

Акустопластический эффект и внутреннее трение монокристаллов алюминия на различных стадиях деформирования

© К.В. Сапожников, С.Б. Кустов

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Поступила в Редакцию 13 мая 1997 г.)

Зависимости акустопластического эффекта (АПЭ) и внутреннего трения от амплитуды колебательной деформации измерялись на различных стадиях деформирования монокристаллов примесного алюминия. Обнаружено, что АПЭ наблюдается не только в макропластической области диаграммы деформирования, но и при микропластическом деформировании на стадиях "упругого" нагружения и разгрузки. В процессе разгрузки знак эффекта меняется. Увеличение скорости деформирования приводит к усилению АПЭ и поглощения энергии ультразвуковых колебаний частотой около 100 кГц, вызывающих этот эффект. Делается вывод о том, что АПЭ как при макро-, так и при микропластическом деформировании обусловлен необратимым высокоскоростным движением дислокаций через дальнедействующие поля напряжений других дислокаций после прорыва через атмосферы Коттрелла.

Акустопластический эффект (АПЭ) в процессе активного деформирования проявляется при наложении колебательной составляющей на статическую механическую нагрузку как уменьшение напряжения течения [1] вследствие дополнительной пластической деформации образца. Многочисленные исследования АПЭ проводились, как правило, в процессе макропластического деформирования. Относительно того, влияют ли механические колебания на упругую часть диаграммы деформирования, данных мало [2–5], причем взгляды исследователей разошлись. Некоторые авторы [2,3] не обнаружили такого влияния, но в ряде работ [4,5] оно наблюдалось. Авторы [4] утверждали, что ультразвуковые волны активируют не только пластическую, но и упругую деформацию, значительно уменьшая модуль упругости.

Имеются данные о том, что наложение механических колебаний ускоряет не только пластическую деформацию, но и ее возврат, если статическая нагрузка, обуславливающая пластическую деформацию образца, снята полностью [6] или существенно снижена [7]. Однако этот эффект остался практически неизученным.

Настоящая работа посвящена исследованию АПЭ и внутреннего трения (ВТ) на различных стадиях деформирования монокристаллов алюминия, а также изучению влияния скорости деформирования на АПЭ и ВТ. Измерения поглощения ультразвука, вызывающего АПЭ, дают дополнительную информацию о механизмах АПЭ [8–10].

1. Методика эксперимента

Для возбуждения в образцах ультразвуковых колебаний частотой около 100 кГц и измерения ВТ использовалась автоматизированная установка [11] на базе метода составного пьезоэлектрического вибратора. Зависимости величины АПЭ и ВТ от амплитуды колебательной деформации одновременно регистрировались в процессе трехточечного изгиба образцов длиной 72 мм, что составляло три полуволны ультразвука используемой

частоты. При этом точки приложения квазистатической нагрузки совпадали с узлами смещения стоячей волны [2,12]. Образцы деформировались в гидравлической испытательной машине "Инстрон-1341" при постоянной скорости перемещения деформирующих опор. Образцы алюминия чистотой около 99.8 wt.% отрезались от монокристаллического стержня сечением около 3×3 мм, выращенного с ориентацией [100] методом Степанова. Основные примеси были определены с помощью рентгеновского микроанализатора "Камебакс": Si — 0.13 wt.%, Fe — 0.05 wt.%.

Величина изменения приложенной квазистатической нагрузки ΔP использовалась как мера АПЭ. Зависимости АПЭ и ВТ от амплитуды колебательной деформации измерялись при комнатной температуре в ряде точек диаграммы деформирования на упругой и пластической стадиях нагружения, а также на стадии разгрузки, при скорости перемещения деформирующих опор 10^{-6} мм/с (упругое нагружение и разгрузка) или 10^{-5} мм/с (макропластическое деформирование). Кроме того, на пластической стадии были проведены измерения амплитудных зависимостей АПЭ и ВТ при различных скоростях перемещения деформирующих опор в диапазоне 10^{-6} – 10^{-3} мм/с. При измерениях амплитуда колебательной деформации увеличивалась с заданным шагом от низкого уровня около 10^{-6} до максимально достижимого установкой значения, а затем уменьшалась в обратной последовательности. Одно измерение амплитудной зависимости АПЭ и ВТ (прямое и обратное измерения) занимало 1–2 мин. Амплитуда колебательной деформации ε_m пересчитывалась в амплитуду колебательного напряжения σ_m : $\sigma_m = \varepsilon_m E_{100}$, где E_{100} — модуль Юнга алюминия в направлении [100].

2. Экспериментальные результаты

На рис. 1 показаны зависимости приложенной квазистатической нагрузки P от прогиба образца d для первого (а) и повторного (б) нагружения образца алюми-

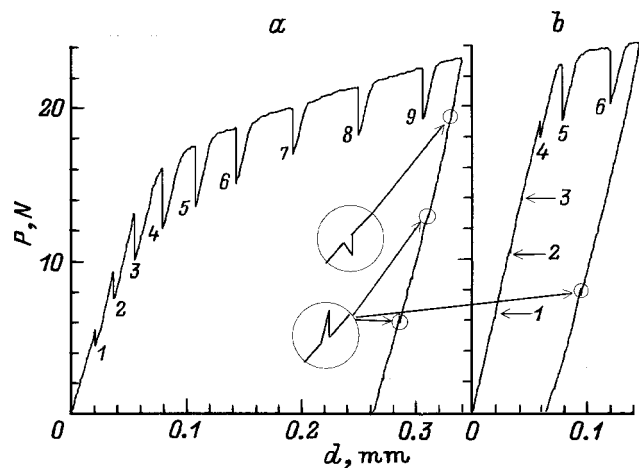


Рис. 1. Диаграммы деформирования образца алюминия при первом (а) и повторном (б) нагружении. Врезки схематически демонстрируют влияние ультразвука на стадии разгрузки.

ния. Скачкообразные изменения приложенной нагрузки, отмеченные цифрами, соответствуют совместным измерениям амплитудных зависимостей АПЭ и ВТ, которые показаны на рис. 2, 3. ВТ обнаруживает амплитудный гистерезис — несовпадение амплитудных зависимостей, измеренных при возрастании и последующем убывании амплитуды колебаний (АЗВ и АЗУ). Амплитудные зависимости АПЭ измерены при увеличении амплитуды колебаний, при последующем уменьшении амплитуды квазистатическая нагрузка практически не менялась.

АПЭ наблюдался как в пластической, так и в "упругой" (точнее, микропластической) области диаграммы деформирования при нагружении и разгрузке. Мы будем называть "упругой" область ограниченного пластического течения при статических нагрузках ниже нагрузки, обеспечивающей макроскопическое пластическое течение. АПЭ начинал проявляться, когда σ_m превышало некоторую пороговую величину σ_t , которая слабо зависела от величины квазистатической нагрузки, приложенной к образцу, но при микропластическом деформировании сильно зависела от состояния образца. При первом нагружении образца σ_t была практически одинакова при микро- и макродеформировании и составляла около 1–1.5 МПа (рис. 2, а). При последующей разгрузке и повторном "упругом" нагружении σ_t составляла 3–5 МПа, но уменьшалась до прежних значений при макродеформировании (рис. 2, б). Разгрузка и повторное "упругое" нагружение характеризовались не только выросшей величиной σ_t , но и значительно меньшей величиной АПЭ при тех же уровнях квазистатической и колебательной нагрузок по сравнению с первым "упругим" нагружением.

Величины АПЭ и ВТ различным образом зависят от степени деформации. Величина АПЭ проходила через максимум в начале пластического течения (рис. 2, а), тогда как ВТ монотонно возрастало в течение всего нагружения (рис. 3).

При макропластическом деформировании зависимости величины АПЭ от σ_m практически линейны (кроме, иногда, диапазона самых малых величин σ_m), а при микропластическом — существенно нелинейны: слабый рост при низких σ_m и выход на наклон, близкий к наклону амплитудных зависимостей АПЭ при макродеформировании, при высоких амплитудах (рис. 2). Поведение амплитудно-зависимого внутреннего трения δ_h (АЗВТ) в процессе деформирования демонстрирует рис. 4, а, где амплитудно-зависимая часть ВТ показана в логарифмических координатах. Видно, что рост АЗВТ с увеличением σ_m происходит в две стадии: слабый рост при низких σ_m и сильный при высоких. Диапазон σ_m , в котором происходит переход от первой стадии АЗВТ ко второй, смещается в область более низких амплитуд с ростом статической нагрузки при "упругом" нагружении, но не зависит от статической нагрузки при макропластическом деформировании (зависимости 7–9 не показаны, они практически совпадают с кривой б).

Поведение АЗВТ в процессе последеформационного старения отображено на рис. 4, б. Видно, что стадии АЗВТ ведут себя различным образом. Низкоамплитудное АЗВТ практически нечувствительно к ранней стадии старения в отличие от высокоамплитудного АЗВТ, которое демонстрирует быстрое падение в результате старения. Лишь по прошествии определенного времени начинается заметное убывание низкоамплитудного АЗВТ. Диапазон σ_m , соответствующий переходу от первой стадии АЗВТ ко второй, смещается в область более высоких амплитуд и становится более протяженным по сравнению с тем, каким он был в процессе нагружения (рис. 4, а).

Поведение АПЭ на стадии разгрузки показано на рис. 5. Измерение амплитудных зависимостей АПЭ проводилось после быстрого разгрузки образца от квазистатической нагрузки P_1 , обеспечивавшей макропластическое течение, до некоторой нагрузки P_2 . Между измерениями образец снова нагружался до начала макропластического течения. Видно, что с уменьшением величины P_2 АПЭ сначала убывает (в основном за счет роста σ_t), а затем меняет знак, т. е. при большой глубине разгрузки P_2/P_1 наблюдается рост квазистатической нагрузки при наложении ультразвука, а не падение. Однако смена знака АПЭ происходила не одновременно для всех величин σ_m . Видно, что при $P_2/P_1 \approx 0.7–0.8$ (кривые 5, б), наблюдался как отрицательный (при умеренных σ_m), так и положительный АПЭ (при высоких σ_m).

Влияние скорости перемещения деформирующих опор на амплитудные зависимости АПЭ и ВТ показано на рис. 6. Измерения проводились как при последовательном увеличении скорости, так и при последующем ее понижении. Влияние степени предварительной деформации на измеряемые величины было много меньше влияния скорости перемещения опор. Приведены данные, полученные при уменьшении скорости деформирования. Видно, что чем выше скорость деформирования, тем больше величины АПЭ и АЗВТ и тем слабее выражен амплитудный гистерезис ВТ (он даже меняется на обратный

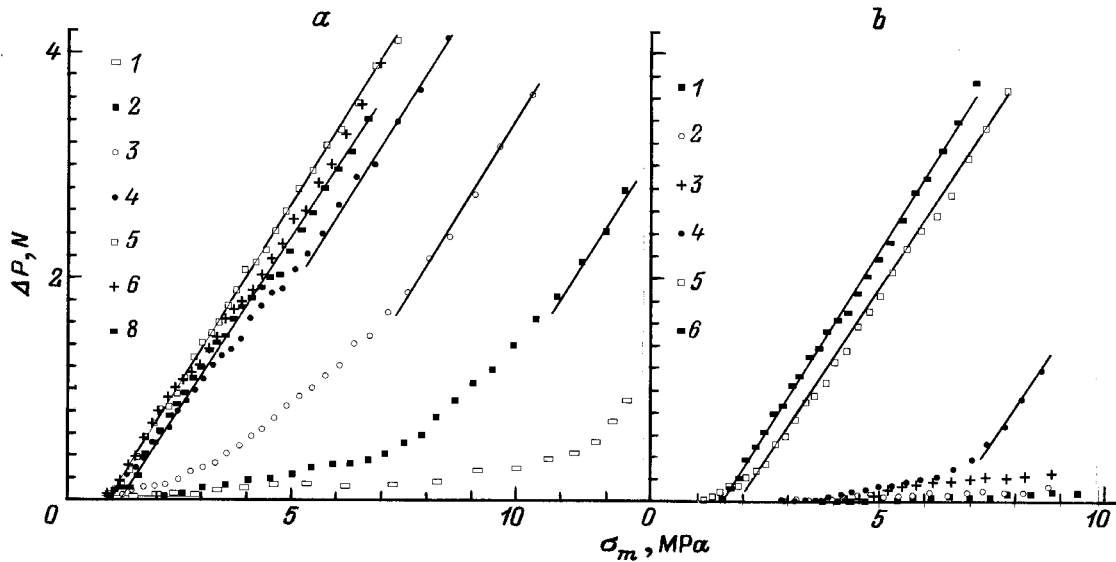


Рис. 2. Зависимости величины акустопластического эффекта ΔP от амплитуды колебательных напряжений σ_m , измеренные при первом (а) и повторном (б) нагружении образца алюминия. Нумерация соответствует рис. 1, а, б.

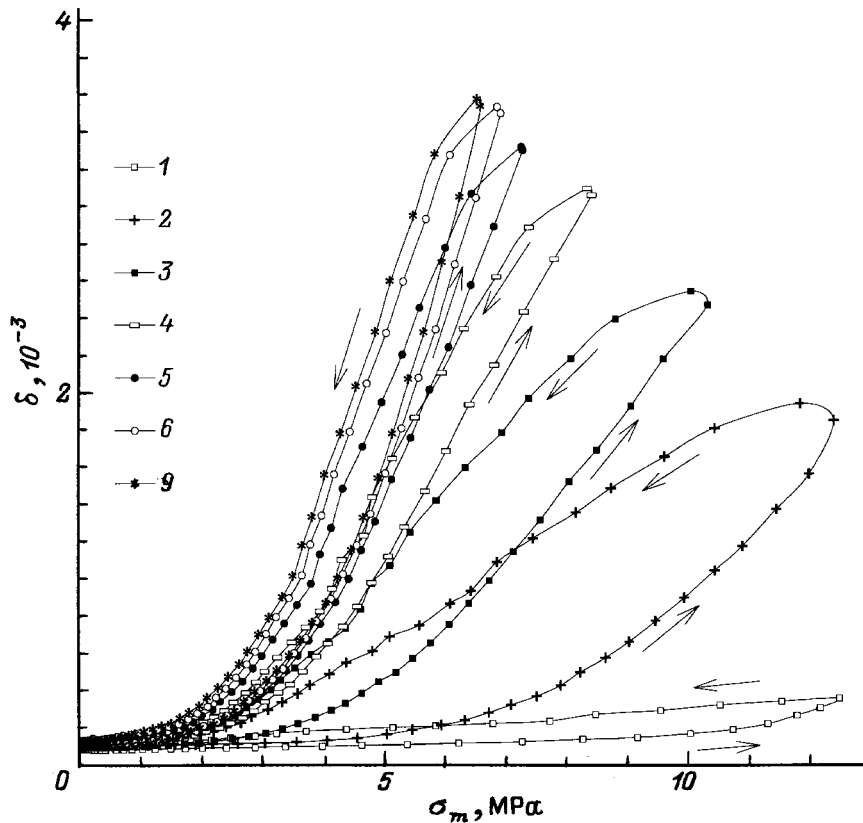


Рис. 3. Зависимости декремента δ образца алюминия от амплитуды колебательных напряжений σ_m , измеренные при первом нагружении. Стрелки показывают направление изменения амплитуды колебаний при измерениях. Нумерация соответствует рис. 1, а.

при самой высокой скорости деформирования). Однако наклон амплитудной зависимости АПЭ при высоких σ_m практически не зависит от скорости деформирования. Чем ниже скорость деформирования, тем протяженнее

нелинейный участок амплитудной зависимости АПЭ при малых амплитудах. АПЭ начинает заметно проявляться в том диапазоне σ_m , где происходит переход от низко- к высокоамплитудной стадии АЗВТ.

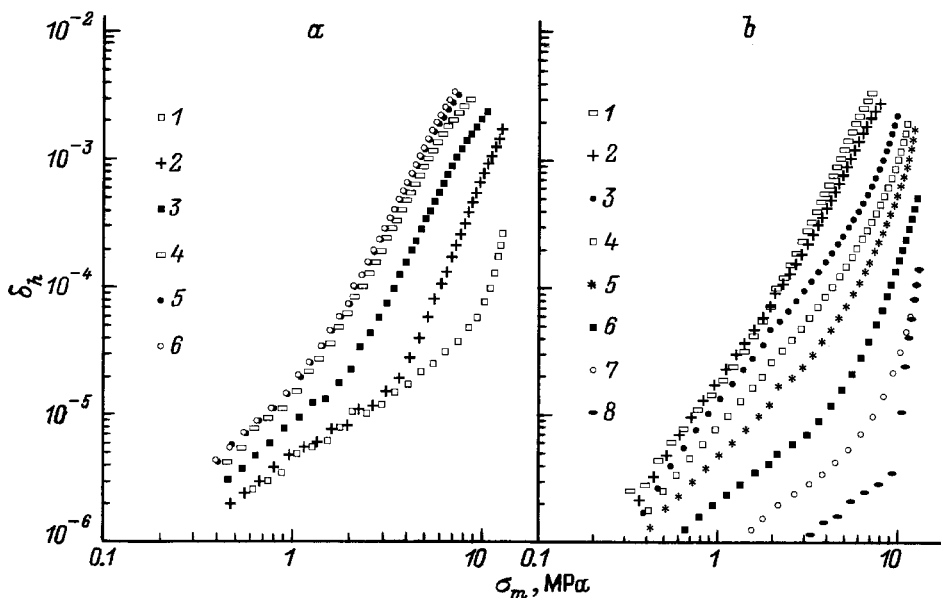


Рис. 4. Амплитудно-зависимая часть декремента δ_h образца алюминия в процессе нагружения (*a*) и последеформационного старения (*b*). *a* — ветви кривых, показанных на рис. 3, измеренные при возрастании амплитуды, *b* — зависимости, измеренные при возрастании амплитуды в процессе деформирования (кривая 1, соответствующая измерению *b* на рис. 1, *b*) и через некоторое время после разгрузки образца (кs): 2 — 0.06, 3 — 0.3, 4 — 0.9, 5 — 2.7, 6 — 10.8, 7 — 86.4, 8 — 31536.

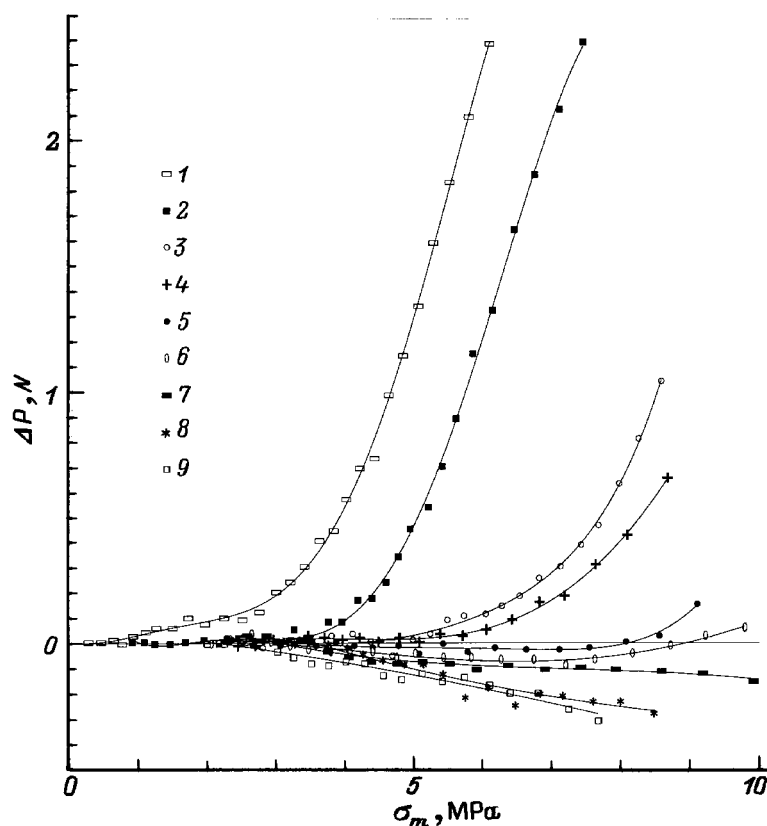


Рис. 5. Зависимости величины акустопластического эффекта ΔP от амплитуды колебательных напряжений σ_m , измеренные на частично разгруженном образце алюминия. Глубина разгрузки P_2/P_1 : 1 — 1, 2 — 0.94, 3 — 0.88, 4 — 0.84, 5 — 0.77, 6 — 0.72, 7 — 0.66, 8 — 0.58, 9 — 0.31. Отрицательный знак эффекта соответствует росту квазистатической нагрузки при наложении ультразвука.

3. Обсуждение результатов

Общепринято, что при умеренных амплитудах колебаний и частотах порядка 10^5 Hz АЗВТ отражает главным образом взаимодействие дислокаций с точечными дефектами в процессе колебательного движения дислокаций. Примесные атомы в алюминиевых сплавах при комнатной температуре образуют атмосферы Коттрелла, ограничивая подвижность дислокаций и обуславливая эффект динамического деформационного старения при пластическом деформировании с малыми скоростями. Движение дислокаций при измерении АЗВ вызывает как перераспределение примесных атомов, составляющих атмосферы, вдоль плоскостей скольжения дислокаций, так и их диффузию в объем кристалла [13], что приводит к амплитудному гистерезису ВТ (АЗУ выше АЗВ). Согласно [14], АЗВТ появляется, когда дислокации начинают вырываться из атмосфер. Однако еще в [15] предполагалось, что при малых амплитудах колебаний может наблюдаться стадия АЗВТ, связанная с движением дислокаций внутри протяженных атмосфер. Существование такой стадии экспериментально показано в [16].

Поведение АЗВТ в наших экспериментах можно интерпретировать следующим образом. Стадия слабого роста АЗВТ при малых амплитудах колебаний обусловлена движением дислокаций в пределах примесных атмосфер. С ростом амплитуды происходит прорыв небольшого числа дислокаций, находящихся в наиболее благоприятных конфигурациях, за пределы атмосфер. Вторая стадия АЗВТ обусловлена в основном колебаниями этих "прорвавшихся" дислокаций. Сдвиг диапазона σ_m , соответствующего переходу от первой стадии АЗВТ ко второй, в область более низких амплитуд колебаний в процессе "упругого" нагружения и его обратный сдвиг при последеформационном старении (рис. 4) являются следствием изменения насыщенности атмосфер у подвижных дислокаций. Кроме того, при нагружении прорыв дислокаций облегчается за счет совместного действия колебательного и статического напряжений. Протяженность переходного участка АЗВТ значительно меньше в процессе деформирования (рис. 4, *a*), чем при старении (рис. 4, *b*), поскольку в первом случае "прорвавшиеся" дислокации под действием статической нагрузки могут уйти из атмосфер, а во втором продолжают колебаться вблизи своих статических положений. Величина амплитудного гистерезиса ВТ также отражает насыщенность атмосфер: чем выше скорость направленного движения дислокаций, тем менее выражен гистерезис (рис. 6, *a*). Обратный амплитудный гистерезис ВТ (АЗУ ниже АЗВ) при высоких скоростях деформирования (кривая 1 на рис. 6, *a*) показывает, что в этом случае потеря атмосфер подвижными дислокациями слабее влияет на величину АЗВТ, чем процесс образования новых атмосфер у дислокаций, прекративших двигаться поступательно в результате падения статической нагрузки при АПЭ. Различное поведение низко- и высокоамплитудной стадии АЗВТ при старении (рис. 4, *b*) указывает на определенную

последовательность процессов: сначала происходит формирование протяженных атмосфер, а затем сегрегация примесных атомов на дислокациях.

Дополнительная пластическая деформация при АПЭ обусловлена либо движением существующих дислокаций, либо сочетанием дислокационного движения и размножения. В настоящей работе АПЭ исследовался при амплитудах колебаний, недостаточных для размножения дислокаций ультразвуком. Об отсутствии размножения дислокаций ультразвуком позволяют судить данные ВТ [9,10].

Теоретические модели АПЭ [17–21] используют принцип суперпозиции статических и динамических напряжений (или деформаций). Согласно этим моделям, падение деформирующей нагрузки при макродеформировании должно наблюдаться, начиная с самых малых величин σ_m . Если же колебания накладываются, когда образец нагружен упруго, АПЭ должен наблюдаться при σ_m , превышающих разницу между критическим напряжением сдвига и приложенным статическим напряжением [22]. Данные настоящей работы не согласуются с этими предсказаниями: пороговая амплитуда АПЭ слабо меняется при "упругом" деформировании и сохраняется при макропластическом деформировании. Смена знака АПЭ при разгрузке и различное поведение АПЭ при последовательных нагружениях также не предсказываются моделями [17–21]. Таким образом, полученные результаты не могут быть объяснены в рамках моделей АПЭ, использующих принцип суперпозиции напряжений (деформаций). Уравнения термоактивированной пластичности также не годятся для описания АПЭ [9,10].

Альтернативой принципу суперпозиции напряжений является принцип суперпозиции энергий [4]. Его развитием является предположение [23] о пропорциональности величин АПЭ и дислокационного АЗВТ. Однако АПЭ и АЗВТ в наших экспериментах ведут себя различным образом в зависимости от величины прогиба. Различен функциональный вид амплитудных зависимостей АПЭ и АЗВТ. АЗВТ наблюдается при $\sigma_m < \sigma_t$, т.е. в отсутствие АПЭ. Все это согласуется в выводе [9,10] о том, что различные микроструктурные уровни ответственны за АПЭ и АЗВТ.

Результаты настоящей работы подтверждают предположение [9,10], что в отсутствие размножения дислокаций ультразвуком АПЭ обусловлен необратимым движением имеющихся подвижных дислокаций через барьеры, образованные нескомпенсированными дальнедействующими полями внутренних напряжений. Источниками таких полей в исследуемых кристаллах являются другие дислокации и их скопления. Процессы деформирования при таком характере движения дислокаций определяются не зависимостью скорости деформации от напряжения, а длинами пробегов дислокаций между барьерами, т.е. особенностями дислокационной структуры: плотностью и распределением дислокаций [24,25]. Движение дислокаций между барьерами является высокоскоростным, ограниченным только вязким трением.

Поведение АПЭ при разгрузке показывает, что движение дислокаций, обуславливающее АПЭ, происходит под действием нескомпенсированного напряжения, равного разности между приложенным квазистатическим напряжением и локальным внутренним напряжением. Следовательно, АПЭ меняет знак, когда меняется знак скорости пластической деформации, т. е. пластическая деформация сменяется ее возвратом. Неодновременность смены знака АПЭ при разных уровнях σ_m (кривые 5, 6 на рис. 5) связана, по-видимому, с существованием двух компонент АПЭ ("мгновенной" и релаксационной [26]), меняющих знак при различной глубине разгрузки.

Сдвиг в область более высоких σ_m и увеличение протяженности нелинейного участка при малых σ_m амплитудной зависимости АПЭ с уменьшением скорости деформирования (рис. 6, *b*) сопровождаются увеличением значений σ_m , соответствующих переходу от первой ко второй стадии АЗВТ, и протяженности переходного участка (рис. 6 *c*). Это показывает, что движение дислокаций, вызывающее АПЭ, начинается после прорыва через атмосферы Коттрелла. Однако из результатов повторного нагружения в "упругой" области можно сделать вывод о том, что прорыв дислокаций через атмосферы Коттрелла является необходимым, но не всегда достаточным условием начала АПЭ в исследованных кристаллах. Важными факторами являются также интенсивность и распределение по объему кристалла барьеров, образованных дальнедействующими внутренними напряжениями.

Отсутствие АПЭ при σ_m , соответствующих начальной стадии АЗВТ, и независимость наклона амплитудной зависимости АПЭ при высоких σ_m от скорости деформирования (рис. 6) подтверждают предположение [9], что преодоление дислокациями короткодействующих барьеров, образованных точечными дефектами, не вносит вклада в величину АПЭ. Это обусловлено тем, что колебательное движение дислокаций через короткодействующие барьеры остается полностью обратимым вследствие действия возвращающей силы полей напряжений других дислокаций. Наклон линейной амплитудной зависимости АПЭ при высоких σ_m определяется только дислокационной структурой, сформированной предшествующим нагружением.

Линейная амплитудная зависимость АПЭ для всех амплитуд колебаний, кроме самых малых, типична для измерений при макропластическом деформировании [5, 17–19, 22, 23]. Однако амплитудная зависимость АПЭ при малых скоростях деформирования и при микропластическом деформировании алюминия оказалась существенно нелинейной. Величина дополнительной пластической деформации $\Delta\varepsilon_p$ при АПЭ может быть выражена через число n и среднюю длину пробега \bar{l} дислокаций, вносящих вклад в АПЭ: $\Delta\varepsilon_p \propto n\bar{l}$. Сопоставив данные АПЭ и АЗВТ, можно сделать вывод о том, что линейная эмпирическая зависимость $\Delta P \propto \sigma_m$ наблюдается при условии $n = \text{const}$ и, следовательно, обусловлена линейной зависимостью $\bar{l} \propto \sigma_m$. Зависимость АПЭ от σ_m

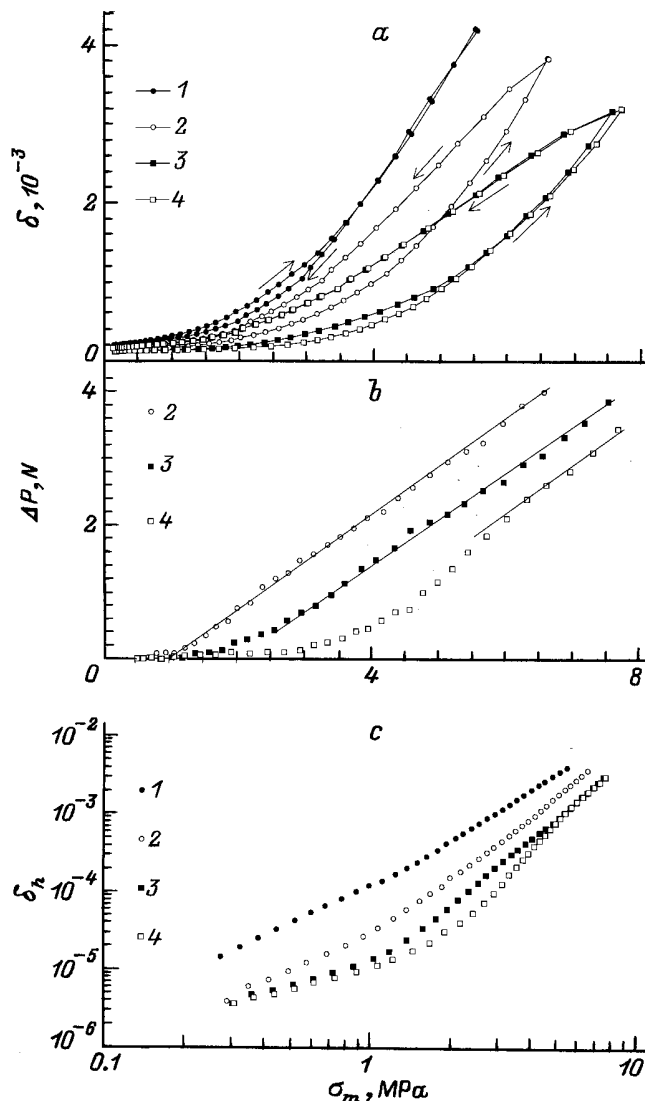


Рис. 6. Зависимости декремента δ (*a*), величины акустопластического эффекта ΔP (*b*) и амплитудно-зависимой части декремента δ_n (*c*) образца алюминия от амплитуды колебательных напряжений σ_m , измеренные одновременно в процессе деформирования с различными скоростями перемещения деформирующих опор, v (mm/s): 1 — 10^{-3} , 2 — 10^{-4} , 3 — 10^{-5} , 4 — 10^{-6} . *c* — ветви кривых, приведенных на рис. 6, *a*, измеренные при возрастании амплитуды.

становится более сильной, чем линейная, когда при измерении происходит дополнительный прорыв дислокаций через примесные атмосферы, приводящий к увеличению n с ростом σ_m .

Различное поведение АПЭ в микропластической области при последовательных нагружениях обусловлено тем, что поле внутренних напряжений, формирующееся при первом нагружении, обеспечивает значительную обратимость микропластической деформации при повторном нагружении. АПЭ обусловлен необратимой деформацией, которая накапливается в значительно меньшей степени при повторном нагружении в микропласти-

ческом диапазоне. Кроме того, рост общей плотности дислокаций приводит к уменьшению пробега дислокаций при том же уровне внешних напряжений.

Таким образом, наложение ультразвука приводит к накоплению значительной дополнительной необратимой пластической деформации (или к ее возврату на поздних стадиях разгрузки) даже при статических напряжениях много меньше макроскопического предела текучести. Это и является причиной влияния механических колебаний на "упругую" область диаграммы деформирования. АПЭ как при макро-, так и при микропластическом деформировании исследованных монокристаллов примесного алюминия обусловлен необратимым высокоскоростным движением дислокаций через нескомпенсированные дальнедействующие поля напряжений других дислокаций и их скопления после прорыва через атмосферы Коттрелла.

Авторы признательны С.Н. Голяндину за помощь в работе, С.П. Никанорову и Б.И. Смирнову за полезные дискуссии и обсуждение рукописи.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 96-01-01207а).

Список литературы

- [1] F. Blaha, B. Langenecker. *Naturwissenschaften* **42**, 20, 556 (1955).
- [2] R. Pohlman, F. Lechfeldt. *Ultrasonics* **4**, 178 (1966).
- [3] C.E. Winsper, D.H. Sansome. *J. Inst. Met.* **96**, 353 (1968).
- [4] B. Langenecker, V.O. Jones, J. Illiewich. *Proc. First Int. Symp. Highpower Ultrasonics / Ed. A.H. Crawford. IPC Sci. and Technol., Guildford (1972).* P. 83.
- [5] О.М. Смирнов. *ФХОМ*, 2, 134 (1988).
- [6] A.J. Kennedy. *J. Inst. Met.* **87**, 145 (1958–1959).
- [7] A.H. Meleka, G.B. Dunn. *J. Inst. Met.* **88**, 407 (1959–1960).
- [8] А.Б. Лебедев. *ФТТ* **35**, 9, 2305 (1993).
- [9] К.В. Сапожников, С.Б. Кустов. *ФТТ* **37**, 9, 2819 (1995); *ФТТ* **38**, 1, 127 (1996).
- [10] К.В. Сапожников, С.Б. Кустов. *ФТТ* **38**, 9, 2760 (1996).
- [11] С.Б. Кустов, Б.К. Кардашев, В.И. Иванов, С.Н. Голяндин, Ю.А. Буренков, С.П. Никаноров, В.М. Чернов, Х. Люфт, Г. Маттауш, Е. Хегенбарт, Ю. Шрайбер. *Препринт ФЭИ-2141. Обнинск (1990).* 22 с.
- [12] С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев. *Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. Наука, М. (1985).* 250 с.
- [13] R.H. Chambers, R. Smoluchowski. *Phys. Rev.* **117**, 3, 725 (1960).
- [14] В.А. Челноков, В.А. Степанов, Н.Л. Кузьмин. *ФТТ* **12**, 3, 841 (1970).
- [15] D. Gelli. *J. Appl. Phys.* **33**, 4, 1547 (1962).
- [16] S.B. Kustov, S.N. Golyandin, J. van Humbeeck, I. Hurtado, R. de Batist. *Proc. 3rd Int. Symp. on Mechanics and Mechanisms of Material Damping / Ed A. Wolfenden and V.K. Kinra. ASTM Spec. Tech. Publ. N 1304. ASTM, Norfolk (1997).* In print.
- [17] G.S. Baker, S.H. Carpenter. *J. Appl. Phys.* **38**, 4, 1586 (1967).

- [18] R. Friedrich, G. Kaiser, W. Pechhold. *Zs. Metallkunde* **60**, 5, 390 (1969).
- [19] T. Endo, K. Suzuki, M. Ishikawa. *Trans. JIM* **20**, 12, 706 (1979).
- [20] A.V. Kozlov, S.I. Selitser. *Mat. Sci. Eng. A* **102**, 2, 143 (1988).
- [21] M. Tanibayashi. *Phys. Stat. Sol. (a)* **128**, 83 (1991).
- [22] R. Friedrich, U. Engel. *Proc. First Int. Symp. Highpower Ultrasonics / Ed. A.H. Crawford. IPC Sci. and Technol., Guildford (1972).* P. 72.
- [23] T. Ohgaku, N. Takeuchi. *Phys. Stat. Sol. (a)* **105**, 153 (1988).
- [24] А.А. Предводителев, Н.К. Ракова, Нан Хун-бинь. *ФТТ* **9**, 1, 300 (1967).
- [25] И.В. Стратан, А.А. Предводителев, В.М. Степанова. *ФТТ* **12**, 3, 767 (1970).
- [26] K.V. Sapozhnikov, S.B. Kustov. *J. de Phys. IV* **6**, C8-293 (1996).