

ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ

PACS numbers: 61.72.Cc, 61.72.Hh, 62.40.+i, 62.80.+f, 72.15.Eb, 81.40.Ef, 81.40.Rs

Механизмы низкотемпературного возврата твёрдого раствора Cu–Al, деформированного при температуре жидкого азота

П. В. Петренко, Н. П. Кулиш, Н. А. Мельникова, Ю. Е. Грабовский

*Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко,
физический факультет,
просп. Акад. Глушкова, 4^а,
03680, ГСП, Киев-127, Украина*

Показано, что уже на стадии возврата ниже 280 К в деформированных при низкой температуре твёрдых растворах, склонных к ближнему упорядочению, происходит коррелированное перераспределение компонентов, обусловленное миграцией точечных дефектов, введённых деформацией. Ближнее упорядочение на этой стадии возврата является определяющим в изменении физических характеристик сплавов Cu–Al. Эти процессы ответственны и за появление устойчивого к термическому воздействию максимума внутреннего трения при 230 К, который не находил до сих пор однозначного объяснения.

Показано, що вже на стадії повернення нижче 280 К у деформованих за низької температури твердих розчинах, схильних до близького впорядкування, відбувається корельований перерозподіл компонентів, обумовлений міграцією точкових дефектів, уведених деформацією. Близьке впорядкування на цій стадії повернення є таким, що визначає зміну фізичних характеристик сплавів Cu–Al. Ці процеси відповідають і за появу стійкого до термічної дії максимуму внутрішнього тертя при 230 К, який не знаходив дотепер однозначного пояснення.

As shown, the correlated redistribution of components occurs as the result of migration of point defects introduced by deformation yet at the recovery stage below 280 K within the solid solutions deformed at low temperature and prone to short-range order. Short-range ordering at this recovery stage is the determining factor in changing of the physical characteristics of Cu–Al solid solutions. These processes are responsible for the appearance of internal friction peak at 230 K, which is steady to thermal affection and was still not clearly explained.

Ключевые слова: сплав Cu–Al, ближний порядок, внутреннее трение, остаточное электросопротивление, деформация, возврат, дислокации.

(Получено 25 мая 2011 г.)

Одним из широко применяемых методов улучшения механических характеристик твердых растворов является термомеханическая обработка. Она также с успехом используется для повышения радиационной стойкости, в частности противостоянию распухания материалов и изделий, находящихся в полях интенсивного ионизирующего излучения. Поэтому изучение структурных изменений твердых растворов при деформации и последующем отжиге представляет не только теоретический интерес, но имеет большое прикладное значение, поскольку позволяет выработать оптимальные режимы обработки изделий при их изготовлении.

В настоящее время указанные процессы сравнительно хорошо изучены при температурах выше комнатных. При низких температурах они изучены недостаточно. Особенно это касается низкотемпературного возврата.

Процессы низкотемпературного возврата структуры металлов и сплавов, деформированных при низкой температуре, являются сложными и неоднозначными. Это связано с тем, что в процессе пластической деформации возникает большой набор различного рода дефектов, которые распределены в металле неравномерно. Такое распределение дефектов обусловлено, с одной стороны, неоднородной на микроуровне деформацией и, с другой, взаимодействием дефектов друг с другом и с атомами металла, приводящих к образованию разного рода комплексов дефектов, а в случае сплавов — и концентраторных неоднородностей в распределении атомов сплава.

Концентрация дефектов и их распределение зависят от степени и температуры деформации, и существенно отличается для разных металлов и сплавов.

Деформированные до сравнительно больших степеней металлы характеризуются наличием ячеистой структуры, состоящей из слегка разориентированных кристаллических доменов (ячеек), разграниченных стенками дислокаций высокой плотности. Ячейки относительно свободны от дислокаций. Размер ячеек не зависит от исходного размера зерна и уменьшается до предельной величины после определенной деформации. Понижение температуры деформирования приводит к уменьшению размера ячеек. Однако количество дислокаций внутри ячеек остается сравнительно малым [1, 2].

Исследование физической природы процессов низкотемпературного возврата в металлах и сплавах в основном выполнялось косвенными методами. Изучалось изменение при нагреве деформированного или облученного при низкой температуре металла остаточного электросопротивления, внутреннего трения, запасенной внутренней энергии и др. Было показано, что возврат физических

свойств характеризуется рядом стадий, которые связаны с отжигом дефектов разного типа. Поскольку силы связи дефектов в комплексе и их подвижность отличаются, они отжигаются в разных температурных интервалах.

Относительно физической природы отдельных стадий отжига единое мнение отсутствует [3, 4]. Это объясняется тем, что отдельные стадии, особенно при больших степенях деформации, могут быть связаны с различными процессами и механизмами отжига разных дефектов и их комплексов. Общепринятым считается, что структурные изменения в деформированных металлах при отжиге ниже комнатной температуры (об этих температурах речь будет идти в дальнейшем) обусловлена миграцией точечных дефектов и их комплексов. Некоторое участие в возврате при низких температурах принимают и дислокации, поскольку, как показывают эксперименты, возможна их небольшая перестройка. Дислокационная структура стенок между ячейками при этом остается неизменной. Перемещение дислокаций в пределах стенок и аннигиляция дислокаций противоположного знака, находящихся в них, по-видимому, происходит при более высоких температурах [1, 4–6].

В концентрированных твердых растворах процессы возврата менее изучены, чем в чистых металлах и разбавленных сплавах. Естественно, поскольку взаимодействие дефектов с разнородными атомами твердого раствора, как правило, отличаются, концентрация дефектов, образующихся при низкотемпературной деформации, их подвижность и распределение зависят от состава сплава. Как показывают экспериментальные исследования, в ГЦК-твердых растворах стадии отжига дефектов в целом сохраняются, но температурные интервалы стадий возврата и их величины в большинстве случаев не совпадают с наблюдаемыми стадиями для чистых металлов. Кроме того, отжиг дефектов на отдельных стадиях может сопровождаться изменением конфигурационной структуры твердых растворов.

В деформированном при низкой температуре твердом растворе атомы распределены по узлам кристаллической решетки случайным образом. Такая структура остается относительно стабильной на I и II стадиях отжига. Миграция точечных дефектов и/или их комплексов на III стадии отжига будет сопровождаться миграцией атомов сплава. В настоящее время убедительно показано [7, 8], что энергия взаимодействия атомов «свой»–«свой» и «свой»–«чужой» в подавляющем большинстве твердых растворов разная. Следовательно, скачки атомов, в том числе и при температурах отжига ниже комнатной, не будут случайными. На этой стадии возврата следует ожидать переход от случайного к частично коррелированному распределению атомов сплава. Естественно, поскольку в деформированном сплаве имеется большое количество стоков, дефект после небольшого числа скачков будет поглощен. Поэтому образование кон-

центрационных неоднородностей в виде упорядоченных атмосфер на дефектах решетки маловероятно. Скорее всего, корреляционные эффекты будут наблюдаться только на малых расстояниях, т.е. сплав будет характеризоваться наличием однородного ближнего порядка.

Относительно возможности образования ближнего порядка при низкотемпературном возврате деформированных твердых растворов в литературе единого мнения нет. Большинство авторов предполагают, что ближний порядок образуется при температурах выше комнатной (в основном при рекристаллизации) [4, 5, 9, 10].

Возможность образования ближнего порядка при низкотемпературном отжиге деформированных при низкой температуре твердых растворов была изучена нами на сплавах Ni-Cr и Fe-Al [11, 12]. Известно, что в этих твердых растворах при образовании ближнего порядка (так называемое *K*-состояние) остаточное электросопротивление

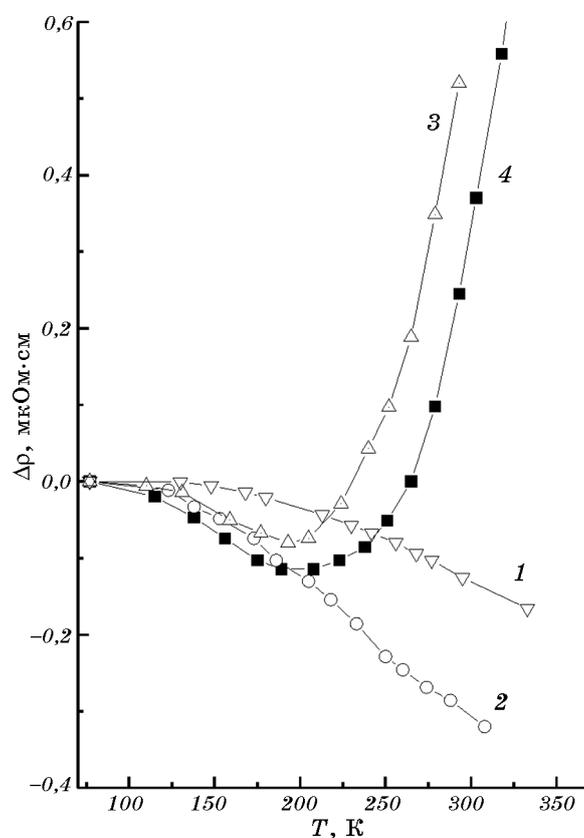


Рис. 1. Изменение остаточного электросопротивления при низкотемпературном возврате. 1 — Ni; сплавы Ni-Cr: 2 — 4,5 ат.% Cr, 3 — 25 ат.% Cr, 4 — 34 ат.% Cr.

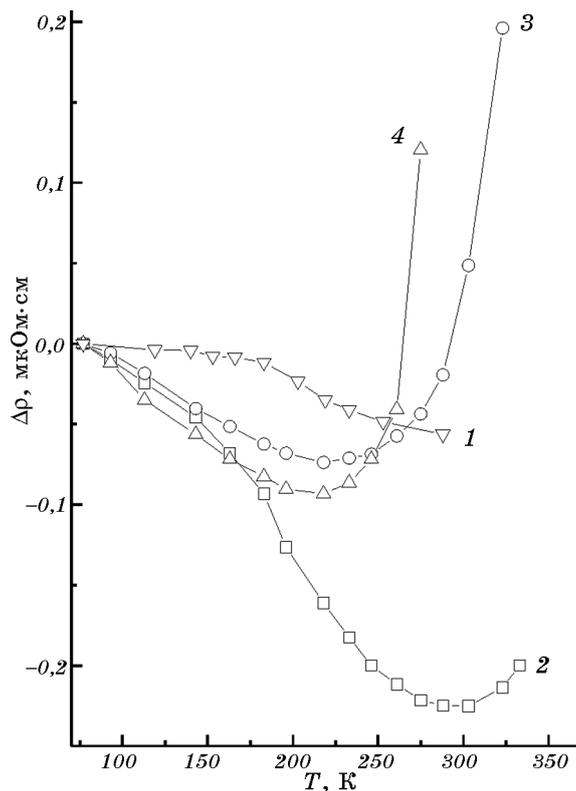


Рис. 2. Изменение остаточного электросопротивления при низкотемпературном возврате. 1 — Fe; сплавы Fe-Al: 2 — 8 ат.% Al, 3 — 12 ат.% Al, 4 — 16 ат.% Al.

тивление ρ_0 увеличивается. Его величина во много раз превосходит величину уменьшения ρ_0 за счет отжига дефектов. Поэтому на стадии отжига дефектов, миграция которых вызовет диффузное перераспределение атомов твердого раствора, основной вклад в изменение ρ_0 вносит ближний порядок. В результате ρ_0 будет не уменьшаться, а увеличиваться. Как видно из рис. 1, 2, экспериментальные результаты полностью подтвердили эти предположения.

Естественно, образующийся ближний порядок будет влиять и на изменение других физических характеристик твердых растворов при возврате. В частности, его образованием можно объяснить наблюдающиеся особенности изменения при низкотемпературном возврате внутреннего трения сплавов Cu-Al.

Температурная зависимость амплитудно независимого внутреннего трения в широкой области концентраций твердого раствора Cu-Al, деформированного различными способами при низких температурах исследована методом обратного крутильного маятника в

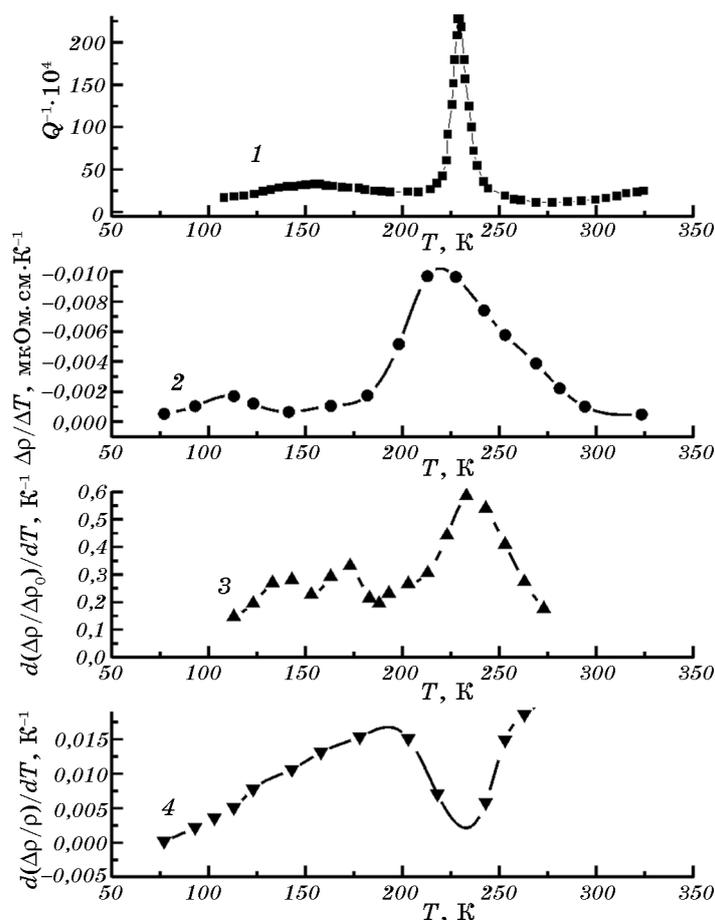


Рис. 3. Температурные зависимости при низкотемпературном возврате логарифмического декремента затухания (1), скорости изменения остаточного (2) и при непрерывном нагреве (4) электросопротивления твердого раствора Cu–15 ат.% Al и остаточного электросопротивления чистой меди (3).

работе [13]. В качестве примера на рис. 3 (кривая 1) приведена зависимость $Q^{-1} = f(T)$ сплава Cu–15 ат.% Al сильно деформированного протяжкой в жидком азоте. Здесь скорость нагрева — 2 К/мин, частота колебаний маятника ~ 2 Гц.

Как видно из приведенного рисунка, при $T = 230$ К наблюдается довольно большой максимум внутреннего трения. Он очень узкий, что, по-видимому, свидетельствует о едином механизме релаксационного процесса. Кроме того, максимум стабильный, если выдерживать сплав длительное время при комнатной температуре, заметно не изменяется при отжиге в течение 30 мин при $T = 373$ К и исчезает после отжига образцов при температуре 473 К.

При уменьшении концентрации алюминия в сплаве величина максимума уменьшается и для сплава Cu–2 ат.% Al он исчезает. Кроме того, высота максимума и его положение зависит от вида деформации и ее величины.

Отметим, аналогичный максимум при низкотемпературном возврате наблюдается и для других твердых растворов, склонных к ближнему упорядочению [13].

Нами ранее в твердых растворах Cu–Al в широкой области концентраций были исследованы процессы низкотемпературного возврата методом остаточного электросопротивления [14]. Проволочные образцы сплавов диаметром 0,4 мм деформировались прокаткой в жидком азоте до насыщения электросопротивления и затем отжигались изохронно со средней скоростью нагрева 2 К/мин. Электросопротивление измеряли при погруженном в жидкий азот образце. Геометрия образцов в процессе исследования оставалась неизменной.

Результаты исследования показали, что в области температур 200–280 К в сплавах наблюдается стадия отжига, температура максимума которой мало отличается от температуры максимума III стадии возврата в чистой меди, обусловленного, скорее всего, отжигом вакансий. Это видно на рис. 3 (кривые 2 и 3), на котором в качестве примера приведены кривые скорости изменения остаточного электросопротивления при нагреве сплава Cu–15 ат.% Al [14] и чистой меди [15]. Однако для сплавов уменьшение ρ_0 на этой стадии во много раз больше, чем для чистой меди.

В твердых растворах Cu–Al дальний порядок не наблюдается. Вместе с тем, в области температур выше комнатной в них образуется неоднородный ближний порядок [16–18]. Поэтому следует ожидать, что и в сплавах Cu–Al, подобно сплавам Ni–Cr и Fe–Al, о чем говорилось выше, изменение ρ_0 на III стадии отжига обусловлено не только аннигиляцией дефектов, но и ближним порядком. Оценить для сплава относительную величину вклада в ρ_0 за счет образования при нагреве ближнего порядка по сравнению с вкладом вакансий, как это было сделано для сплавов Ni–Cr и Fe–Al, невозможно, так как знаки этих вкладов совпадают. Однако и в сплавах Cu–Al вклад ближнего порядка будет, по-видимому, определяющим. Свидетельством этого является то, что для деформированных сплавов Cu–Al и Ni–Cr процессы восстановления структуры при отжиге во многом подобны и сопровождаются очень большим общим изменением остаточного электросопротивления (например, для сплава Cu–15 ат.% Al $\Delta\rho/\rho_0 \approx 50\%$, где $\Delta\rho \approx 4$ мкОм·см [19]).

Сопоставление кривых 1 и 2 (рис. 3) изменения внутреннего трения и остаточного электросопротивления при нагреве деформированного при низкой температуре сплава Cu–15 ат.% Al показывает, что оба максимума находятся в области температур III стадии отжига и их положения практически совпадают. Поэтому физическая

природа явления, обуславливающая эти максимумы, должна быть общей.

Изменение ρ_0 в сплавах на этой стадии, как было показано ранее, определяется отжигом вакансий и образованием ближнего порядка. Отжиг вакансий при нагреве имеет место и в деформированной чистой меди. Однако подобного максимума внутреннего трения при этом не наблюдается. Известно, что при отжиге деформированной при низкой температуре чистой меди наблюдаются максимумы внутреннего трения Бордони и Хасигути [20, 21]. Рассматриваемый максимум нельзя отнести к одному из них. Пики Бордони наблюдаются при температурах ниже 90 К. Из трех максимумов Хасигути, природу которых связывают с взаимодействием дислокаций и точечных дефектов разного типа, пик P_3 по температуре близок к рассматриваемому. Однако, в отличие от рассматриваемого максимума — пик Хасигути отжигается уже при комнатной температуре. Из этого следует, что объяснить природу рассматриваемого максимума внутреннего трения в сплавах собственно взаимодействием вакансий или других точечных дефектов с дислокациями нельзя. Поэтому причина его появления в сплавах, безусловно, связана с ближним порядком.

Относительно корректности сопоставления полученных результатов и, следовательно, выводов могут возникнуть сомнения, по-

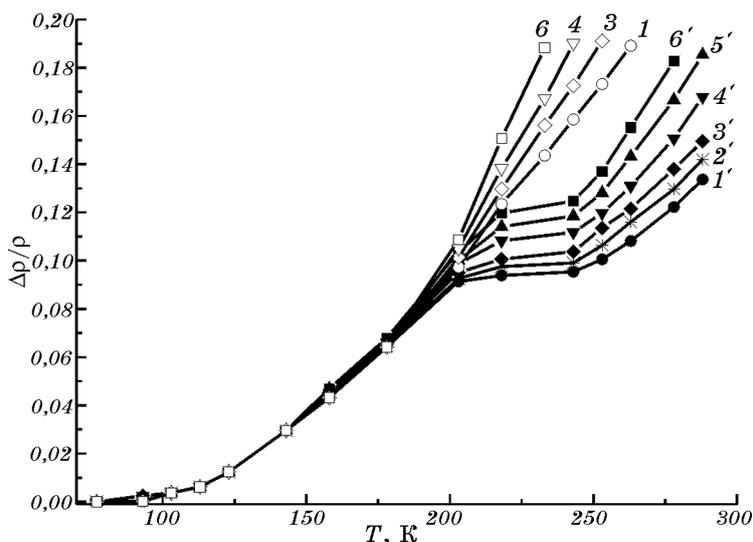


Рис. 4. Изменение относительного электросопротивления деформированных сплавов Cu-Al: 1 — 6 ат.% Al, 2 — 8 ат.% Al, 3 — 10 ат.% Al, 4 — 13 ат.% Al, 5 — 15 ат.% Al, 6 — 17 ат.% Al при нагреве (1'–6') и охлаждении (1, 3, 4, 6).

скольку внутреннее трение измерялось при непрерывном нагреве, а электросопротивление — в жидком азоте при ступенчатом изохронном отжиге. Поэтому в данной работе изучена температурная зависимость электросопротивления деформированных прокаткой в жидком азоте до насыщения сплавов Cu–Al при нагреве с той же скоростью 2 К/мин, что и при измерении внутреннего трения. Методика приготовления образцов сплавов, деформации в жидком азоте, измерение электросопротивления описана в [11]. Температурные зависимости относительного изменения электросопротивления сплавов Cu–Al в области температур 77–300 К приведены на рис. 4. Здесь штрихованные кривые получены при нагреве деформированных сплавов, а нештрихованные при охлаждении после нагрева их до 720 К. На рисунке 5 в качестве примера показана температурная зависимость удельного электросопротивления при нагреве и охлаждении сплава Cu–15 ат.% Al в более широком интервале температур, а на рис. 3 кривая 4 — скорость изменения электросопротивления при нагреве для этого же сплава.

Из приведенных результатов видно, что на кривой $\rho = f(T)$ деформированного сплава имеют место две области температур, в которых температурный коэффициент электросопротивления γ при нагреве сильно уменьшается. Высокотемпературная область при данной скорости нагрева находится в интервале 470–570 К и характеризуется отрицательным температурным коэффициентом электросопротивления γ . Физическая природа такого изменения γ связана с рекристаллизацией и образованием в сплавах локального

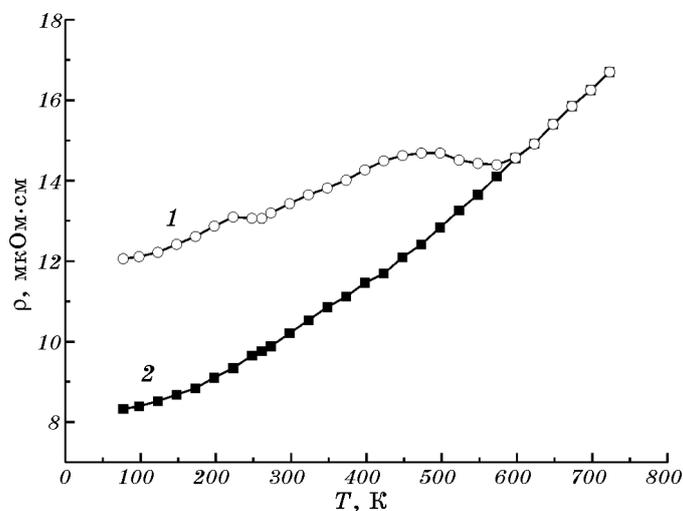


Рис. 5. Температурная зависимость удельного электросопротивления деформированного сплава Cu–15 ат.% Al при нагреве (1) и охлаждении (2).

ближнего порядка [16]. Выше температуры рекристаллизации γ остается практически постоянным. Однако его величина значительно больше, чем до рекристаллизации. Таким образом, при ближнем упорядочении температурный коэффициент электросопротивления существенно возрастает.

Низкотемпературная область захватывает интервал 210–260 К и совпадает с третьей стадией возврата. В этом температурном интервале γ остается положительным, но малым по абсолютной величине и практически одинаковым для всех сплавов. Выше этой температурной области γ для сплавов разной концентрации отличается, возрастая при увеличении концентрации алюминия в сплаве. Последнее, как и значительное уменьшение γ в интервале температур 210–260 К, несомненно, связано с образованием в сплаве ближнего порядка, обусловленного миграцией неравновесных вакансий. Ниже 210 К кривые $\Delta\rho/\rho = f(T)$ для всех сплавов совпадают. Это означает, что существенных структурных изменений в сплавах при этих температурах не происходит.

Характерно, что между указанными двумя температурными областями ρ изменяется практически линейно, т.е. температурный коэффициент электросопротивления остается постоянным, что также связано с несущественным изменением структуры сплавов.

Сопоставление температур экстремального изменения электросопротивления при изохронном и непрерывном нагреве, с одной стороны, и положения максимума внутреннего трения с другой, сплава Cu–15 ат.% Al показывает (рис. 3, кривые 1, 2, 4), что они практически совпадают. Поэтому всякие сомнения относительно вывода о том, что максимум внутреннего трения связан с ближним упорядочением, отпадает.

В ненасыщенных твердых растворах Cu–Al влияние ближнего порядка на внутреннее трение (максимум Зинера) изучено ранее на отожженных и закаленных от разных температур образцах [22]. Было показано, что для сплавов всех обработок в области температур 520–570 К наблюдается максимум внутреннего трения. По сравнению с другими твердыми растворами, в которых образуется ближний порядок, его величина оказалось малой.

Для объяснения природы внутреннего трения, связанного с ближним упорядочением, в литературе обсуждаются модели, по существу, сводящиеся к двум основным. Согласно модели, предложенной Зинером [20], в ближнеупорядоченном твердом растворе пара ближайших растворенных атомов под действием упругих напряжений, возникающих при измерении внутреннего трения, изменяют свою ориентацию. Поскольку такие пары рассматриваются как отдельные изолированные дефекты, эта модель корректна только по отношению к разбавленным сплавам, хотя в несколько измененном виде она широко используется и в случае концентри-

рованных сплавов. Во второй модели предполагается, что локально упорядоченные участки сплава при пересечении их дислокациями, движущимися в плоскостях скольжения, будут разупорядочиваться, что потребует дополнительных энергетических затрат [1, 20].

В соответствии как с одной, так и с другой моделью, максимум внутреннего трения при увеличении степени ближнего порядка будет возрастать. Рассматриваемый в работе максимум ведет себя по-другому — при предварительном отжиге, обуславливающим возрастание степени упорядочения, он уменьшается и после отжига при $T \approx 470$ К (начало рекристаллизации) исчезает [13]. Поэтому его природу в рамках указанных моделей, в основу которых положено предположение об изменении конфигурационной структуры твердого раствора, определяемой числом пар атомов «свой»–«свой» и «свой»–«чужой», объяснить нельзя. За эту механическую релаксацию, как и предполагают авторы [13], скорее всего, ответственны дислокации. По мнению этих авторов при большой низкотемпературной деформации в твердых растворах Cu–Al образуются дислокации особой конфигурации, перемещение которых под действием малых напряжений и обуславливает появление максимума.

Мы считаем, что механизм его появления иной и связан с влиянием на подвижность дислокаций коррелированных упругих искажений кристаллической решетки, возникающих при ближнем упорядочении сплава. Симметрия этих искажений определяется строением ближнего порядка и отличается от симметрии кристаллической решетки [7].

Как указывалось ранее, распределение дислокаций в сильно деформированных при низкой температуре ГЦК-металлах и сплавах очень неравномерное. Дислокации в виде сложных построений в основном сосредоточены в области стенок между ячейками. Структура их достаточно устойчива по отношению к внешним воздействиям, поскольку состоит из сплетений, узлов, сетки и др. Поэтому ее изменение наблюдается только при сравнительно высоких температурах [1]. В то же время, как показывают многие, в том числе и наши исследования на сплавах Cu–Al, при деформации сплавов низкотемпературный фон внутреннего трения, который, как известно, обусловлен перемещением дислокаций при действии на них малых напряжений, существенно увеличивается. Такими дислокациями, очевидно, являются дислокации, находящиеся внутри ячеек.

В твердых растворах Cu–Al энергия дефектов упаковки мала. Поэтому рассеяние между расщепленными дислокациями большое, что затрудняет движение дислокаций механизмами поперечного скольжения или переползания. Основным механизмом движения дислокаций при низкотемпературном измерении внутреннего трения в этом сплаве, по-видимому, будет скольжение дислокаций в собственных плоскостях.

На движение дислокаций большое влияние оказывает взаимодействие их с другими несовершенствами решетки, такими как точечные дефекты, примесные атомы, их комплексы и др. Природа такого взаимодействия связана с созданием вокруг несовершенств локальных полей упругой деформации. Эти поля взаимодействуют с упругими полями дислокаций, что обуславливает возникновение трения при движении дислокаций.

Образование в твердых растворах ближнего порядка, как правило, сопровождается возникновением особых упругих искажений, величина которых описывается линейным и квадратичным параметрами размерного эффекта. Их особенность состоит в том, что пространственное распределение и величина искажений определяется не только степенью упорядочения, но и строением ближнего порядка, т.е. его типом [7]. Естественно такие деформации создадут в кристалле упругие поля, с которыми будет взаимодействовать упругое поле дислокации. В результате при движении дислокации на нее будет действовать сила трения, определяемая величиной и пространственным распределением полей упругой деформации, обусловленных ближним упорядочением сплава.

По-видимому, механизм внутреннего трения, наблюдаемый при температуре $T = 230$ К в деформированных при температуре жидкого азота ненасыщенных твердых растворах Cu–Al, связан именно с этим механизмом. Доказательством корректности приведенного объяснения являются исследования изменений при отжиге параметров ближнего порядка и размерного эффекта, деформированных при комнатной температуре сплавов, выполненных нами ранее [16]. К сожалению, насколько нам известно, подобные исследования на сплавах, деформированных при азотной температуре, не выполнялись. Однако, судя по температурным зависимостям остаточного электросопротивления, выше комнатных температур в структуре деформированных в разных условиях сплавов принципиальных отличий нет [19].

В качестве примера в таблице приведены параметры ближнего порядка четырех координационных сфер α_1 – α_4 , параметры линейного a_q и квадратичного a_q^2 размерного эффекта деформированного и затем отожженного при 443 и 533 К сплава Cu–15 ат.% Al. Видно, во-первых, деформированный сплав уже частично упорядочен, поскольку параметры ближнего порядка отличаются от нуля. Судя по знаку параметра α_1 , степень ближнего порядка сплава характеризуется преимущественным образованием кластеров из одноименных атомов.

Во-вторых, в деформированном сплаве имеются большие упругие искажения, природа которых связана как с обычными статическими искажениями, возникающими при деформации чистых металлов (искажения III рода), так и с искажениями, обусловленными ближним порядком.

Параметры ближнего порядка четырех координационных сфер α_1 – α_4 , параметры линейного a_q и квадратичного a_q^2 размерного эффекта деформированного и затем отожженного сплава Cu–15 ат. % Al.

Параметры \ Состояние	Деформированный	Отожженный при 443 К	Отожженный при 533 К
α_1	0,038	0,052	–0,095
α_2	–0,149	–0,015	0,136
α_3	0,044	0,166	0,089
α_4	–0,073	–0,052	–0,022
a_q	–0,075	–0,036	0
a_q^2	–0,080	0,012	0

В-третьих, отжиг при температуре 443 К обуславливает заметное уменьшение параметров размерного эффекта сплава. При $T = 533$ К они становятся равными нулю (при промежуточных температурах отжига исследования не выполнялись). Следовательно, наряду с релаксацией статических искажений, происходит исчезновение и искажений, обусловленных ближним упорядочением. Последнее, очевидно, связано с превращением одного типа ближнего порядка в другой, поскольку при этом параметры α_1 и α_2 не только увеличиваются по абсолютной величине, но и изменяют знаки на противоположные.

Сопоставление приведенных результатов с результатами по влиянию предварительного отжига на внутреннее трение деформированных при температуре жидкого азота сплавов, о чем говорилось ранее, показывает, что вместе с исчезновением упругих искажений исчезает и рассматриваемый максимум внутреннего трения. Природа этого эффекта не связана с отжигом статических искажений, поскольку в деформированной меди подобный максимум вообще не наблюдается.

Из всего сказанного вытекает, что природа максимума внутреннего трения, наблюдаемого при $T = 230$ К в деформированных при низкой температуре сплавах Cu–Al, обусловлена взаимодействием дислокаций, движущихся в собственных плоскостях скольжения, с упругими полями образующегося при этой температуре ближнего порядка.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. М. Л. Бронштейн, *Структура деформированных металлов* (Москва: Металлургия: 1968).
2. Н. А. Конева, Л. И. Гришкина, Г. В. Данелия и др., *ФММ*, **66**, № 4: 808 (1988).
3. *Физическое материаловедение. Т. 3. Физико-механические свойства металлов и сплавов* (Ред. Р. Кан, П. Хаазен) (Москва: Металлургия: 1987).
4. Л. М. Клербо, М. Е. Харгривс, М. Х. Лоретто, *Возврат и рекристаллизация*

- металлов* (Ред. Л. Химмел) (Москва: Металлургия: 1966), с. 69.
5. М. Б. Бивер, *Ползучесть и возврат* (Ред. Р. Маддин) (Москва: Металлургиздат: 1962), с. 21.
 6. Р. В. Балуфи, Дж. С. Кёлер, Р. О. Симмонс, *Возврат и рекристаллизация металлов* (Ред. Л. Химмел) (Москва: Металлургия: 1966), с. 9.
 7. В. И. Иверонова, А. А. Кацнельсон, *Ближний порядок в твердых растворах* (Москва: Наука: 1977).
 8. П. В. Петренко, А. В. Гаврилюк-Буракова, Н. П. Кулиш и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 3: 301 (2010).
 9. В. В. Козинец, В. И. Хоткевич, *ФНТ*, **3**, № 12: 1531 (1977).
 10. E. Lang, *Z. Metall.*, **64**, No. 1: 56 (1973).
 11. Н. А. Мельникова, Л. М. Пакчанин, П. В. Петренко, *УФЖ*, **17**, № 3: 511 (1972).
 12. В. П. Куличенко, Н. А. Мельникова, П. В. Петренко, *УФЖ*, **24**, № 9: 1382 (1979).
 13. M. Iseki, M. Koiwa, and M. Hirabayashi, *Proc. of the 6th Int. Conf. on Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in Solids (ICIFUAS-6)* (Eds. R. R. Hasiguti et al.) (Токуо: Univ. of Tokyo Press: 1977), p. 659.
 14. В. С. Зубченко, Н. П. Кулиш, П. В. Петренко, *Деп. ВИНТИ*, № 35–79, 10 с. (29 янв. 1979) (Томск: 1979).
 15. D. J. Verel, *Physica*, **29**, No. 5: 659 (1963).
 16. В. С. Зубченко, Н. П. Кулиш, П. В. Петренко, *ФММ*, **50**, № 1: 113 (1980).
 17. W. Gaudig and H. Warlimont, *Z. Metall.*, **60**, No. 5: 488 (1969).
 18. N. P. Kulish and P. V. Petrenko, *Phys. Status Solidi (a)*, **120**, No. 1: 315 (1990).
 19. В. С. Зубченко, Н. П. Кулиш, П. В. Петренко, *ФММ*, **47**, № 3: 489 (1979).
 20. А. Новик, Б. Берри, *Релаксационные явления в кристаллах* (Москва: Атомиздат: 1975).
 21. М. С. Блантер, Ю. В. Пигузов, Г. М. Ашмарин и др., *Метод внутреннего трения: Справочник* (Москва: Металлургия: 1991).
 22. Л. А. Кудрявцев, В. Е. Панин, *Изв. вузов. Физика*, № 3: 93 (1962).