

ДИСЛОКАЦИОННОЕ ПОГЛОЩЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКА В ЛАМЕЛЯРНОЙ ЭВТЕКТИЧЕСКОЙ КОМПОЗИЦИИ Al-Al₂Cu

© А.Б.Лебедев, С.П.Никаноров

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия
(Поступила в Редакцию 25 июля 1995 г.)

Проведено исследование влияния амплитуды, температуры, пластического деформирования и последеформационного старения на поглощение ультразвука частотой около 100 кГц в направленно-закристаллизованной эвтектике Al-Al₂Cu, имеющей пластинчатую морфологию фаз металла и интерметаллида, чередующихся с шагом около 3 мкм. Показано, что поведение амплитудно-зависимого внутреннего трения и дефекта модуля Юнга в эвтектике подчиняется закономерностям, характерным для дислокационного поглощения в однородных моно- и поликристаллах алюминия и других материалах. Сделан вывод о том, что основные закономерности амплитудно-зависимого внутреннего трения могут быть обеспечены смещениями дислокаций от положения равновесия порядка одного-двух микрон. Масштабный фактор, имеющий место в эвтектике, ускоряет формирование закрепляющих атмосфер Коттрелла, что проявляется в более интенсивном деформационном и последеформационном старении. Это приводит к различиям (по сравнению с алюминием) в механизме акустопластического эффекта.

Большинство исследований, посвященных дислокационному поглощению звуковых и ультразвуковых колебаний, выполнено на относительно чистых моно- и поликристаллах или разбавленных твердых растворах. Именно для такого класса материалов разработаны теоретические представления, основанные на модели закрепленной струны [1]. Согласно этим представлениям, амплитудно-зависимое внутреннее трение (АЗВТ) обусловлено лишь небольшими (порядка десятков векторов Бюргерса) отклонениями дислокационной линии от положения равновесия при их отрыве от локальных препятствий и последующим перезакреплением на тех же препятствиях каждые полпериода колебаний [2-6]. В других теориях считается, что АЗВТ вызывается дальними перемещениями пусть даже небольшого количества дислокаций, испытывающих противодействие некой силы трения [7-10]. Однако вопрос о масштабе таких перемещений остается открытым.

В этой связи представляет интерес провести исследования амплитудно-зависимого поглощения ультразвука на материале, имеющем непреодолимые препятствия для дислокаций, такие, чтобы движение последних было ограничено расстояниями порядка 1 мкм. Примером такого материала может служить направленно-закристаллизованная эвтектика Al-Al₂Cu, в которой слои пластичной матрицы (Al) чередуются со слоями хрупкого интерметаллида (Al₂Cu) с шагом 3-4 мкм.

Предварительные исследования показали, что АЗВТ появляется как в процессе пластического деформирования образцов [11,12], так и в результате охлаждения от 295 до 6.5 К [13,14]. В данной работе обобщены результаты предварительных исследований [11-14]. Рассмотрена эволюция амплитудно-зависимого поглощения ультразвука при пластическом деформировании и последеформационном старении. Проведен анализ температурных спектров АЗВТ амплитудно-независимого ВТ в интервале температур 6-300 К.

1. Методика эксперимента

Монозеренные профилированные образцы эвтектической композиции Al-Al₂Cu выращивались из расплава по способу Степанова в виде стержней круглого сечения диаметром около 3 мм [15]. Пространственно-периодическая структура образцов состоит из чередующихся, ориентированных вдоль оси стержня пластин фаз Al и Al₂Cu толщиной примерно по 1.7 мкм. В качестве исходных компонентов брались алюминий (99.999%) марки А999 и медь (99.996%) марки В3.

Поглощение ультразвука измерялось резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора [16] на продольных колебаниях стержневых образцов частотой около 100 кГц. Использовалась компьютеризированная установка [17,18], позволяющая регистрировать амплитудную зависимость ВТ, содержащую более 100 экспериментальных точек, полученных при увеличении и уменьшении амплитуды, за время около 40 с. Для акустических исследований от выращенных стержней отрезались образцы длиной 72 мм, что соответствует трем полуволнам ультразвука используемой частоты. На таких образцах было возможно проведение измерений АЗВТ непосредственно при их квазистатическом пластическом деформировании трехточечным изгибом, когда точки приложения нагрузки совпадали с узлами смещения в стоячей ультразвуковой волне (резонатор Кардашева [18,19]). Пластическое деформирование осуществлялось в испытательной машине Инстрон 1341. Более подробное изложение методики можно найти в [18,19].

Температурные спектры и амплитудные зависимости ВТ при низких температурах измерялись либо на исходных, либо на предварительно деформированных и состаренных в течение нескольких суток при $T = 295$ К образцах. Были проведены три типа экспериментов: 1) регистрация температурных спектров амплитудно-независимого декремента $\delta_i(T)$; 2) измерения зависимостей декремента колебаний δ от амплитуды колебательной деформации ε_0 (или напряжения $\sigma_0 = E\varepsilon_0$, где E — модуль Юнга) при разных температурах; 3) одновременная регистрация по методике [20] как $\delta_i(T)$, так и амплитуды колебаний $\varepsilon_\delta(T)$, обеспечивающей при изменении температуры заданный уровень амплитудно-зависимого декремента $\delta_h = \delta - \delta_i$.

Все результаты по поглощению ультразвука и дефекту модуля Юнга представлены для трехсоставного вибратора. Считая потери в кварцах малыми по сравнению с потерями в образцах, декремент и дефект модуля можно рассчитывать для образцов простым умножением приведенных данных на $(m_s + m_q)/m_s$, где m_s и m_q — массы образца и кварцев соответственно [16] (в нашем случае $m_q = 1.06$ г, $m_s = 1.5-2$ г).

2. Результаты

1) Влияние пластической деформации. В исходных недеформированных образцах внутреннее трение вплоть до амплитуд $\varepsilon_0 = 2 \cdot 10^{-4}$ остается амплитудно-независимым. Наблюдать АЗВТ при комнатной температуре удается только непосредственно в процессе пластической деформации или сразу после нее.

Диаграмма деформирования одного из образцов показана на рис. 1. В позициях 1-7 измерялись амплитудные зависимости декремента и дефекта модуля Юнга, а в позициях 1-5 — еще и деформирующей нагрузки на образце. Сбросы нагрузки 1-5 возникают вследствие акустопластического эффекта (АПЭ) [21] при увеличении амплитуды колебаний во время измерения зависимостей $\delta(\varepsilon_0)$ [18,19]. На рис. 2 показан результат такого измерения в позиции 3. В позициях 1, 2, 4, 5 получены качественно аналогичные данные. Количественная разница между кривыми $\delta(\varepsilon_0)$, измеренными в позициях 1, 2, 5, показана на рис. 3. Для позиций 2-5 зависимости $\delta(\varepsilon_0)$ практически совпадают друг с другом (данные для позиций 3 и 4 не приведены, чтобы не загромождать рисунок), а для позиции 1 амплитудно-зависимый декремент чуть меньше (примерно на 10%).

Сразу после окончания измерения в позиции 5 деформирующая машина была остановлена (позиция 6) и произведено измерение АЗВТ. Затем последовала разгрузка, и после 10 min выдержки произведено измерение АЗВТ на разгруженном образце (позиция 7). Зависимости $\delta(\varepsilon_0)$, измеренные в позициях 5-7, показаны на рис. 4. Видно, что даже небольшая последеформационная выдержка при комнатной температуре приводит к существенному уменьшению АЗВТ. После выдержки около получаса ВТ в диапазоне амплитуд деформации $10^{-6} - 2 \cdot 10^{-4}$ вновь становилось амплитудно-независимым.

2) Влияние температуры. Выше было показано, что исследование АЗВТ при комнатной температуре возможно лишь в процессе пластической деформации и очень небольшое время после деформирования. Однако если недеформированный образец охладить до 6.5 К, то в нем появляется хорошо выраженная амплитудная зависимость декремента и дефекта модуля Юнга. Очевидно, что эти зависимости обусловлены пластической деформацией алюминиевой матрицы за счет термоупругих напряжений, возникающих из-за разницы коэффициентов теплового расширения матрицы и интерметаллида.

Рис. 5 показывает результат одного из низкотемпературных измерений (13 К) декремента δ и дефекта модуля Юнга $(\Delta E/E)_h$. Экспе-

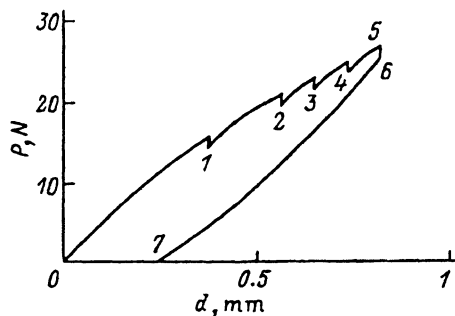


Рис. 1. Диаграмма деформирования образца Al-Al₂Cu трехточечным изгибом со скоростью перемещения опор 0.5 mm/h. P — нагрузка, d — стрела прогиба. Цифрами обозначены позиции, в которых производились измерения амплитудных зависимостей поглощения ультразвука.

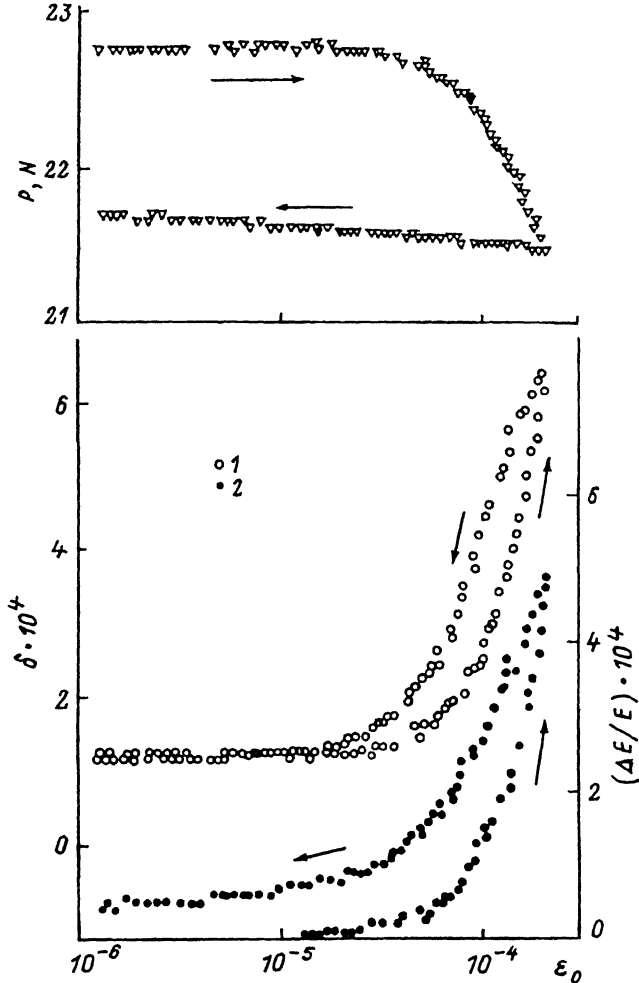


Рис. 2. Зависимости деформирующей нагрузки P , декремента δ (1) и дефекта модуля $\Delta E/E$ (2) от амплитуды колебательной деформации ϵ_0 , измеренные в позиции 3 диаграммы, показанной на рис. 1. Стрелками показано направление изменения амплитуды.

риментальные точки регистрировались как при увеличении, так и при уменьшении амплитуды. Видно, что амплитудный гистерезис, имеющий место при комнатной температуре, здесь отсутствует. Он начинает появляться лишь при $T > 160-180$ К. Также можно отметить пропорциональность амплитудно-зависимых декремента и дефекта модуля Юнга

$$\delta_h = r(\Delta E/E)_h \quad (1)$$

при изменении амплитуды колебаний. Коэффициент пропорциональности r менялся случайным образом в интервале 1.1-1.4 от измерения к измерению при температурах 6.5-300 К. Температурной зависимости r не замечено.

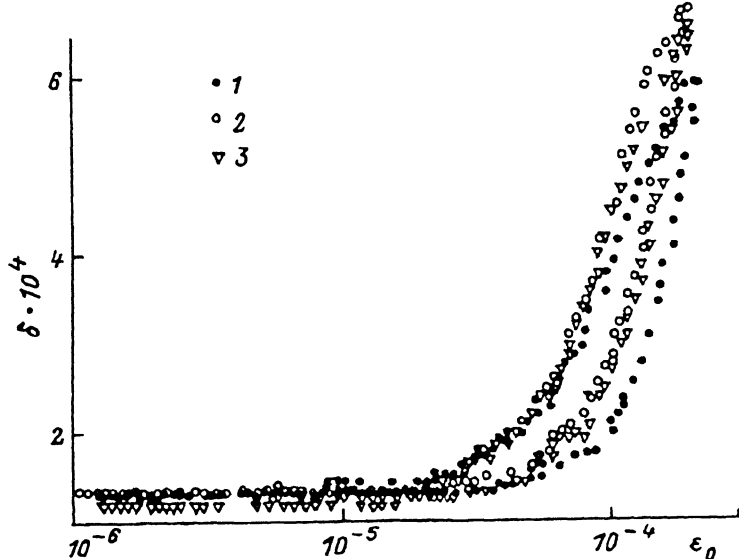


Рис. 3. Амплитудные зависимости декремента, измеренные для позиций 1, 2 и 5 (см. рис. 1) в процессе деформации образца.

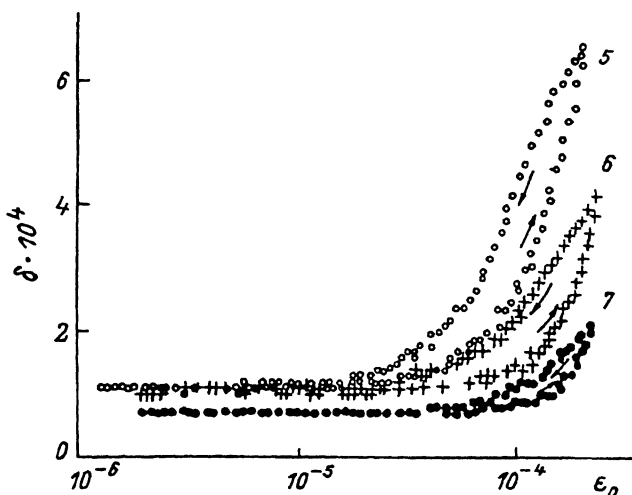


Рис. 4. Амплитудные зависимости декремента, измеренные непосредственно в процессе деформации (позиция 5), после остановки испытательной машины (позиция 6), через 10 min после разгрузки образца (позиция 7) (см. рис. 1).

Рис. 6 показывает амплитудно-зависимую часть декремента, измеренную при разных температурах в процессе отогрева от 6.5 К. Видно, что функциональный вид $\delta_h(\epsilon_0)$ удовлетворительно может быть аппроксимирован степенным выражением

$$\delta_h = A(T)\epsilon_0^n, \quad (2)$$

где $A(T)$ — температурно-зависимый фактор, а показатель n не зависит от температуры. В нашем случае $n = 1.4$. Отклонение от степен-

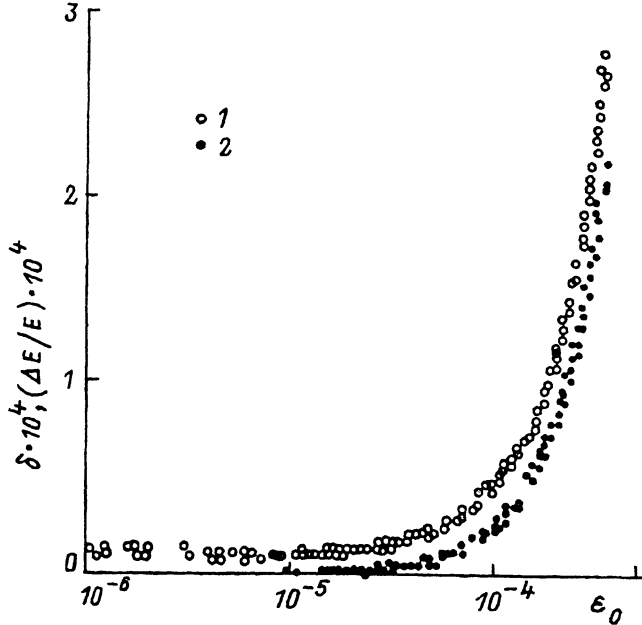


Рис. 5. Амплитудные зависимости декремента (1) и дефекта модуля Юнга (2), измеренные после охлаждения образца Al-Al₂Cu до 6.5 К и последующего отогрева до T = 13 К.

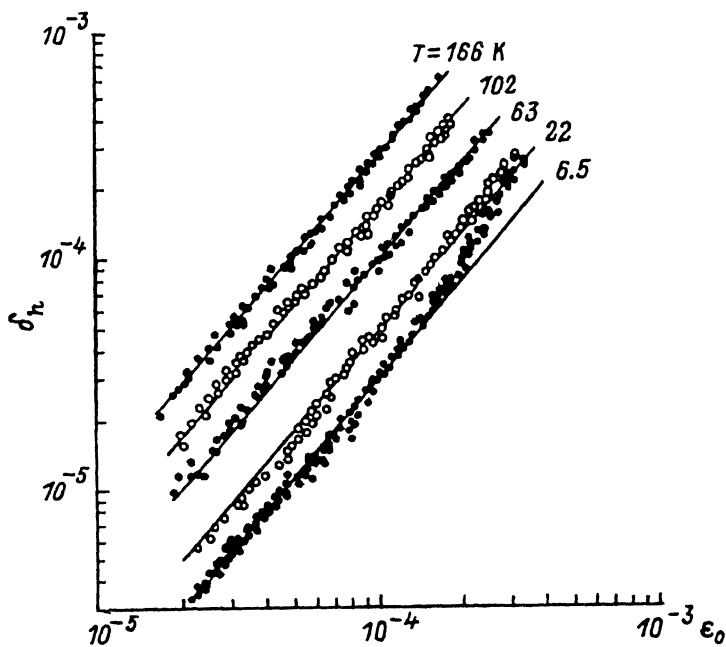


Рис. 6. Амплитудно-зависимое внутреннее трение эвтектики Al-Al₂Cu, измеренное при разных температурах в процессе повышения температуры от 6.5 К. Сплошные линии соответствуют степенным зависимостям $\delta_n \sim \epsilon_0^n$ при n = 1.4.

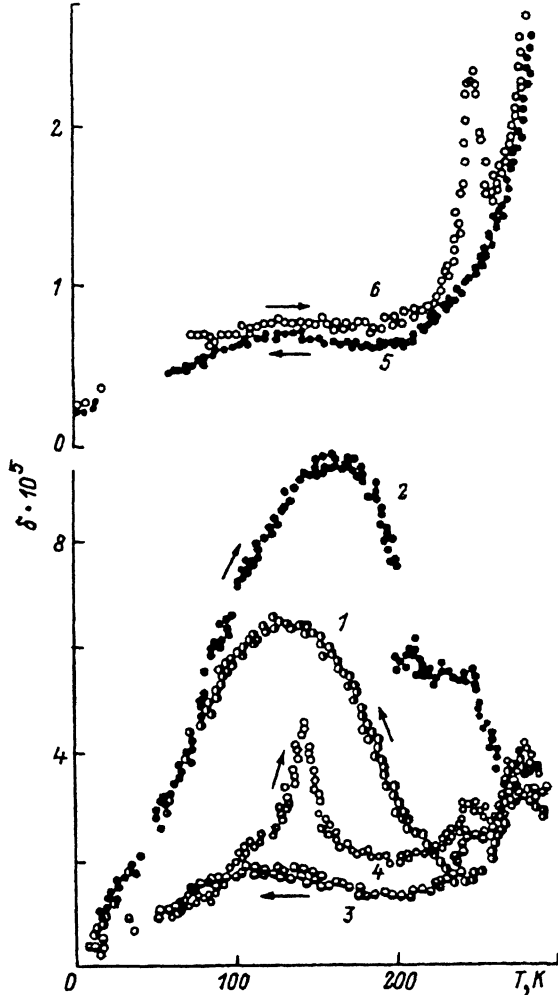


Рис. 7. Зависимости декремента δ от температуры T при амплитуде $\epsilon_0 = 10^{-6}$ для эвтектики Al-Al₂Cu.

1 — первое измерение, 2 — последующий нагрев, 3, 4 — то же через сутки после первого измерения, 5, 6 — то же после отжига образца в течение 1 h при 140°C. При измерении кривой 2 одновременно регистрировалась зависимость амплитуды при $\delta_h = 10^{-4}$ (кривая 1 на рис. 8).

ной функции при $T = 6.5$ K в области больших амплитуд ($\epsilon_0 > 2 \cdot 10^{-4}$) можно объяснить разогревом образца под действием ультразвука.

На рис. 7 показаны температурные спектры амплитудно-независимого декремента $\delta_i(T)$. Эта серия измерений относится к исходному (недеформированному) образцу. Цифры у кривых соответствуют последовательности измерений (1, 3, 5 — охлаждение, 2, 4, 6 — нагрев). Видно, что спектр $\delta_i(T)$ не воспроизводится от измерения к измерению, но при нагреве стабильно появляется пик около 250 K. Также наблюдается максимум при 130–170 K, ширина и высота которого, а также степень расщепления на более мелкие пики меняются. Качественно такие

же особенности имеет и спектр предварительного деформированного и состаренного при комнатной температуре образца.

Во время отогрева при первом термодикле не только регистрировался спектр $\delta_i(T)$ (кривая 2 на рис. 7), но и измерялась зависимость амплитуды колебаний $\varepsilon_\delta(t)$, соответствующая постоянному уровню амплитудно-зависимого декремента $\delta_n = 10^{-4}$. Кривая 1 на рис. 8 показывает результат этого измерения, во время которого образец подвергался ультразвуковому возбуждению в амплитудно-зависимой области. Дополнительное ультразвуковое возбуждение, очевидно, и явилось причиной повышения δ_i .

Кривые $\varepsilon_\delta(T)$ в области низких температур ($T < 160-180$ К) стабильно воспроизводились (в пределах разброса, о котором можно судить по кривой 1 на рис. 8) как от измерения к измерению, так и (в относительных единицах) от образца к образцу независимо от того, был ли образец продеформирован при комнатной температуре. При температурах $T > 180$ К кривые $\varepsilon_\delta(T)$ возрастают с ростом температуры (т.е. АЗВТ падает), причем характер этого возрастания зависит от скорости отогрева. Аналогичное явление наблюдалось и на примесных монокристаллах алюминия [20,22,23]. На рис. 8 для сравнения приведены зависимости $\varepsilon_\delta(T)$, измеренные как на чистом (99.999% Al), так и на примесном алюминии.

3. Обсуждение

Амплитудная зависимость внутреннего трения может быть вызвана не только присутствием дислокаций, но и ансамблем микротрещин [24]. Результаты, полученные при измерениях ВТ непосредственно при пластическом деформировании, показывают, что амплитудно-зависимое поглощение в исследуемом материале имеет дислокационную природу. Во-первых, оно появляется в результате пластического деформирования; во-вторых, наблюдается последеформационное старение, которое естественно объясняется закреплением возникших при деформировании дислокаций точечными дефектами примесной природы, так как матрица представляет собой твердый раствор Al : Cu с содержанием меди около 4 wt% [25]. Необычная для монокристаллов интенсивность старения может быть объяснена тем, что в слоях алюминиевой матрицы масштаб взаимодействия дислокаций с атомами примеси ограничен толщиной слоя (около $2 \mu\text{m}$). Если бы АЗВТ было обусловлено микротрещинами (на границе фаз или в интерметаллиде), то такое старение было бы невозможно. На дислокационную природу АЗВТ указывает и подобие амплитудных зависимостей декремента и дефекта модуля Юнга (рис. 2).

Наблюдаемое различие в амплитудном гистерезисе (при уменьшении амплитуды декремент возвращается к своему исходному значению, а дефект модуля нет) можно объяснить двумя причинами: 1) разогревом образца под действием высокоамплитудного ультразвука [26]; 2) ростом модуля Юнга под действием статической нагрузки за счет решеточного или дислокационного ангармонизма [27] (в этом случае остаточный дефект модуля на рис. 2 есть следствие прошедшего АПЭ, в результате которого статическая нагрузка на образец уменьшилась).

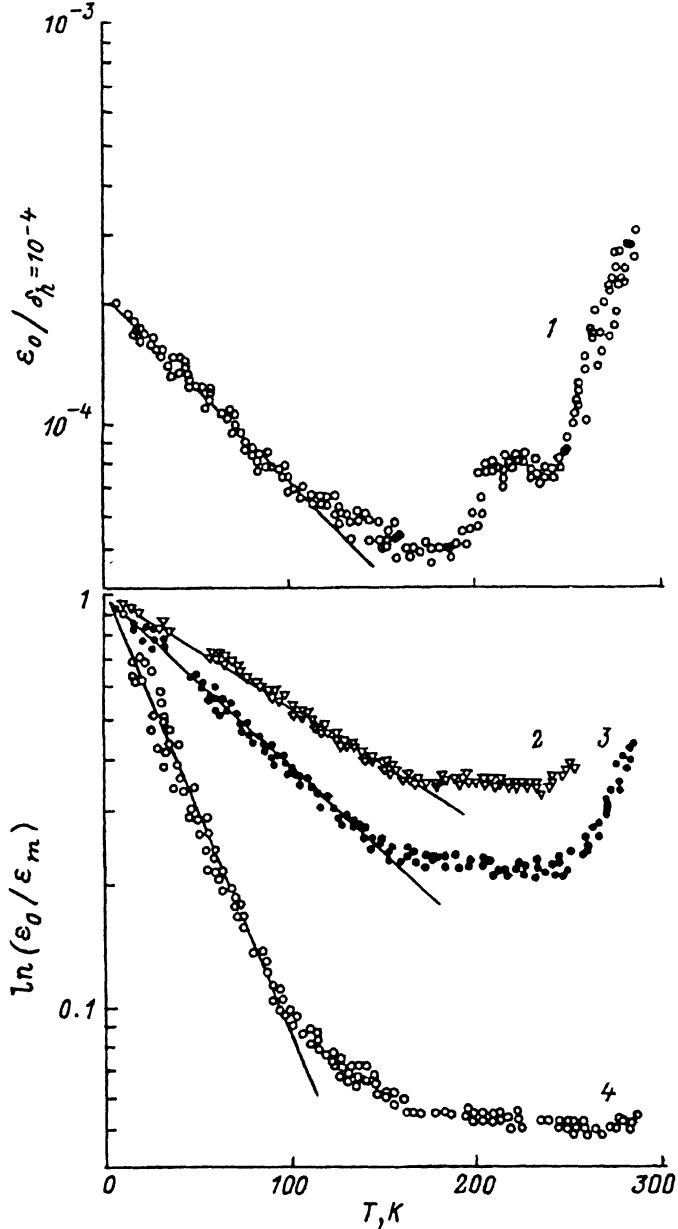


Рис. 8. Зависимости амплитуды колебаний при постоянном уровне амплитудно-зависимого декремента для эвтектики Al-Al₂Cu (1) и для монокристаллов Al + 1 wt%Cu (2), Al + 0.66 wt%Si + 0.22 wt%Fe (3), 99.999%Al (4). Кривые 2-4 для монокристаллов, взятые из [22,23], приведены в относительных единицах ϵ_0/ϵ_m в масштабе, соответствующем графику 1 (здесь ϵ_m соответствует значению амплитуды, экстраполированному на $T = 0$ K).

Одновременная регистрация амплитудных зависимостей АПЭ и поглощения ультразвука, вызывающего этот эффект, показала, что рост декремента и падение деформирующей нагрузки начинают проявляться при одних и тех же амплитудных колебаниях. Аналогичный результат был получен ранее на ряде монокристаллов (NaCl [28], NaF [29], Al [18]). Однако в этих материалах кривые $\delta_h(\epsilon_0)$, измеренные при пластическом деформировании с постоянной скоростью, практически не проявляли амплитудного гистерезиса. В эвтектике такой гистерезис имеет место, т. е. кривые, измеренные при увеличении амплитуды, не совпадают с кривыми, измеренными при ее уменьшении. Амплитудный гистерезис наблюдался в процессе ползучести примесного алюминия [18]. Наличие гистерезиса может быть связано с увеличением числа подвижных дислокаций под действием колебательной нагрузки [30,31]. В [18] был сделан вывод о том, что в условиях деформационного старения механизмы АПЭ при активном деформировании и ползучести различны: в первом случае ультразвук увеличивает подвижность уже имеющихся подвижных дислокаций, а во втором увеличивает их количество. Результаты, полученные на эвтектике $\text{Al}-\text{Al}_2\text{Cu}$, показывают, что в условиях интенсивного деформационного старения АПЭ может быть следствием увеличения числа подвижных дислокаций даже при активном пластическом деформировании. Сравнение результатов работ [18] и [19,32], где исследовались одинаковые по составу образцы монокристаллов примесного алюминия, но с разными скоростями деформирования (0.3 mm/h [18], 0.1 mm/h [19,32]), показывает, что даже небольшое уменьшение скорости деформирования уже приводит к слабому амплитудному гистерезису АЗВТ. Следовательно, в условиях деформационного старения нужно ожидать, что АПЭ будет уменьшаться с уменьшением скорости пластической деформации. Экспериментальное подтверждение данного вывода можно найти в [33], где исследовался АПЭ при активном деформировании сплавов $\text{Al} : \text{Mg}$.

Нестабильность температурных спектров, очевидно, объясняется тем, что фазы Al и Al_2Cu имеют разные коэффициенты температурного расширения. Поэтому образец, охлажденный от температуры эвтектики (821 K) до комнатной, всегда имеет остаточные напряжения на уровне предела текучести пластичной фазы (Al). Дальнейшие термоциклы в интервале температур $300-6.5 \text{ K}$ вызывают дополнительную пластическую деформацию матрицы, что приводит к амплитудной зависимости поглощения и к появлению в спектре ВТ максимумов типа Бордони (около $130-160 \text{ K}$) и Хасигути ($250-280 \text{ K}$). Интенсивная деформация, как известно [34], подавляет пик Бордони, что и наблюдается экспериментально (кривые 5, 6 на рис. 7). Пик Хасигути при $T = 250 \text{ K}$ стабильно появляется при отогреве. Именно этот пик отражает взаимодействие дислокаций с точечными дефектами, ответственными за интенсивное старение, что сказывается на поведении АЗВТ.

В низкотемпературной области ($T < 160 \text{ K}$) АЗВТ можно удовлетворительно аппроксимировать выражением (2). Такое поведение характерно для алюминия [22,23], а также для широкого круга других моно- и поликристаллов различной чистоты [35-38]. На рис. 8 видно, что данные для эвтектики и для монокристаллов алюминия при $T < 100 \text{ K}$ можно аппроксимировать прямой линией в координатах $\log \epsilon_0 - T$. Такая аппроксимация означает, что (2) можно переписать в

$$\delta_h = C\varepsilon_0^n \exp(LT),$$

где C и L — константы. Наклон прямых на рис. 8 определяется величиной L/n , которая уменьшается с увеличением количества примесей в твердом растворе. Рис. 8 показывает, что матрица алюминия не остается в состоянии исходной чистоты, а представляет собой твердый раствор Al : Cu с содержанием меди менее 1wt%. По данным микронзондового анализа [25], содержание меди в твердом растворе составляет около 4 wt%. Данное противоречие объяснено в [13] тем, что в [25] исследовались образцы с расстоянием между ламелями около $6 \mu\text{m}$, а внутреннее трение изучалось на образцах с расстоянием менее $2 \mu\text{m}$.

Расстояние между ламелями немногим должно отличаться от максимального расстояния, на которое способны смещаться дислокации во время измерения АЗВТ. Данное утверждение можно обосновать тем, что интенсивность старения при комнатной температуре в эвтектике выше, чем в примесном алюминии. При амплитудном гистерезисе во время измерения АЗВТ эта интенсивность зависит от степени «растаскивания» атмосфер Коттрелла при больших амплитудах, которая в свою очередь определяется величиной смещения ξ подвижных дислокаций под действием колебательной нагрузки.

В исследуемой эвтектике, как и в монокристаллах алюминия [22,23], а также в других моно- и поликристаллах (см., например, [29,35,37,38]) на начальных стадиях АЗВТ наблюдается пропорциональность (1). Принимая это во внимание и учитывая связь дефекта модуля с дислокационной деформацией $\varepsilon_d/\varepsilon_0 = \Delta E/E$, оценим плотность подвижных дислокаций Λ_m , вносящих вклад в АЗВТ. Поскольку с точностью до коэффициента r , близкого к единице, $\varepsilon_d = \varepsilon_0 \delta_h$, из рис. 6 видно, что в области развитой амплитудной зависимости ε_d порядка 10^{-7} . Используя известную формулу $\varepsilon_d = \Lambda_m b \xi$, где b — величина вектора Бюргерса, и подставляя $b \xi = 10^{-15} \text{m}^2$, получаем оценку Λ_m порядка $10^8 \text{m}^{-2} = 10^4 \text{cm}^{-2}$. Полагая общую плотность дислокаций Λ в матрице не менее 10^8cm^{-2} , получаем, что доля дислокаций, вносящих вклад в АЗВТ, составляет порядка 10^{-4} .

Таким образом, в эвтектике лишь очень небольшое число дислокаций вносят вклад в обратимую микропластическую деформацию, приводящую к АЗВТ. Полученная оценка ($\Lambda_m = 0.01\% \Lambda$) справедлива и для монокристаллитов алюминия, поскольку в них смещения дислокаций из положения равновесия могут быть больше, чем в ламелярной эвтектике.

Авторы выражают благодарность С.М. Доброумову, вырастившему образцы эвтектики Al-Al₂Cu, В.И. Иванову, Б.К. Кардашеву и С.Б. Кустову за помощь в проведении экспериментов и полезные дискуссии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Международного научного фонда (ISF Grant N SD1000).

- [1] Koehler J.S. In: Imperfections in nearly perfect crystals. Wiley N.Y. (1952). P. 197.
- [2] Granato A.V., Lücke K. J. Appl. Phys. **27**, 6, 583 (1956).
- [3] Харитонов А.В. Акуст. журн. **11**, 2, 226 (1965).
- [4] Indenbom V.L., Chernov V.M. Phys. Stat. Sol. (a) **14**, 1, 347 (1972).
- [5] Granato A.V., Lücke K. J. Appl. Phys. **52**, 12, 7136 (1981).
- [6] Gabbay M., Vincent A., Fantozzi G. Phys. Stat. Sol. (a) **100**, 1, 121 (1987).
- [7] Asano S. J. Phys. Soc. Jap. **29**, 4, 952 (1970).
- [8] Челноков В.А., Кузьмин Н.Л. ФТТ **22**, 12, 3000 (1980).
- [9] Ishii K. J. Phys. Soc. Jap. **52**, 1, 141 (1983).
- [10] Kressel H., Brown N. In: Dyslocation Dynamics. McGraw-Hill. N.Y. (1968). P. 337.
- [11] Иванов В.И., Доброумов С.М., Кардашев Б.К., Кустов С.Б., Лебедев А.Б., Никаноров С.П. В кн.: Механизмы повреждаемости и прочность гетерогенных материалов. Л. (1985). С. 185.
- [12] Иванов В.И., Доброумов С.М., Кардашев Б.К., Кустов С.Б., Лебедев А.Б., Никаноров С.П. Материалы Всесоюз. совещ. по получению профилированных кристаллов и изделий способом Степанова и их применению в народном хозяйстве. Л. (1986). С. 279.
- [13] Иванов В.И., Лебедев А.Б., Кардашев Б.К., Никаноров С.П. Изв. АН СССР. Сер. физ. **52**, 10, 2068 (1988).
- [14] Иванов В.И., Доброумов С.М., Лебедев А.Б., Никаноров С.П. В кн.: Внутреннее трение в исследовании металлов, сплавов и неметаллических материалов. М. (1989). С. 175.
- [15] Доброумов С.М., Никаноров С.П., Калитина Е.С. Изв. АН СССР. Сер. физ. **47**, 2, 403 (1983).
- [16] Marx J. Rev. Sci. Instrum. **22**, 7, 503 (1951).
- [17] Лебедев А.Б., Бахолдин С.И., Иванов В.И., Кардашев Б.К. В кн.: Внутреннее трение в металлах и неорганических материалах. М. (1982). С. 35.
- [18] Лебедев А.Б., Кустов С.Б., Кардашев Б.К. ФТТ **29**, 12, 3563 (1987).
- [19] Лебедев А.Б. ФТТ **35**, 9, 2305 (1993).
- [20] Лебедев А.Б., Иванов В.И., Кардашев Б.К., Никаноров С.П. ФТТ **28**, 1, 294 (1986).
- [21] Blaha F., Langenecker V. Naturwissenschaften **42**, 20, 556 (1955).
- [22] Лебедев А.Б. ФТТ **34**, 6, 1889 (1992).
- [23] Lebedev A.B., Ivanov V.I. Mat. Sci. Forum **119-121**, 245 (1993).
- [24] Nishino Y., Murayama T., Asano S. Phil. Mag. **A65**, 5, 1187 (1992).
- [25] Доброумов С.М., Казаков С.В., Никаноров С.П. В кн.: Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа. Материалы III Всесоюз. конф. Днепропетровск (1986). С. 110.
- [26] Лебедев А.Б., Буренков Ю.А., Голубенко Т.И. ФТТ **35**, 2, 420 (1993).
- [27] Лебедев А.Б., Кустов С.Б., Кардашев Б.К. ФТТ **34**, 9, 2915 (1992).
- [28] Лебедев А.Б., Кустов С.Б., Кардашев Б.К. ФТТ **24**, 10, 3169 (1982).
- [29] Лебедев А.Б., Кустов С.Б., Кардашев Б.К. ФТТ **31**, 1, 62 (1989).
- [30] Челноков В.А., Степанов В.А., Кузьмин Н.Л. ФТТ **12**, 3, 841 (1970).
- [31] Смирнов Б.И., Челноков В.А., Кузьмин Н.Л. ФТТ **25**, 2, 519 (1983).
- [32] Лебедев А.Б., Кустов С.Б., Кардашев Б.К., Никаноров С.П. В кн.: Дислокационная структура в металлах и сплавах и методы ее исследования. Тула (1987). С. 118.
- [33] Endo T., Tasaki M., Kubo M., Shimada T. Trans. Jap. Inst. Met. **23**, 11, 665 (1982).
- [34] Fantozzi G., Esnouf C., Benoit W., Ritchie I.G. Progr. Mat. Sci. **27**, 3-4, 311 (1982).
- [35] Никаноров С.П., Кардашев Б.К. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М. (1985).
- [36] Lebedev A.V., Kardashev B.K., Hofmann U., Kaufmann H.-J., Schulze D. Cryst. Res. Technol. **24**, 11, 1143 (1989).
- [37] Lebedev A.B. J. Alloys & Compounds **211/212**, 177 (1994).
- [38] Lebedev A.B., Pilecki S. Scripta Met. Mater. **32**, 2, 173 (1995).