это подтверждается также тем фактом, что разупорядоченной фазы на ос-

нове ОЦК решетки в исследуемом сплаве не обнаружено. Таким образом, приведенные данные свидетельствуют о многофакторном влиянии деформации на структурный ФП в сплаве CuPd.

На рис. 4 приведены зависимости уширения брэгговских рефлексов структуры В2 в зависимости от угла отражения для различных степеней деформации. Видно, что рефлексы (200) и (310) закономерно выпадают из общей линейной зависимости. Согласно литературным данным [3], при напильвании порошка из упорядоченного сплава CuPd происходит деформационный ФП В2→А1, во время которого сильно возрастает концентрация дефектов упаковки типа $1/8\langle 111 \rangle (110)$ в упорядоченной фазе. В [3] закономерное уширение рефлексов (200) и (310) объясняют возрастанием с деформацией вероятности образования дефектов упаковки (ДУ) типа $1/8\langle 110 \rangle (110)$.

Результаты расчета вероятности образования дефектов упаковки (ДУ) по уширению рефлексов представлены на рис. 2е. На зависимости вероятности образования ДУ от деформации можно выделить два участка. Первый участок (от 0 до 20 % деформации), где

экспериментальные точки описываются линейной зависимостью. Второй участок (от 20 до 40 % деформации), где рост деформации не вызывает значительного увеличения вероятности образования ДУ, т. е. выходит на насыщение. Как следует из приведенных на рис. 2 данных, наблюдается корреляция между вероятностью образования ДУ $1/8\langle 110 \rangle (110)$ и объемной долей выделившейся при деформации ГЦК-фазы. Отсюда следует, что ДУ играют важную роль при деформационном ФП В2 – А1.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ellis F.V., Mohanty G.P. Strain induced transformation in $\text{Cu}_{0.6}\text{Pd}_{0.4}$ alloy // Scr. Met. 1970. V. 4. № 11. P. 929–930.
2. Клопотов А.А., Тайлашев А.С. и др. Неустойчивость кристаллической решетки сплава CuPd // Изв. вузов. Физика. 1997. № 3. С. 93-102.
3. Ahmand M.J., Mohanty G.P. a/8 [110] (110) faulting in β -CuPd in prestrain-induced transformation stage // Scr. Met. 1972. V. 6. № 2. P. 131-134.
4. Rohl H. Die elastischen Eigenschaften der Mischkristallreihen Au-Cu and Au-Pd und der Leigierungen Cu_3Pt , Cu_3Pd und CuPd // Ann. Phys. 1933. Bd. 18. P. 155-168.

УДК 548.5:548.571

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ И МОРФОЛОГИИ НЕРАВНОВЕСНОГО РОСТА ЛЬДА КОМПЛЕКСОМ *IN SITU* МЕТОДОМ

© А.А. Шибков, Ю.И. Головин, М.А. Желтов, А.А. Королев

Россия, Тамбов, Государственный университет им. Г.П. Державина

Shibkov A.A., Golovin Y.I., Zheltov M.A., Korolev A.A. Investigation of the kinetics and morphology of non-equilibrium growth of ice by some in situ techniques. It is discovered that the forming of different non-equilibrium structures of ice in super-cooled water in not investigated earlier super-cooling of distilled water from 0,1 to 30 K (dense-branching, dendrite, needle-shaped and so on) is accompanied by the generating of a characteristic signal of electromagnetic emission in the form of a sequence of pulses which satisfactorily identifies each structure.

Исследование взаимосвязи механических и физических свойств реальных кристаллов с дефектной структурой на различных масштабных уровнях является фундаментальной проблемой физики твердого тела. Особое место в этой проблеме занимает изучение роли биографических дефектов, возникающих в кристалле в процессе выращивания. Рост кристалла, как известно, является термодинамически неравновесным процессом и осуществляется за счет движения межфазной границы, микроскопическая структура, динамика и физические свойства которой мало изучены в связи с серьезными экспериментальными трудностями. Исследование динамики фазовой границы кристалл-расплав и ее роли в формировании биографической структуры дефектов и, соответственно, физических свойств реального кристалла остается одной из приоритетных задач современной физики твердого тела. Неравновесный рост кристалла, происходящий по нормальному механизму, морфологически неустойчив и имеет в этом аспекте множество аналогов в различных областях физики, химии, геофизики и биологии. Несмотря на большое число работ в области аналитического и компьютерного моделирования процессов формирования структуры кристалла [1–3],

проблема отбора морфологий неравновесного роста остается открытой, главным образом, из-за недостатка экспериментальной информации.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании кинетики и морфологии дендритного роста льда из расплава в широком и малоисследованном температурном диапазоне степени переохлаждения воды $0,1 \text{ K} \leq \Delta T \leq 30 \text{ K}$, характеризуем преимущественно гетерогенным механизмом зарождения твердой фазы. В качестве объекта исследования выбрана система лед-вода, интересная и сама по себе (в силу ее важной роли в эволюции всего живого на Земле), и как удобная физическая модель процессов роста новых структур в сильно неравновесных условиях.

Для реализации поставленной цели была разработана оригинальная установка (рис. 1), позволяющая исследовать кинетику кристаллизации и сопутствующих электромагнитных явлений комплексом независимых *in situ* методов (оптическим, термическим, электромагнитным). Геометрия образцов могла варьироваться: образцы объемом от 1 до 10 мл помещались в стеклянную кювету; образцы объемом до 1 мл имели вид капли, эмульгированной в минеральном масле; для создания некоторых