

Известия Алтайского государственного университета. 2025. № 4 (144). С. 46–55.

Izvestiya of Altai State University. 2025. No 4 (144). P. 46–55.

Научная статья

УДК 539.373,669.35:539.214

DOI: 10.14258/izvasu(2025)4-06

«Фазовые» превращения при эволюции дислокационных субструктур при деформации в сплавах Cu-Al и Cu-Mn

*Людмила Ильинична Тришкина¹, Анатолий Анатольевич Клопотов²,
Татьяна Викторовна Черкасова³, Александр Иванович Потехаев⁴,
Владислав Иванович Бородин⁵, Виктор Алексеевич Власов⁶*

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, trishkina.53@mail.ru

²Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, klopotovaa@tsuab.ru

³Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, cherkasova_tv@mail.ru

⁴Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия; Томский научный центр СО РАН, Томск, Россия, potekaev@spti.tsu.ru

⁵Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия, v.borodin@gtt.gazprom.ru

⁶Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, rector@tsuab.ru

Original article

“Phase” Transformations During Evolution of Dislocation Substructures in Cu-Al and Cu-Mn Alloys under Deformation

*Lyudmila I. Trishkina¹, Anatoly A. Klopotov², Tatiana V. Cherkasova³,
Alexander I. Potekaev⁴, Vladislav I. Borodin⁵, Viktor A. Vlasov⁶*

¹Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia,
trishkina.53@mail.ru,

²Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia,
klopotovaa@tsuab.ru

³Tomsk State University of Architecture and Building, cherkasova_tv@mail.ru

⁴National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia; Tomsk Scientific Center
of the Siberian Branch of the RAS, Tomsk, Russia, potekaev@spti.tsu.ru

⁵National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia, v.borodin@gtt.gazprom.ru

⁶Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia, rector@tsuab.ru

Аннотация. Исследования типов дислокационных субструктур (ДСС) проводились на сплавах Cu-Al и Cu-Mn при разных степенях деформации и концентрациях второго элемента методом просвечивающей электронной микроскопии на основе анализа зависимостей параметров, характеризующих ДСС. Установлено, что с ростом деформации ($\epsilon_{ист}$) происходит переход из одних ДСС в другие. Эти переходы можно рассматривать как кинетические фазовые переходы (ФП). При малых степенях деформации в сплавах с небольшой концентрацией Al формируются клубковая субструктура и хаос.

Abstract. The paper investigates the types of dislocation substructures (DSS) in on Cu-Al and Cu-Mn alloys under different degrees of deformation and concentrations of the second element using the transmission electron microscopy. When analyzing the dependences of the DSS characterizing parameters, it is found that increasing deformation (ϵ_{true}) leads to transitions from one type of DSS to another. These transitions can be considered as kinetic phase transitions (PT). A coiled substructure and chaos are formed in alloys with small concentrations of Al at small degrees of deformation. Increasing ϵ_{true} values leads to the appearance

С ростом $\epsilon_{\text{ист}}$ формируются неориентированная ячеистая и фрагментированная субструктуры. Каждый тип ДСС описывается своим набором параметров, и тогда его можно характеризовать как отдельную фазу. Например, переход от клубковой ДСС к ячеистой субструктуре представляется как кинетический ФП. При повышенных степенях деформации установлено проявление кинетического фазового перехода от неориентированной ячеистой дислокационной субструктуры к разориентированной ячеистой. В сплавах, легированных Mn, наблюдается переход от разориентированной ячеистой ДСС к микрополосовой, а в сплавах, легированных алюминием, — к фрагментированной. В сплавах Cu-Al с высоким содержанием алюминия до 14 ат.% установлено, что кинетический ФП с ростом деформации связан с переходом от разориентированной ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуры к микродвойниковой в сплавах.

Ключевые слова: твердые растворы, дислокационные субструктуры, кривизна кристаллической решетки, микродвойники, деформация

Для цитирования: Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В., Потеев А.И., Бородин В.И., Власов В.А. Фазовые превращения при эволюции дислокационных субструктур при деформации в сплавах Cu-Al и Cu-Mn // Известия Алтайского государственного университета. 2025. № 4 (144). С. 46–55. DOI: 10.14258/izvasu(2025)4-06.

Финансирование: исследование выполнено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

Введение

Согласно представлениям, развиваемым Э.В. Козловым с сотрудниками [1], при анализе превращений ДСС из одной в другую с увеличением степени деформации предложено описывать эти процессы при помощи концепции кинетических фазовых переходов. В работе [1] представлены характерные особенности кинетических фазовых переходов (ФП) с учетом взаимопревращений ДСС при деформационных воздействиях: 1) формирование сложных дислокационных образований, обусловленное междислокационными взаимодействиями в изменяющихся условиях, которые можно условно представить как структурно различные «фазы»; 2) одновременное сосуществование двух или более разных ДСС, связанное со слабоустойчивым состоянием системы, приводит к образованию границ раздела между ДСС, т.е. к «двухфазности»; 3) зарождение новой ДСС в предшествующей ДСС происходит благодаря гетерофазным флуктуациям, зарождение которых более благоприятно в слабоустойчивом состоянии; 4) наличие

of non-disoriented and fragmented substructures. Each type of DSS is described by its own set of parameters, and thus, it can be characterized as a separate phase. For example, the transition from the coiled DSS to the cellular DSS is represented as a kinetic PT. The kinetic PTs also manifest when non-disoriented cellular DSS transition to disoriented cellular DSS at higher degrees of deformation. There are transitions from non-disoriented cellular DSS to microband DSS observed in alloys doped with Mn, and to fragmented DSS observed in alloys doped with Al, respectively. It is established that kinetic PT due to increased deformation is related to the transitions from a disoriented cellular-network DSS to microtwinning DSS in Cu-Al alloys with high aluminum concentration up to 14%.

Keywords: solid solutions, dislocation substructures, crystal lattice curvature, microtwins, deformation

For citation: Trishkina L.I., Klopotov A.A., Cherkasova T.V., Potekaev A.I., Borodin V.I., Vlasov V.A. “Phase” Transformations During Evolution of Dislocation Substructures in Cu-Al and Cu-Mn Alloys under Deformation. *Izvestiya of Altai State University*. 2025. No 4 (144). P. 46–55. (In Russ.). DOI: 10.14258/izvasu(2025)4-6.

Funding: the research was carried out within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project No. FEMN-2023-0003).

параметра, управляющего переходом из одной ДСС в другую, формирует закономерности образования различных ДСС — скалярная плотность дислокаций; 5) достижение критических значений скалярной плотности дислокаций (управляющего параметра) приводит к точке бифуркации, что проявляется в образовании новой ДСС в недрах старой ДСС и как следствие — в «двухфазности».

Классическим представлением о том, что при фазовых переходах (ФП) порядок — беспорядок (П — Б) в упорядочивающихся сплавах является положение, что исходная решетка и, следовательно, ее симметрия не изменяются в процессе фазового перехода, а изменяется лишь концентрация заполнения ее узлов различными компонентами. В то же время достаточно очевидно, что различные варианты расположения атомов кристаллической решетки в областях одномерных, двумерных и трехмерных дефектов будут приводить к искажению симметрии решетки в силу системного различия в характере взаимодействия различных компонентов. Это позво-

ляет вместо концентрационного фазового перехода перейти к деформационному фазовому переходу [2–4] и представить эволюцию ДСС при деформации как кинетические фазовые превращения между различными типами ДСС и, как следствие, анализировать эти превращения как с позиции квазиравновесной термодинамики, так и синергетики [5, 6]. Для решения этих задач необходимо определить количественные параметры для конкретных типов ДСС, на основании которых можно оценить термодинамические характеристики дислокационных субструктур, которые образуются в процессе деформации. В процессе деформации происходят структурные изменения в металлах и сплавах, контролируемые термически активируемым переползанием дислокаций, а также на процесс накопления, который контролируется зарождением дислокаций на тройных стыках зерен в ходе зернограницного проскальзывания. Эти структурные превращения есть результат совместного действия термических флуктуаций, механических напряжений в материале, которые определяют величину статических смещений атомов и величину динамических смещений атомов в элементарном деформационном акте [7].

Очевидно, что производство полных дислокаций при активации зернограницного проскальзывания позволяет обеспечить значительное увеличение скорости накопления деформации в области с повышенной плотностью дислокаций.

При развитой пластической деформации при достижении определенной скалярной плотности дислокаций происходит образование различного типа ДСС, которые могут переходить из одного типа ДСС в другой. Средняя скалярная плотность дислокаций в материале растет с увеличением степени деформации, что приводит к образованию более сложных ДСС. Взаимодействие между дислокациями приводит к формированию новых типов субструктур от разных систем скольжения, что вызвано приложенным напряжением. При определенной концентрации легирующего элемента и достижении фиксированной степени деформации в материале происходит формирование различных типов ДСС [1].

В настоящей статье приведены многочисленные данные, которые подтверждают развитую в работах [1, 5, 8–12] концепцию о кинетических фазовых переходах в результате эволюции дислокационных субструктур (ДСС) с ростом степени деформации.

Целью работы является поиск закономерностей при эволюции дислокационных субструктур в поликристаллических сплавах Cu-Al и Cu-Mn в зависимости от степени деформации на основе анализа различных параметров, описывающих дислокационные субструктуры. Установление взаимосвязи между собой таких параметров, как плотность контуров, плот-

ность сгущений, кривизна кручения кристаллической решетки, степень замкнутости ячеек, плотность разориентированных границ ячеек и плотность субграниц от средней скалярной плотности дислокаций. Выявление параметров в ДСС, которые могут свидетельствовать о протекании кинетических фазовых переходов при перестройке из одного типа дислокационной субструктуры в другую.

Материал для исследования

Количественные параметры измеряли по фотографиям, полученным в электронном микроскопе ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», которые были снабжены гониометром с наклоном и прецессией. Гониометр использовался для наклона фольги, чтобы получить более подробное описание дислокационной структуры. Концентрация Al в сплаве Cu-Al варьировалась в пределах 0.2 ... 14 ат. %, а Mn в сплаве Cu-Mn в пределах 0.2 ... 25 ат.%. Размер зерен 100 мкм. Плоские образцы деформировали растяжением при температуре 293 К. Были проведены измерения различных параметров ДСС при разных степенях деформации: $\langle \rho \rangle$ — средняя скалярная плотность дислокаций, доля замкнутых ячеек f , $P_{г.г}$ — плотность разориентированных границ ячеек, M — плотность разориентированных оборванных субграниц, ρ_d — плотность микродвойников. Параметры, которые характеризуют дислокационную субструктуру, измерялись по электронно-микроскопическим изображениям методами, представленными в [13–15].

Результаты экспериментальных исследований

На рисунке 1 приведено электронно-микроскопическое изображение «двухфазности» в сплавах Cu-Mn с небольшим содержанием легирующего элемента от 0.5 до 6 ат.%. В этих сплавах при небольших степенях деформации могут одновременно присутствовать два типа субструктур: ячеистая и хаос (рис. 1а), клубковая и ячеистая (рис. 1б). При повышенных степенях деформации — ячеистая с разориентировками и микрополосовая (рис. 1в). Превращения между дефектными фазами можно констатировать как кинетическое фазовое превращение. Экспериментально было установлено, что при достижении определенной критической плотности дислокаций ($\rho_{кр}$) в материале происходит образование новой ДСС на фоне предшествующей «старой» дислокационной субструктуры. Каждая последующая ДСС, которая формируется в материале при повышении степени деформации, характеризуется другим распределением дислокаций, а также количественными параметрами, величина которых выше, чем в предшествующей структуре, а также образованием новых параметров.

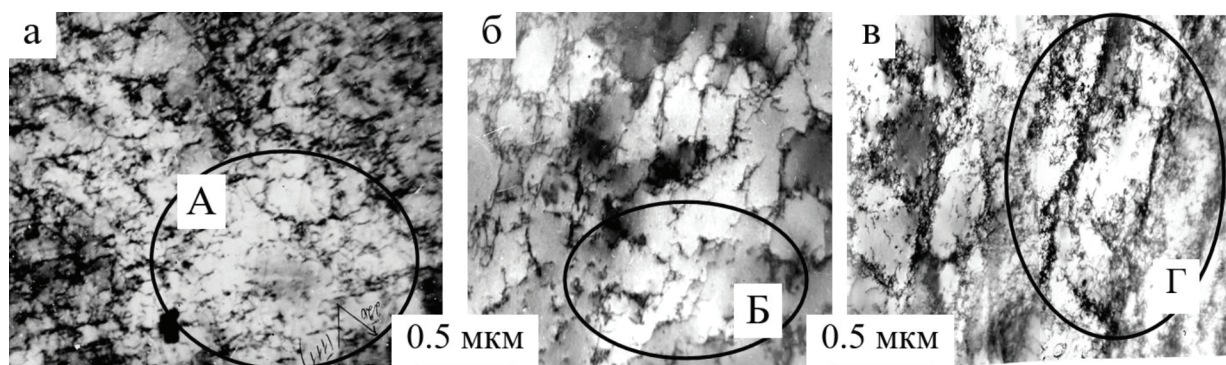


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения типов субструктур в низколегированных сплавах Cu-Mn: а — неразориентированная ячеистая и хаос (А), б — неразориентированная ячеистая и клубки (Б), в — разориентированная ячеистая и микрополосовая, область (Г)

В сплавах Cu-Mn можно выделить кинетические фазовые переходы в ДСС, которые определяются следующими перестройками дислокационных субструктур: «ДСС хаотического распределения дислокаций → ДСС неразориентированная ячеистая → ДСС разориентированная ячеистая → ДСС микрополосовая».

Подобные перестройки ДСС имеют место в сплавах Cu-Al: «ДСС клубковое распределение дислокаций → ДСС неразориентированная ячеистая → ДСС разориентированная ячеистая → ДСС фрагментированная». Установленные в процесс деформации сплавов перестройки ДСС также можно связать с кинетическими фазовыми переходами.

Такие превращения в зависимости от типа в приведенных ДСС могут иметь различный набор параметров: плотность клубков, отношение числа замкнутых ячеек к числу незамкнутых, плотность оборванных и микрополосовых границ и т.д.

На рисунке 1в представлены электронно-микроскопические изображения, на которых видно одновременное сосуществование двух типов ДСС, поэтому можно говорить о двухфазности в дефектном сплаве Cu-Mn. С самого начала наблюдается рост плотности клубков (рис. 1а, область А), затем клубки замыкаются и образуют ячейки без разориентировок (рис. 1а). С ростом степени деформации на фоне неразориентированной ячеистой ДСС (рис. 1б, область Б) формируется разориентированная ячеистая ДСС (рис. 1б), а затем внутри ячеек появляются границы раздела, и доля новых образовавшихся границ раздела начинает возрастать. Происходит образование разориентировок сначала между соседними ячейками, а затем между группами ячеек. На фоне разориентированной ячеистой структуры вдоль границ стенок ячеек формируется микрополосовая субструктура (рис. 1в, область Г).

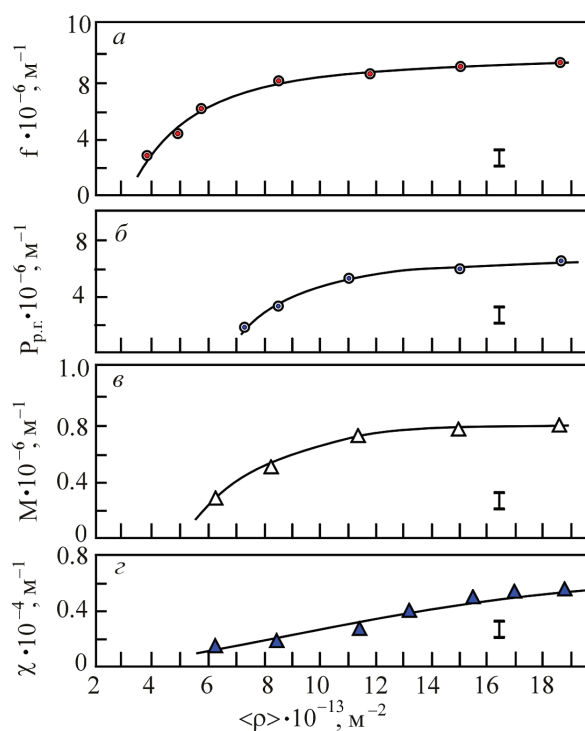


Рис. 2. Взаимосвязь параметров ДСС со средней скалярной плотностью дислокаций $\langle \rho \rangle$ в сплаве Cu+0.4ат.%Mn: а — степень замкнутости ячеек (f), плотность разориентированных границ (Pgr); б — плотность субграниц (M), кривизна-кручение кристаллической решетки (χ) в субструктуре

На рисунке 2 приведена взаимосвязь различных параметров дефектной структуры с плотностью дислокаций. Данные параметры характеризуют как неразориентированные, так и разориентированные субструктуры в сплаве Cu+0.4 ат. % Mn. Анализ зависимостей, которые представлены на рисунке 2, показывает, что для всех параметров ДСС эти кривые имеют вид, типичный для поведения парамет-

тров превращения, которые характерны при кинетических фазовых переходах. Для описания данной структуры нужно ввести новый набор параметров, характеризующих разориентированные ДСС: плотность границ микрополосовой субструктуры $P_{\text{гп}}$ и степень замкнутости ячеек f , которая характеризуется отношением числа замкнутых ячеек к незамкнутым (рис. 1а), плотность оборванных субграниц M и кривизна-кручение кристаллической решетки χ (рис. 2б). Следует отметить, что на формирование определенного типа ДСС в сплавах оказывает влияние не только степень деформации, но и концентрация легирующего элемента, которая оказывает существенное влияние на превращение в субструктурах. Во всех сплавах с малым содержанием легирующего элемента и при увеличении степени деформации можно проследить общую закономерность эволюции ДСС: образование дислокационных клубков, их замыкание (в результате образуется ячейка), разрастание стенок ячеек, формирование разориентированных границ ячеек, формирование микрополос в сплавах Cu-Mn, фрагментов и микродвойников в сплавах Cu-Al. Общим для всех исследованных сплавов является рост величины кривизны-кручения кристаллической решетки, что создает оборванные субграницы и границы зерен.

Объемная доля старой (предшествующей) структуры уменьшается, а новой растет. При достижении определенной критической плотности дислокаций в недрах «старой» (предшествующей) субструктуры начинает формироваться «новая» субструктура. Интенсивность накопления плотности дислокаций во вновь образующейся новой ДСС значительно выше, чем в «старой». В процессе деформации зарождение новой ДСС и исчезновение старой повторяется и каждый раз образованию новой ДСС соответствует более высокая плотность дислокаций.

В сплавах Cu+10 ат.%Al, Cu+14 ат.%Al, Cu+13 ат.%Mn, Cu+19 ат.%Mn и Cu+25 ат.%Mn с высоким содержанием легирующего элемента при малых степенях деформации формируются следующие типы ДСС: хаос, дислокационные скопления, сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры (рис. 3а – в). В данном случае к кинетическим фазовым переходам можно отнести соответствующие перестройки ДСС. При повышенных степенях деформации в дислокационной субструктуре формируются разориентировки и образуются следующие типы ДСС: разориентированная ячеисто-сетчатая, дислокационные сгущения, микрополосовая и в сплавах, легированных алюминием — микродвойниковая (рис. 3г – е).

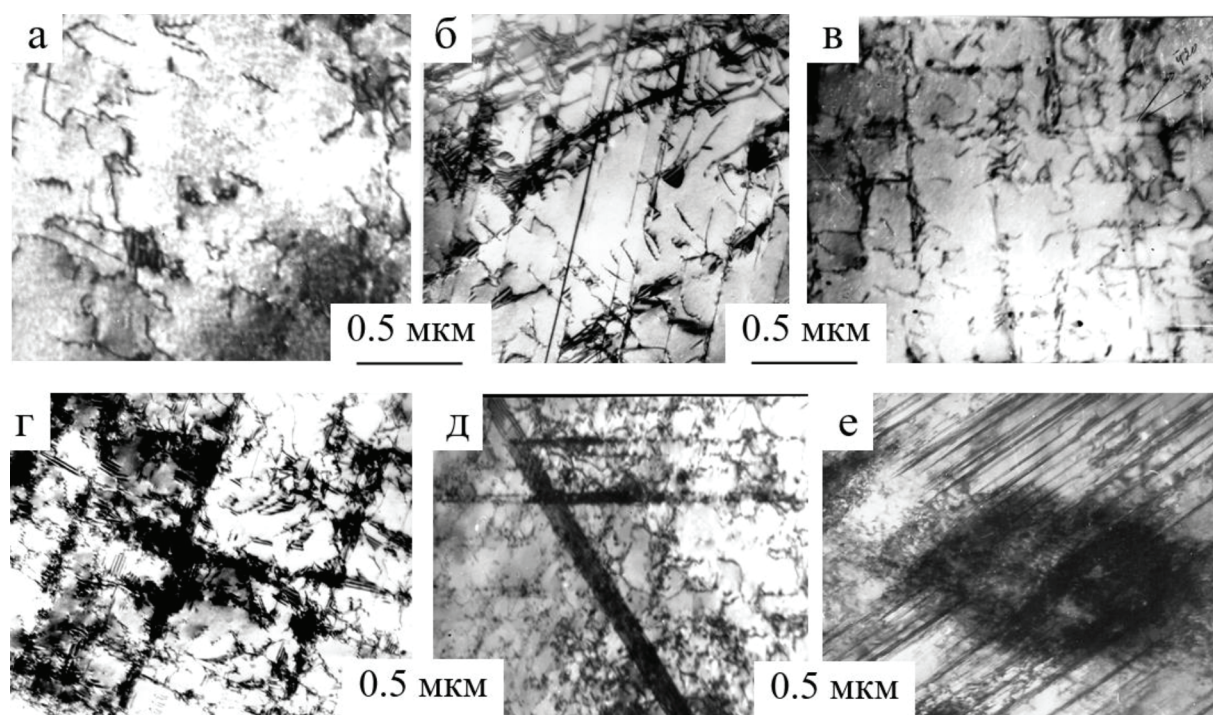


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения типов субструктур в высококонцентрированных сплавах Cu-Al:

- а — хаос, б — дислокационные скопления и барьеры, в — неразориентированная сетчатая, г — разориентированная ячеисто-сетчатая и дислокационные сгущения, д — микрополосовая ДСС, е — микродвойниковая

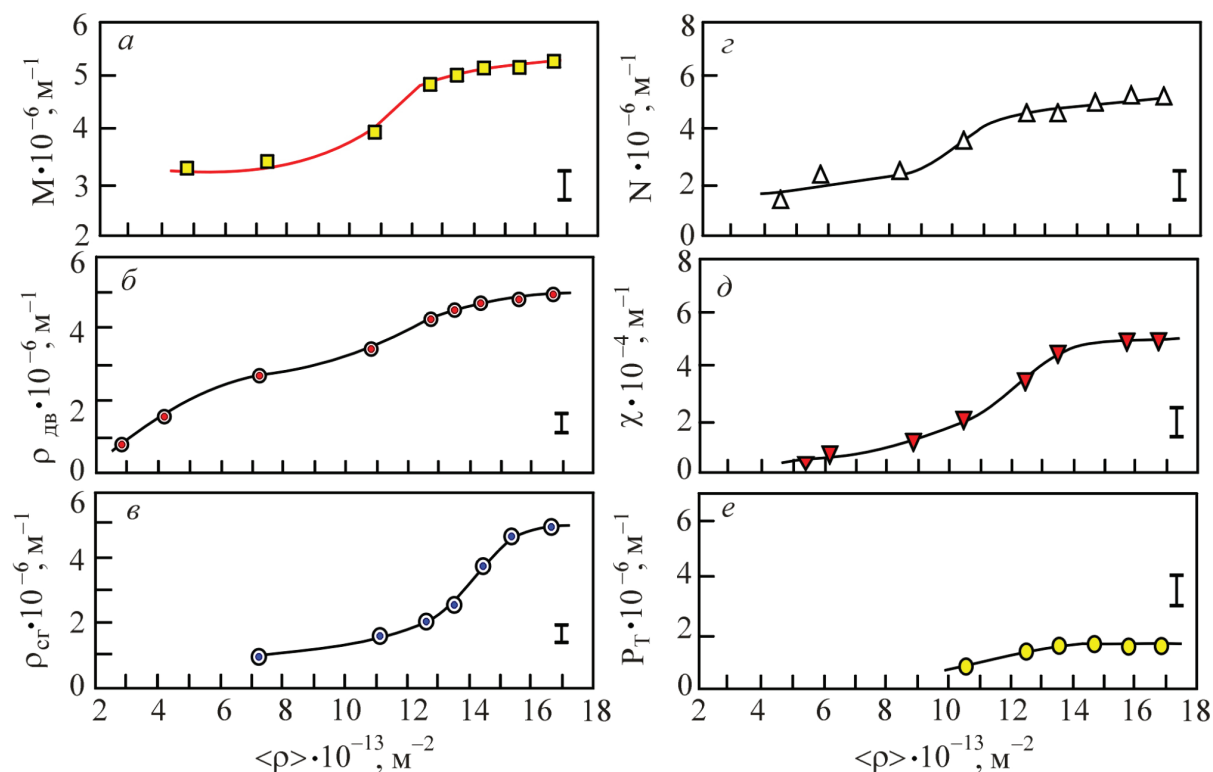


Рис. 4. Зависимости различных параметров ДСС в сплавах Cu+10 ат.%Al от средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$: а — плотность оборванных деформационных субграниц (М); б — плотность микровдвойников (ρ дв); в — плотность дислокационных сгущений (ρ сг); г — плотность контуров (N); д — кривизна-кручение кристаллической решетки в субструктуре (χ); е — плотность микротрещин (P_т)

Рассмотрим из вышеперечисленных сплавов, как проявляются кинетические фазовые превращения в ДСС на примере сплава Cu+10 ат.% Al. На рисунке 4 приведены зависимости параметров дислокационной субструктуры в сплаве Cu+10 ат. % Al от средней скалярной плотности дислокаций. На этом рисунке приведены зависимости плотности оборванных деформационных субграниц, микрополос, дислокационных сгущений, деформационных микровдвойников, плотности трещин и величины изгиба-кручения кристаллической решетки, плотности контуров от средней скалярной плотности дислокаций. Все значения вышеперечисленных параметров возрастают с ростом плотности дислокаций в материале.

Проанализируем поведение кривизны-кручения кристаллической решетки χ , которые создают оборванные субграницы, и границ зерен в исследуемых сплавах от средней скалярной плотности дислокаций (рис. 5). Из графиков видно, что все зависимости имеют S-образный вид. Первый кинетический фазовый переход, который происходит в условиях со средней плотностью дислокаций и отражает переход от ДСС неориентированной к ДСС разо-

риентированной. Затем по мере увеличения скалярной плотности дислокаций, обусловленной ростом деформации, происходит перестройка от ДСС разориентированной к ячеистой неориентированной. Эта перестройка ДСС не отражается заметным образом на зависимости $\chi=f(\langle \rho \rangle)$. Второй кинетический фазовый переход (высокие значения критической плотности дислокаций) соответствует переходу ДСС разориентированной ячеистой к ДСС микрополосовой или фрагментированной [16, 17]. Эта перестройка ДСС уже проявляется в появлении «ступеньки» на зависимостях $\chi=f(\langle \rho \rangle)$ (рис. 4д и рис. 5). Таким образом, зависимости $\chi=f(\langle \rho \rangle)$ свидетельствуют о том, что кривизна-кручение кристаллической решетки может являться параметром превращений, приводящим как к образованию, так и исчезновению субструктур. Замедление роста кривизны-кручения кристаллической решетки при возрастании плотности дислокаций свидетельствует о возрастании числа отличных от нуля компонент тензора кривизны-кручения кристаллической решетки. Об этом свидетельствует тип субструктуры, в котором присутствуют как дискретные, так и непрерывные разориентировки [18–20].

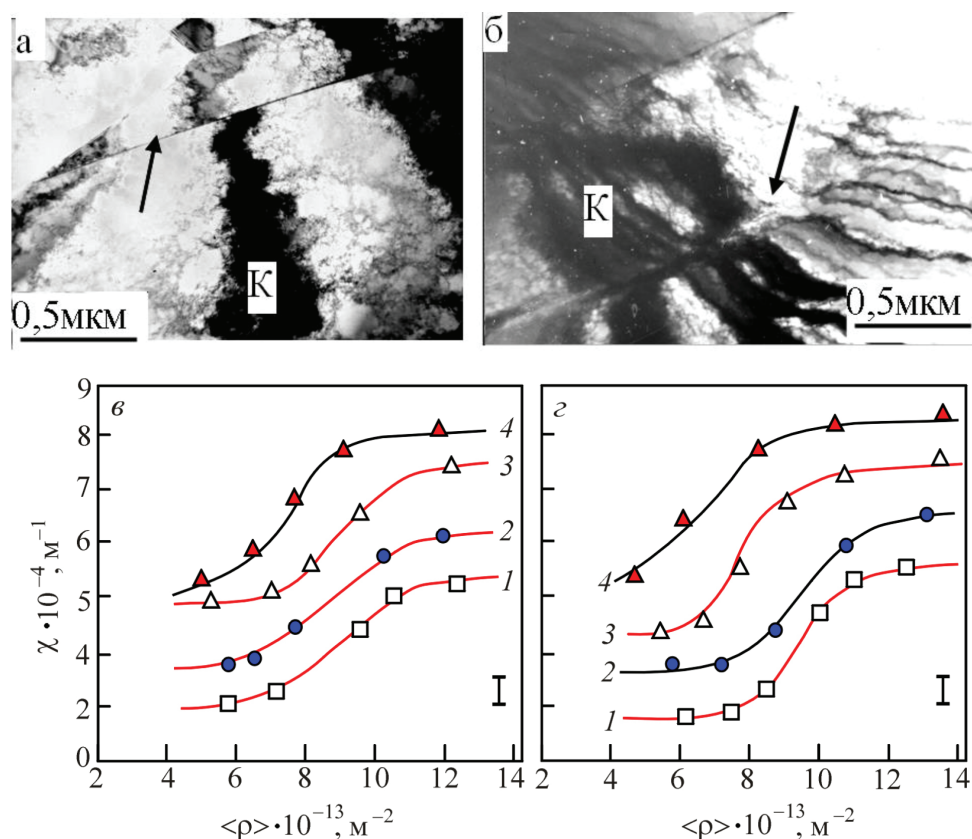


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения границы зерна (а), оборванной границы (б) и деформационных экстинкционных контуров (К). Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки χ от средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$: в — от границ зерен; г — от оборванных субграниц в сплавах: 1 — Cu+5 ат. %Al; 2 — Cu+10 ат. % Al; 3 — Cu+6 ат. % Mn; 4 — Cu+19 ат. %Mn. Граница зерна и оборванная субграница указаны стрелками

Таким образом, приведенные экспериментальные данные подтверждают концепцию о том, что переход из одной ДСС можно трактовать в терминах кинетических фазовых переходов.

Выводы

Каждый тип ДСС существует в определенном интервале плотностей дислокаций и степеней деформации. С ростом степени деформации соответственно и с увеличением плотности дислокаций расстояния между дислокациями уменьшаются и силы междислокационного взаимодействия начинают формировать субструктуры нового типа, отвечающие меньшей энергии кристалла при одной и той же плотности дислокаций.

Установлено, что зависимости кривизны-кручения от средней скалярной плотности дислокаций $\chi = f(\langle \rho \rangle)$ имеют S-образный вид и могут быть использованы как параметр превращений, отражающий в процессе деформации образование новой ДСС и исчезновении исходной ДСС. В сплавах с небольшим содержанием легирующего элемента (до 6 ат. %) и при низком значении критической плотности дис-

локаций наблюдается перестройка ДСС «неразориентированная → ДСС разориентированная» и можно представить как первое кинетическое фазовое превращение. При высоких значениях критической плотности дислокаций в сплаве Cu+5 ат. % Al наблюдается перестройка «ДСС разориентированная ячеистая → ДСС фрагментированная», в сплаве Cu+6 ат. % Mn происходит перестройка «ДСС разориентированная ячеистая → ДСС микрополосовая», в сплавах Cu+10 ат. % Al наблюдается «ДСС разориентированная ячеисто-сетчатая → ДСС микродвойниковая».

При достижении критической плотности дислокаций в материале при фиксированной степени деформации и концентрации легирующего элемента на фоне уже существующей субструктуры формируется новая ДСС, в которой плотность дислокаций продолжает увеличиваться с ростом степени деформации. Одновременно в материале наблюдается существование двух типов ДСС, что свидетельствует о наличии «двухфазности» в материале. Качественные перестройки ДСС в «двухфазных» областях происходят в результате коллективного взаимодействия дислокаций в слабоустойчивом состоянии.

Библиографический список

1. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термостатическом воздействии. Томск: НТЛ. 2015. 344 с
2. Метлов Л.С. Фазовый переход порядок — беспорядок в сплаве Fe_3Al в терминах деформационного параметра порядка // Физика и техника высоких давлений. 2022. Т. 32. № 3. С. 12–21.
3. Макаров С.В., Плотников В.А., Лысков М.В. Деформационный структурный переход в алюминий-магний-магний в сплаве в условиях термомеханического нагружения // Эволюция дефектных структур в конденсированных средах : сборник тезисов XIV Международной школы-семинара (ЭДС-2016). Барнаул: Изд-во АлтГТУ. 2016. С. 158–159.
4. Старенченко С.В. Основные черты термического и деформационного фазовых переходов порядок — беспорядок // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2007. Т. 71. № 2. С. 214–218.
5. Старенченко С.В., Старенченко В.А. Особенности деформационного фазового перехода порядок — беспорядок и его моделирование // Известия вузов. Физика. 2006. Т. 49. № 1. С. 9–24.
6. Князева Е.Н., Курдюмов С.П. Основания синергетики: Синергетическое миропонимание. М.: Книжный дом «ЛИБРОКОМ». 2010. 256 с.
7. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Динамические коллективные смещения атомов в металлах и их роль в вакансионном механизме диффузии // Физика твердого тела. 2009. Т. 51. № 4. С. 686–691.
8. Макаров С.В., Плотников В.А., Лысков М.В. Накопление деформации и акустическая эмиссия в алюминий-магний-магний в сплавах в условиях деформационного структурного перехода // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1131–1135.
9. Красильников В.В., Савотченко С.Е. Моделирование деформационного фазового перехода // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2010. Т. 15. № 3-1. С. 856–857.
10. Векилов Ю.Х., Красильников О.М., Луговской А.В. Упругие свойства твердых тел при высоких давлениях // Успехи физических наук. 2015. Т. 185. № 11. С. 1215–1224.
11. Макаров С.В., Плотников В.А. Деформационный структурный переход и акустическая эмиссия в условиях высокотемпературного нагружения технического алюминия // Перспективные материалы и технологии. Материалы международного симпозиума : сборник : в 2-х ч. / под ред. В.В. Рубаника. Витебск: Изд-во: Витебский государственный технологический университет. 2017. С. 24–26.
12. Метлов Л.С. Фазовый переход порядок — беспорядок в сплаве Fe_3Al в терминах деформационного параметра порядка // Физика и техника высоких давлений. 2022. Т. 32. № 3. С. 12–20.
13. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия. 1970. 376 с.
14. Конева Н.А., Черкасова Т.В., Тришкина Л.И. и др. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры // Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. Новокузнецк: СибГИУ, 2019. 136 с.
15. Попова Н.А., Громов В.Е., Никоненко Е.Л. и др. Механизмы упрочнения в металлах и сплавах. Новокузнецк: Полиграфист. 2024. 133 с.
16. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Развороты кристаллической решетки и стадии пластической деформации // Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклиний. Л.: ФТИ, 1981. С. 161–167.
17. Киселева С.Ф., Попова Н.А., Козлов Э.В., Конева Н.А. Определение плотности энергии, запасенной при пластической деформации изотропного тела, по кризисно-кручению кристаллической решетки // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. № 3. С. 34–41.
18. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Размерный эффект в дислокационных субструктурах металлических материалов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009. Т. 6. № 2. С. 14–24.
19. Лихачев В.А., Хайров Р.Ю. Введение в теорию дисклиний. Л.: ЛГУ. 1975. 183 с.
20. Зеерер А. Дисклинии и механические свойства кристаллов. М.: ИИЛ. 1960. С. 179–289.

References

1. Koneva N.A., Trishkina L.I., Potekaev A.I., Kozlov E.V. *Structural-phase Transformations in Weakly Stable States of Metal Systems under Thermoforce Influence*. Tomsk: NTL. 2015. 344 p. (In Russ.).
2. Metlov L.S. Order-disorder Phase Transition in Fe₃Al Alloy in Terms of Deformation order Parameter. *High Pressure Physics and Engineering* 2022. Vol. 32. No 3. P. 12–21. (In Russ.).
3. Makarov S.V., Plotnikov V.A., Lysikov M.V. Deformation Structural Transition in Aluminum-Magnesium Alloy under Thermomechanical Loading. *Evolution of Defect Structures in Condensed Matter. Collection of abstracts of the XIV International School-Seminar (EDS-2016)*. Barnaul: Publishing house of Altai State Technical University. 2016. P. 158–159. (In Russ.).
4. Starenchenko S.V. Main Features of Thermal and Deformation Order-Disorder Phase Transitions. *Bulletin of the Russian*

Academy of Sciences. Physical Series. 2007. Vol. 71. No 2. P. 214–218. (In Russ.).

5. Starenchenko S.V., Starenchenko V.A. Features of the Order-Disorder Deformation Phase Transition and its Modeling. *News of Universities. Physics.* 2006. Vol. 49. No 1. P. 9–24. (In Russ.).

6. Knyazeva E.N., Kurdyumov S.P. *Foundations of Synergetics: Synergetic Worldview.* Moscow: Book House "LIBROKOM". 2010. 256 p. (In Russ.).

7. Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Dynamic Collective Displacements of Atoms in Metals and their Role in the Vacancy Diffusion Mechanism. *Physics of the Solid State.* 2009. Vol. 51. No 4. P. 686–691. (In Russ.).

8. Makarov S.V., Plotnikov V.A., Lysikov M.V. Accumulation of Deformation and Acoustic Emission in Aluminum-Magnesium Alloys under Conditions of Deformation Structural Transition. *Bulletin of Tambov University. Series: Natural and Technical Sciences.* 2016. Vol. 21. No 3. P. 1131–1135. (In Russ.).

9. Krasilnikov V.V., Savotchenko S.E. Modeling of Deformation Phase Transition. *Bulletin of Tambov University. Series: Natural and Technical Sciences.* 2010. Vol. 15. No 3–1. P. 856–857. (In Russ.).

10. Vekilov Yu. Kh., Krasilnikov O.M., Lugovskoy A.V. Elastic Properties of Solids at High Pressures. *Advances in Physical Sciences.* 2015. Vol. 185. No 11. P. 1215–1224. (In Russ.).

11. Makarov S.V., Plotnikov V.A. Deformation Structural Transition and Acoustic Emission under High-temperature Loading of Technical Aluminum. *Advanced Materials and Technologies. Proceedings of the International Symposium. In 2 parts. Edited by V.V. Rubanik.* Vitebsk: Vitebsk State Technological University 2017. P. 24–26. (In Russ.).

12. Metlov L.S. Order-disorder Phase Transition in Fe_3Al Alloy in Terms of the Deformation Order Parameter. *High Pressure Physics and Engineering.* 2022. Vol. 32. No 3. P. 12–20. (In Russ.).

13. Saltykov S.A. *Stereometric Metallography.* Moscow: Metallurgy. 1970. 376 p. (In Russ.).

14. Koneva N.A., Cherkassova T.V., Trishkina L.I. et al. *Dislocation Structure and Dislocation Substructures. Electron Microscopic Methods for Measuring their Parameters.* Novokuznetsk: SibGIU. 2019. 136 p. (In Russ.).

15. Popova N.A., Gromov V.E., Nikonenko E.L. et al. *Hardening Mechanisms in Metals and Alloys.* Novokuznetsk: Polygraphist. 2024. 133 p. (In Russ.).

16. Koneva N.A., Lychagin D.V., Teplyakova L.A., Kozlov E.V. Crystal Lattice Rotations and Stages of Plastic Deformation. *Experimental Study and Theoretical Description of Disclinations.* Leningrad: FTI. 1981. P. 161–167. (In Russ.).

17. Kiseleva S.F., Popova N.A., Kozlov E.V., Koneva N.A. Determination of the Energy Density Stored During Plastic Deformation of an Isotropic Body Based on the Curvature-torsion of the Crystal Lattice. *Fundamental Problems of Modern Materials Science.* 2011. No 3. P. 34–41. (In Russ.).

18. Kozlov E.V., Popova N.A., Koneva N.A. Size Effect in Dislocation Substructures of Metallic Materials. *Fundamental Problems of Modern Materials Science.* 2009. Vol. 6. No 2. P. 14–24. (In Russ.).

19. Likhachev V.A., Khairov R.Yu. *Introduction to the Theory of Disclinations.* Leningrad: Leningrad State University. 1975. 183 p. (In Russ.).

20. Zeeger A. *Disclinations and Mechanical Properties of Crystals.* Moscow: Foreign Languages Publishing House. 1960. P. 179–289. (In Russ.).

Информация об авторах

Л.И. Тришкина, доктор физико-математических наук, доцент, профессор кафедры физики, химии и теоретической механики, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия;

А.А. Клопотов, доктор физико-математических наук, профессор, профессор кафедры прикладной механики и материаловедения, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия;

Т.В. Черкасова, кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики, химии и теоретической механики, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия;

А.И. Потекаев, доктор физико-математических наук, профессор кафедры общей и экспериментальной физики, Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия; ведущий научный сотрудник, Томский научный центр СО РАН, Томск, Россия;

В.И. Бородин, инженер-исследователь кафедры общей и экспериментальной физики, Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия;

В.А. Власов, доктор физико-математических наук, профессор, профессор кафедры прикладной механики и материаловедения, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия.

Information about the authors

L.I. Trishkina, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Associate Professor, Professor of the Department of Physics, Chemistry and Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia;

A.A. Klopotov, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Professor, Professor of the Department of Applied Mechanics and Materials Sciences, Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia;

T.V. Cherkasova, Candidate of Sciences in Physics and Mathematics, Associate Professor of the Department of Physics, Chemistry and Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia;

A.I. Potekaev, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Professor of the Department of General and Experimental Physics, National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia; Leading Researcher, Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the RAS, Tomsk, Russia;

V.I. Borodin, Research Engineer at the Department of General and Experimental Physics, National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia;

V.A. Vlasov, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Professor, Professor of the Department of Applied Mechanics and Materials Sciences, Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia.