

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 05.45.Yv, 62.20.fq, 62.30.+d, 81.40.Jj, 83.10.Bb, 83.50.-v, 83.60.-a

Автоволны локализации пластического течения и соотношение Холла–Петча в поликристаллическом Al

Л. Б. Зуев^{*,**}, Н. В. Зариковская^{***}, С. А. Баранникова^{*,**},
Г. В. Шляхова^{*}

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
просп. Академический, 2/4,
634021 Томск, Россия*

***Томский государственный университет,
просп. Ленина, 36,
634050 Томск, Россия*

****Томский государственный университет
систем управления и радиоэлектроники,
просп. Ленина, 40,
634050 Томск, Россия*

Получены зависимости временного сопротивления и напряжения течения от размера зерна в поликристаллах алюминия в диапазоне $8 \cdot 10^{-3} \text{ мм} \leq \delta \leq 10 \text{ мм}$. Установлено, что при размере зерна $\approx 0,10\text{--}0,12 \text{ мм}$ зависимости Холла–Петча, представленные в координатах $\sigma_f(\delta)\text{--}\delta^{-1/2}$, имеют разрыв. При этом же размере зерна скачком меняются групповая и фазовая скорости распространения автоволн локализованной пластичности. Предложено объяснение взаимосвязи прочностных и автоволновых характеристик поликристаллического металла.

Одержано залежності тимчасового опору і напруження течії від розміру зерна в полікристалах алюмінію в діпазоні $8 \cdot 10^{-3} \text{ мм} \leq \delta \leq 10 \text{ мм}$. Установлено, що при розмірі зерна $\approx 0,10\text{--}0,12 \text{ мм}$ залежності Голла–Петча, подані в координатах $\sigma_f(\delta)\text{--}\delta^{-1/2}$, мають розрив. При цьому ж розмірі зерна стрибком змінюються групова та фазова швидкості розповсюдження автохвильової локалізованої пластичності. Запропоновано пояснення взаємозв'язку міцнісних та автохвильових характеристик полікристалічного металу.

Grain size dependences of ultimate strength and flow stress are obtained for aluminium having grain sizes in the range $8 \cdot 10^{-3} \text{ mm} \leq \delta \leq 10 \text{ mm}$. The Hall–Petch dependences presented in the $\sigma_f(\delta)\text{--}\delta^{-1/2}$ coordinates are found to have a discontinuity for $\delta \approx 0.1\text{--}0.12 \text{ mm}$. The phase and group velocities of localized plastic-flow autowaves are found to change in a jump-wise manner at the

same grain size. An explanation is suggested for the relationship between the strength and autowave characteristics of polycrystalline metal.

Ключевые слова: пластичность, деформация, размер зерна, автоволны, локализация деформации.

(Получено 21 сентября 2012 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Данные многочисленных экспериментов, обобщенные в монографии [1], показывают, что пластическая деформация моно- и поликристаллов металлов и сплавов протекает локализовано на всех этапах процесса, приобретая при этом форму макромасштабного автоволнового процесса, тип которого определяется действующим на соответствующей стадии законом деформационного упрочнения. Разномасштабная пространственная локализация является атрибутом деформационных процессов независимо от их природы [1]. Недавно авторы работ [2–5] подтвердили справедливость этой точки зрения, обнаружив периодичность развития локализованной деформации, и представили ряд свидетельств в пользу общности высказанного выше положения.

Для развития представлений о процессах макролокализации необходимы количественные данные о связи параметров автоволн локализации пластического течения с размерами структурных элементов деформируемой среды. Таких данных пока явно недостаточно, хотя ранее было установлено, что такая характеристика локализованного пластического течения, как длина автоволны локализованной деформации λ зависит от размера зерна [1].

В то же время хорошо известно, что характеристики прочности и пластичности материалов являются структурночувствительными свойствами, в частности, также определяются размером зерна δ . Поэтому возникает догадка о существовании более глубокой связи между автоволновыми характеристиками локализованного пластического течения и размером зерна.

В качестве основы анализа для решения поставленной задачи удобно использовать известное уравнение Холла–Петча [6]

$$\sigma_f = \sigma_0 + k_f \delta^{-1/2}, \quad (1)$$

параметры которого σ_0 и k_f , связанные со структурой металла, определяют напряжение течения. Это соотношение кажется наиболее эффективным для достижения поставленной цели, поскольку ранее [7] при анализе поведения параметров σ_0 и k_f в диапазоне размеров зерен $8 \cdot 10^{-3} \text{ мм} \leq \delta \leq 10 \text{ мм}$ было обнаружено скачкообразное изменение функции $\sigma_f(\delta)$ при $\delta \approx 0,10\text{--}0,12 \text{ мм}$, как это показано на рис. 1.

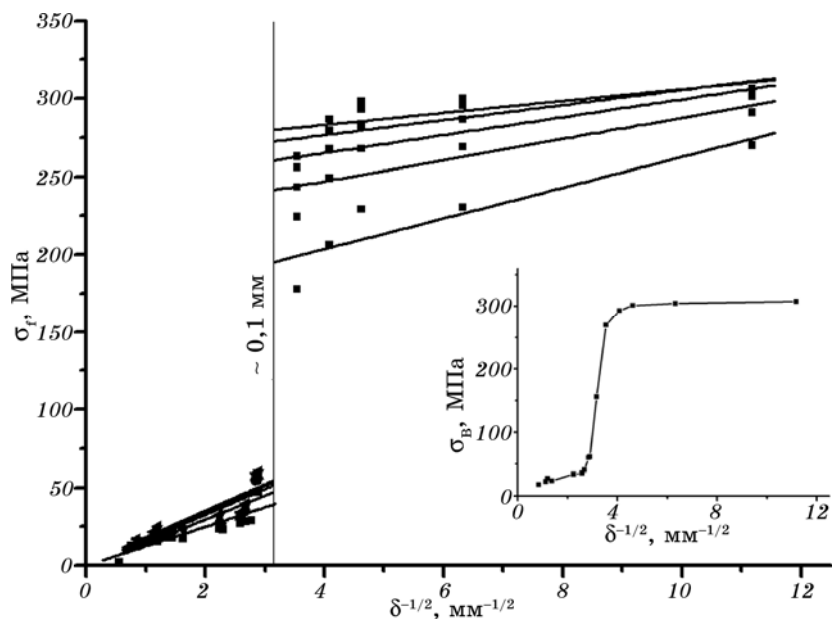


Рис. 1. Напряжение течения как функция размера зерна в поликристаллах алюминия. На вставке: зависимость временного сопротивления от размера зерна [7].

Кроме того, в этих же образцах отмечено (вставка к рис. 1) более чем трехкратное скачкообразное возрастание временного сопротивления σ_B при переходе из диапазона крупных в диапазон мелких зерен σ_B . Аналогичный скачок зависимости предела упругости чистого Al от размера зерна наблюдался ранее автором [8] при $\delta \approx 0,2$ мм.

Цель настоящей работы состоит в расширении представлений о скачкообразном изменении механических свойств с ростом размера зерна поликристаллического алюминия и поиске взаимосвязи автоволновых картин локализации пластического течения с его механическими характеристиками. Для этого предполагается параллельно измерить показатели механических свойств, в качестве которых использовались коэффициенты уравнения (1) σ_0 и k_f , и характеристики автоволновых процессов, — длину λ и скорость распространения V_{aw} , — в одних и тех же поликристаллических образцах.

2. МАТЕРИАЛ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА

Как и в [7], исследования проведены на поликристаллическом алюминии чистотой 99,85% мас. Методом рекристаллизации после разных степеней деформации при температуре 853 К в образцах выращивались зерна размерами $8 \cdot 10^{-3}$ мм $\leq \delta \leq 10$ мм. Образцы с ра-

бочей частью $50 \times 10 \times 2$ мм растягивались при 300 К со скоростью $\dot{\varepsilon} = 6,67 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ на машине Instron-1185 с записью кривых течения в координатах «напряжение σ –деформация ε ».

Картины локализации пластического течения регистрировались при растяжении образцов методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [1] с последующим восстановлением поля векторов смещения и его дифференцированием по координатам для вычисления компонент тензора пластической дисторсии. Кинетические характеристики процессов развития макролокализованной пластичности λ и $V_{\text{ав}}$ определялись по зависимостям положений максимумов деформации от времени деформирования [1]. Что же касается параметров σ_0 и k_f в уравнении Холла–Петча (1), то они оценивались по вертикальным сечениям $\varepsilon_i = \text{const}$ семейства исходных кривых $\sigma(\varepsilon)$, полученных для образцов с разным размером зерен.

Использование поликристаллов Al в качестве материала для экспериментов удобно и интересно тем, что его кривые течения $\sigma(\varepsilon)$ при достаточно мелком зерне содержат участки линейного деформационного упрочнения [8]. Стадии кривых $\sigma(\varepsilon)$ удобно выделять, используя уравнение Людвига [9]:

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_s + K\varepsilon^n, \quad (2)$$

где σ_s — напряжение начала пластического течения, а K — коэффициент упрочнения. Оценивая в (2) показатель упрочнения $n = \ln[(\sigma - \sigma_s)/K] / \ln \varepsilon$ для разных этапов пластического течения, на кривой $\sigma(\varepsilon)$ нетрудно выявить стадии деформационного упрочнения поликристаллов алюминия: линейную, где $n \approx 1$, т.е. $\sigma \propto \varepsilon$, и параболическую (по Тейлору), для которой $n \approx 1/2$, а $\sigma \propto \varepsilon^{1/2}$.

В рамках описанной процедуры использование уравнения (2) для выделения стадий кривой пластического течения вполне оправдано упрощением обработки экспериментальных данных.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Полученные в ходе экспериментов данные указывают с одной стороны на существование зависимости исследуемых прочностных и автоволновых свойств от размера зерна в поликристаллах алюминия, а с другой — позволяют связать их на основе единых представлений. Излагая полученные результаты, начнем с разной формы кривых пластического течения $\sigma(\varepsilon)$ для диапазонов размеров зерен поликристалла $\delta < 0,4$ мм и $\delta > 0,4$ мм. Как уже отмечалось, кривые пластического течения поликристаллического алюминия имеют сложный многостадийный характер, благодаря которому на кривых $\sigma(\varepsilon)$ чередуются стадии линейного и параболического деформационного упрочнения [6]. Однако это характерно только для образ-

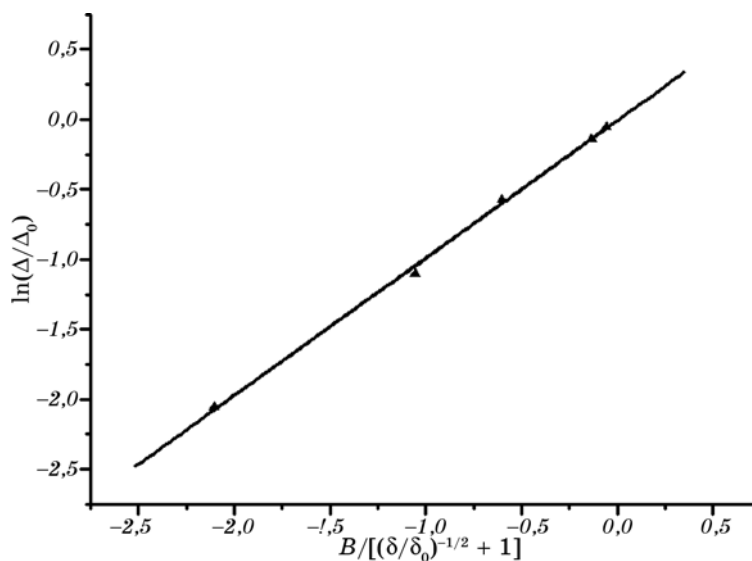


Рис. 2. Зависимость длины участков линейного деформационного упрочнения на кривых пластического течения мелкозернистого Al от размера зерна.

цов с размером зерна $\delta < 0,4$ мм, причем у образцов с размером зерна $\delta < 0,1$ мм на кривой $\sigma(\epsilon)$ иногда наблюдается три линейных участка. Что же касается поликристаллов, для которых $\delta > 0,4$ мм, то их кривая течения на всем протяжении имеет параболический характер с показателем $n \approx 1/2$ в уравнении (2), то есть, соответствует закону деформационного упрочнения Тейлора [6].

В настоящей работе установлено, что длина участков линейного деформационного упрочнения в мелкозернистых образцах Δ падает с ростом размера зерна (рис. 2) по закону $\Delta = \Delta_0 \exp\{B/[(\delta/\delta_0)^{-1/2} + 1]\}$, где Δ_0 , δ_0 и B — константы, причем $\delta_0 \approx 0,4$ мм соответствует граничному размеру зерна, выше которого линейные стадии в поликристаллах алюминия не наблюдаются.

Однако наиболее важным, по нашему мнению, для обсуждаемой проблемы является принципиальное различие поведения параметров σ_0 и k_f уравнения (1) в диапазонах $\delta > 0,1$ мм и $\delta < 0,1$ мм. Эта информация, впервые полученная в [7], была расширена и уточнена в настоящей работе. Графики рис. 3 подтверждают, что во всех случаях $\sigma_f \propto \delta^{-1/2}$, но при граничном значении размера зерна ход зависимостей меняется. Из рисунков 1 и 3, а, б ясно, что:

- в диапазоне $\delta > 0,1$ мм графики зависимостей (1) $\sigma_f = \sigma_0 + k_f \delta^{-1/2}$ образуют пучок прямых, что соответствует $\sigma_0 = \text{const}$ и $k_f = f(\epsilon)$;
- в диапазоне $\delta < 0,1$ мм графики зависимостей (1) $\sigma_f = \sigma_0 + k_f \delta^{-1/2}$ представляют собой семейство параллельных прямых, для которых $k_f = \text{const}$, а $\sigma_0 = g(\epsilon)$.

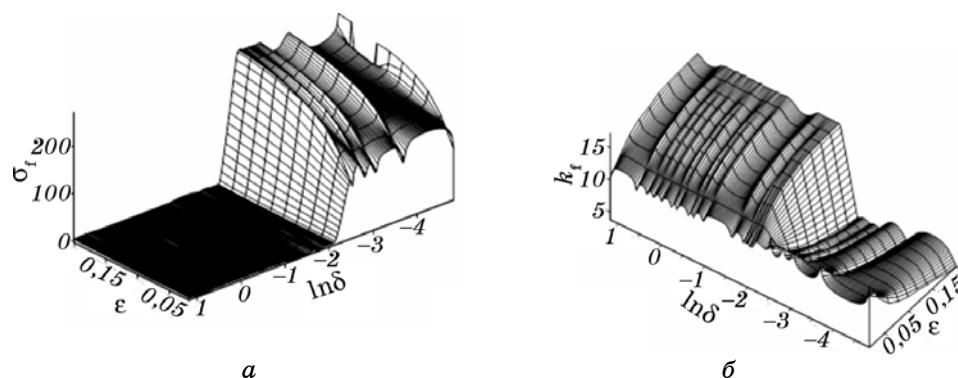


Рис. 3. Коэффициенты уравнения Холла–Петча $\sigma_0(\delta, \epsilon)$ (а) и $k_f(\delta, \epsilon)$ (б).

Таким образом, параметры σ_0 и k_f в диапазоне исследованных размеров зерен сложным образом зависят от размера зерна δ и деформации ϵ . Эти характеристики соответствующих функций приведены в табл. 1. Кроме того, графики функций $k_f(\delta, \epsilon)$ и $\sigma_0(\delta, \epsilon)$ на рис. 3, а и б, показывают, что и в этом случае существует граничный размер зерна $\delta \approx 0,1$ мм, при переходе которого скачком растет напряжение течения σ_f . Напомним, что на этой границе скачком возрастает временное сопротивление поликристалла σ_B .

Перейдем теперь к анализу поведения автоволновых характеристик процесса локализованного пластического течения в этих условиях. Ранее установленная [1] закономерность, согласно которой на стадии линейного деформационного упрочнения очаги локализованной пластичности согласованно движутся вдоль оси растяжения образца с постоянной скоростью $V_{aw} \approx 10^{-5} - 10^{-4}$ м/с, сохраняя эквидистантность, выполняется и в исследованном случае. При испытаниях мелкозернистых образцов ($\delta < 0,4$ мм), в которых возможна стадия линейного деформационного упрочнения [8], картина локализации представляет собой фазовую автоволну пластического течения [10–12], которую удобно характеризовать, как обычно, дли-

ТАБЛИЦА 1. Коэффициенты уравнений (1), (3) и (4) для разных интервалов размеров зерен.

Диапазон размеров зерен, мм	Коэффициенты уравнения (1), как функции δ и ϵ		Коэффициенты уравнения (3)		Коэффициенты уравнения (4)	
			$V_0 \cdot 10^5, \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$	$\Xi \cdot 10^7, \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$	$V_* \cdot 10^5, \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$	$\vartheta \cdot 10^6, \text{ м}^{3/2} \cdot \text{с}^{-1}$
$0,005 \leq \delta \leq 0,1$	$\sigma_0(\delta, \epsilon)$	$k_f = \text{const}$	-2,19	3,3	12	-0,38
$0,1 \leq \delta \leq 5$	$\sigma_0 = \text{const}$	$k_f(\delta, \epsilon)$	2,28	1,1	31	-2,58

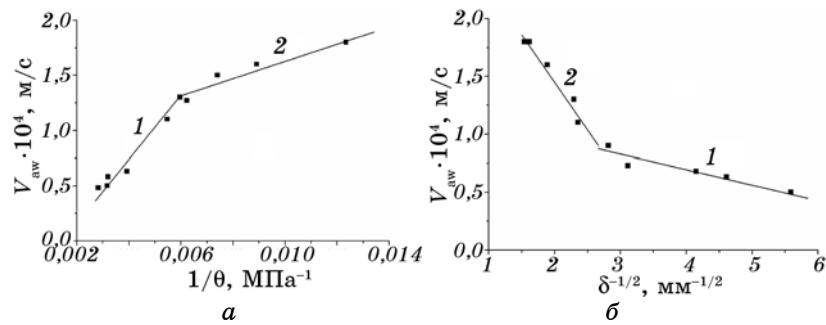


Рис. 4. Зависимость скорости распространения автоволн от коэффициента деформационного упрочнения в поликристаллическом Al (а) и от размера зерна (б); диапазон размеров зерен: 1 — 0,005 мм ≤ δ ≤ 0,15 мм; 2 — 0,15 мм ≤ δ ≤ 5 мм.

ной λ и скоростью распространения V_{aw} , зависящей от коэффициента деформационного упрочнения $\theta = E^{-1} d\sigma/d\varepsilon$ по закону

$$V_{aw} = V_0 + \Xi/\theta, \tag{3}$$

где V_0 и Ξ — константы с размерностью скорости.

Оказалось, что в исследованных поликристаллах алюминия ($\delta < 0,4$ мм) зависимость (3) разделяется, как показано на рис. 4, а, на два участка, отвечающие большим и малым размерам зерен, причем смена их наклона происходит при $\delta \approx 0,1-0,12$ мм; значения величин V_0 и Ξ в (3) для этих двух участков приведены в табл. 1. Поскольку коэффициент деформационного упрочнения поликристаллов Al изменяется при варьировании размера зерна [13] и может быть получен из исходных кривых $\sigma(\varepsilon)$, то можно перестроить зависимость (3) для стадии линейного деформационного упрочнения в координатах $V_{aw}-\delta^{-1/2}$, как это сделано на рис. 4, б, чтобы убедиться, что

$$V_{aw} = V_* + \vartheta\delta^{-1/2}. \tag{4}$$

Значения меняющихся скачком при $\delta \approx 0,1-0,12$ мм коэффициентов V_* и ϑ соотношения (4) приведены в табл. 1.

Известно, что одной из важнейших характеристик волновых процессов является их дисперсионное соотношение, то есть, зависимость частоты от волнового числа $\omega(k)$. Полученные в настоящей работе данные подтвердили справедливость ранее установленного в [1] квадратичного дисперсионного соотношения для автоволн в поликристаллическом алюминии, имеющего вид

$$\omega(k) = \omega_0 + a(k - k_0)^2, \tag{5}$$

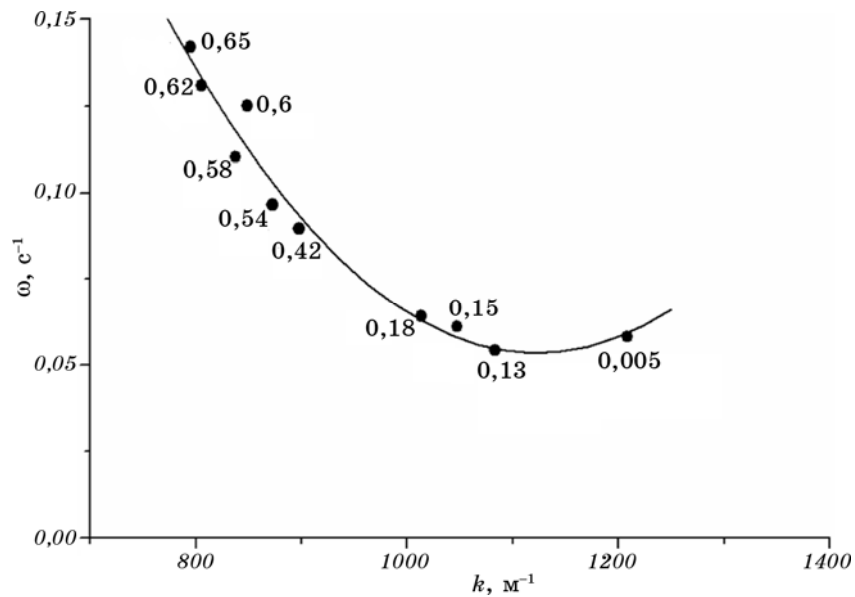


Рис. 5. Дисперсия автоволн в поликристаллическом Al. Цифры у точек — размер зерна в миллиметрах. Минимум зависимости соответствует $\delta \approx 0,1$ мм.

где $\omega = 2\pi/T$ — частота, $k = 2\pi/\lambda$ — волновое число, ω_0 , k_0 и a — константы. Каждая точка на графике зависимости $\omega(k)$ определяется парой значений ω и k , которые оказались расположенными в соответствии с размерами зерна, как это показано на рис. 5. При этом минимум дисперсионной кривой $\omega(k)$ отвечает значению размера зерна $\delta \approx 0,1$ мм. Зависимость (5) позволяет вычислить фазовую $V_{ph} = \omega/k$ и групповую $V_{gr} = d\omega/dk$ скорости автоволны локализованной пластической деформации и затем представить их как функции размеров зерен. Полученные таким образом зависимости $V_{ph}(\delta)$ и $V_{gr}(\delta)$ показаны на рис. 6; они пересекаются в точке, соответствующей минимуму функции $\omega(k)$, то есть, при $\delta \approx 0,1-0,12$ мм, когда $V_{ph} \approx V_{gr}$.

Наконец, изменение свойств поликристаллов при достижении граничного значения $\delta \approx 0,1$ мм нашло свое подтверждение при измерении скорости распространения ультразвука методом автоциркуляции ультразвуковых импульсов [14] на частоте 2 МГц в поликристаллах Al во всем исследуемом интервале размеров зерна. Как показано на рис. 7, при $\delta \approx 0,1$ мм эта величина скачкообразно изменяется. Ранее эта зависимость анализировалась для интервала размеров зерен $\delta > 0,1$ мм в работе [15], где было показано, что она имеет вид $V_t = V^* - \beta\delta^{-1/2}$. Природа падения скорости распространения ультразвука при измельчении зерна связывалась с рассеянием ультразвуковых волн на структурных неоднородностях, роль которых играли границы зерен. В настоящей работе, расширив диапа-

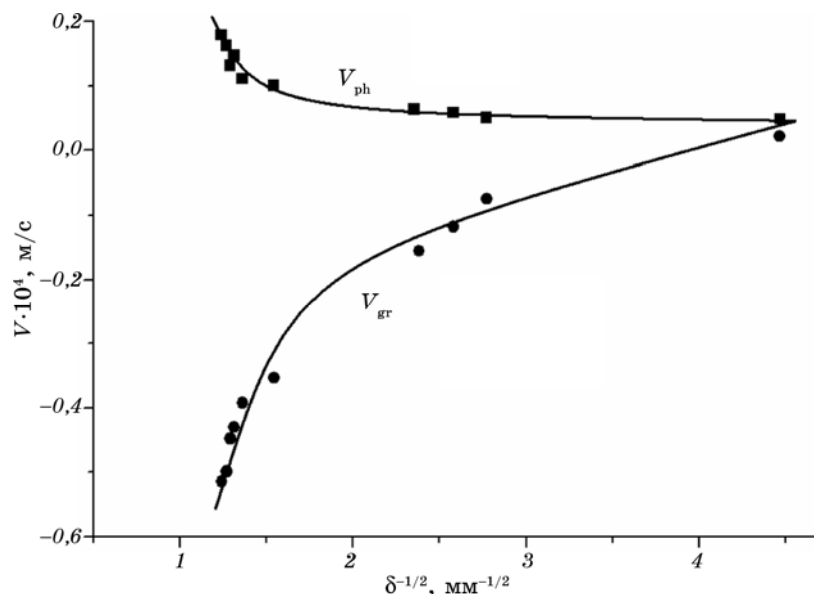


Рис. 6. Зависимости фазовой и групповой скорости автоволн локализованного пластического течения от размера зерна поликристаллического Al.

зон размеров зерен в сторону мелкозернистых структур, удалось установить, что при переходе из диапазона $\delta > 0,1$ мм в диапазон $\delta < 0,1$ мм величина V_s резко падает, как показано на рис. 7.

Обобщая полученные результаты, следует сказать, что все они недвусмысленно указывают на существование граничного размера зерна $\delta = \delta_b \approx 0,1$ мм в поликристаллах алюминия. Это граничное значение размера зерна соответствует скачкообразному изменению свойств металла, как это показано в строках 1–7 табл. 2.

4. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как следует из изложенного, автоволновые характеристики локализованного пластического течения зависят от размера зерна в поликристалле алюминия и, вероятно, связаны с необычным поведением зависимости $\sigma_f(\delta)$. Вообще говоря, аномалии зависимости Холла–Петча были известны и ранее, но они наблюдались при значительно меньших размерах зерна [16, 17], чем в настоящей работе. Вначале остановимся на возможной природе такой связи. Важнейшей закономерностью развития локализованного пластического течения, описанной в [1, 12], является существование упругопластического инварианта, связывающего упругие (решеточные) и пластические (автоволновые) характеристики деформируемой сре-

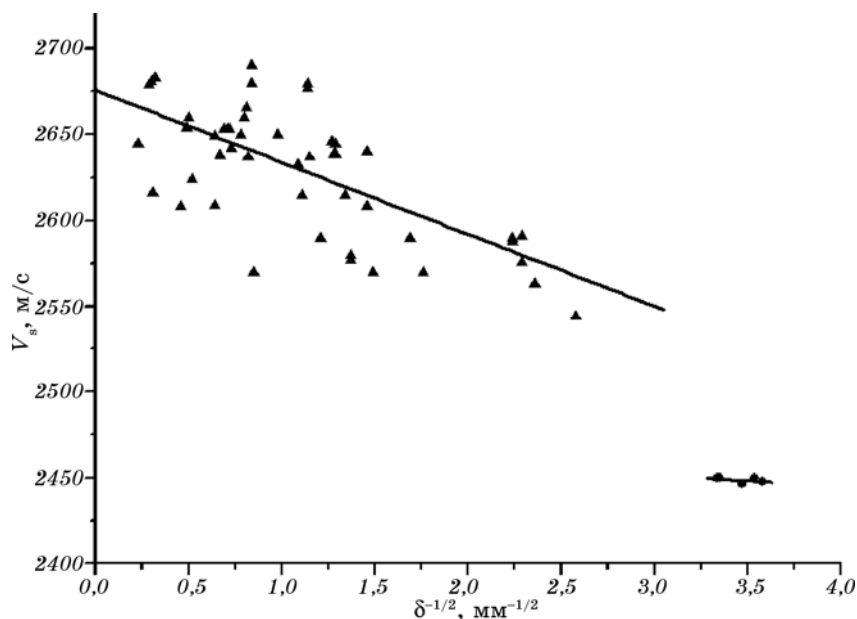


Рис. 7. Скорость ультразвука в поликристаллическом Al, как функция размера зерна.

ды соотношением

$$\lambda V_{aw} = \frac{1}{2} \chi V_t, \quad (6)$$

где χ — межплоскостное расстояние в исследуемом материале, а $V_t \approx \sqrt{G/\rho}$ — скорость распространения поперечных ультразвуковых волн в нем (G — модуль сдвига, ρ — плотность).

Рассмотрим поведение инварианта (6) в разных диапазонах размеров зерен. Действительно, за счет установленного выше различия скоростей ультразвука произведения в правой части (6) для разных диапазонов размеров зерен различны (табл. 3). Измерения показывают, что соответствующим образом для этих диапазонов размеров зерен меняются и значения произведений λV_{aw} . При этом значения отношений $\lambda V_{aw}/\chi V_t \approx 1/2$ одинаковы для обоих интервалов размеров зерен, как и предсказывает соотношение (6). Граница между интервалами соответствует $\delta \approx 0,1$ мм. Таким образом, можно считать, что инвариант (6) управляет поведением характеристик поликристаллического алюминия в широком диапазоне размеров зерен.

Из рисунка 7 следует, что при переходе через граничный размер зерна скорость ультразвука падает с ≈ 2550 м/с до ≈ 2450 м/с. Отношение этих величин $\approx 0,96$. В то же время отношение произведений λV_{aw} , взятых из табл. 3 для двух диапазонов размеров зерен, составляет $\approx 0,83$.

ТАБЛИЦА 2. Критические параметры зеренной зависимости.

№	Характеристика	Критический размер зерна, мм
1	Временное сопротивление σ_B	0,15
2	Разрыв зависимости Холла–Петча $\sigma_f = \sigma_0 + k_f \delta^{-1/2}$	0,1
3	Исчезновение линейных участков зависимости $\sigma(\epsilon)$	> 0,5
4	Изменения коэффициентов зависимости скорости авто-волн от коэффициента деформационного упрочнения $V_{aw} = V_0 + \Xi/\theta$	0,1–0,15
5	Пересечение зависимостей $V_{ph}(\delta)$ и $V_{gr}(\delta)$	0,1–0,15
6	Скорость распространения ультразвука	0,1
7	Минимум на дисперсионной кривой $\omega(k)$	0,1–0,15
8	Зависимость длины автоволны от размера зерна $\lambda(\delta)$	0,25
9	Инвариантное соотношение	0,1

Всех полученные результаты указывают на существовании граничного размера зерна $\delta_b \approx 0,1$ мм, при котором меняются механизмы упрочнения. Рассмотрим некоторые соображения о природе этой граничной величины, которые можно связать с перераспределением примесей в процессе отжига алюминия после деформации для выращивания заданного зерна. Используемый в экспериментах алюминий содержит $\approx 0,15\%$ мас. примесей, среди которых наиболее важную роль играют железо и медь, находящиеся при такой концентрации в твердом растворе. Можно предположить, что при $\delta < \delta_b$ примесь за время четырехчасового отжига при выращивании зерна успевает выйти на границы зерен. Для проверки этого предположения оценим диффузионную длину, используя известное [18] соотношение $S \approx (2Dt_a)^{1/2}$, где $t_a = 4 \text{ ч} \approx 1,45 \cdot 10^4 \text{ с}$ — время отжига, $D^{(Cu)} \approx 1,2 \cdot 10^{-9} \text{ см}^2/\text{с}$ и $D^{(Fe)} \approx 1,8 \cdot 10^{-9} \text{ см}^2/\text{с}$ — коэффициенты диффузии Cu и Fe в Al при 853 К [18]. Используя эти значения, получаем $S \approx 0,04\text{--}0,06 \text{ мм} \approx \delta_b/2$, что подтверждает сформулированное выше предположение о природе граничного значения $\delta_b \approx 0,1$ мм, то есть

ТАБЛИЦА 3. К проверке инвариантного соотношения (6) для двух диапазонов размеров зерен.

Диапазон размеров зерен, мм	$\chi V_t \cdot 10^7, \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$	$\lambda V_{aw} \cdot 10^7, \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$	$\lambda V_{aw}/(\chi V_t)$
$0,005 \leq \delta \leq 0,1$	5,13	2,61	$\approx 0,5$
$0,1 \leq \delta \leq 5$	6,17	3,12	$\approx 0,5$

можно полагать, что граничный размер зерна связан с различным состоянием примеси после рекристаллизационного отжига поликристаллического Al в процессе роста зерен при 853 К. На это указывает зависимость $k_f(\delta, \epsilon)$, показанная на рис. 3, а. При $\delta > \delta_b$ упрочнение определяется разным обогащением границ зерен примесями. При $\delta < \delta_b$ степень легированности объема зерна уже не меняется при изменении размера (все примеси уже находятся на границах), и рост напряжения течения обусловлен деформационным упрочнением в теле зерна при растяжении образцов, что следует из рис. 3, а.

Предпринятый в развитие этой точки зрения прямой анализ структуры границ зерен в крупно- и мелкокристаллическом алюминии, выполненный с помощью атомного силового микроскопа «Solver» при совершенно идентичных процедурах подготовки шлифов и их травления, показал, что для этих состояний ширина зернограничной канавки различается на порядок (рис. 8).

Теперь используя инвариант (6), попытаемся углубить представления о зависимости $\lambda(\delta)$, экспериментально полученной в [1] в форме логистической функции [19]

$$\lambda(\delta) = \lambda_0 + \frac{\lambda^*}{1 + C \exp(-a_1 \delta)}, \quad (7)$$

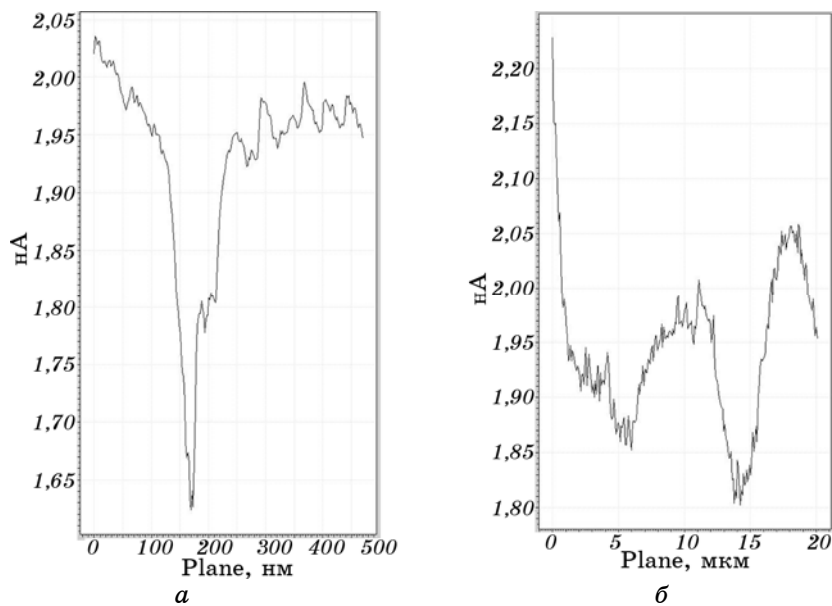


Рис. 8. Профилограммы зернограничных канавок в поликристаллах Al: $\delta \approx 1$ мм (а), $\delta \approx 0,01$ мкм (б). На вертикальной оси — условные единицы.

где $\lambda_0, \lambda^* = a_1/a_2$, a_1 и a_2 — эмпирические константы, а $C \approx 2,25$ — постоянная интегрирования. Это соотношение есть следствие инварианта (6). Действительно, запишем последний в виде

$$\lambda = \chi V_t / V_{aw} \quad (8)$$

и, принимая во внимание, что скорости V_t и V_{aw} в общем случае зависят от размера зерна δ , продифференцируем (8) по δ :

$$\frac{d\lambda}{d\delta} = \chi \frac{d}{d\delta} \left(\frac{V_t}{V_{aw}} \right) = \chi \left(\frac{V_{aw} dV_t / d\delta - V_t dV_{aw} / d\delta}{V_{aw}^2} \right). \quad (9)$$

Дифференциальное уравнение

$$d\lambda = \chi \left(\frac{dV_t}{d\delta} \frac{1}{V_{aw}} - V_t \frac{dV_{aw}}{d\delta} \frac{1}{V_{aw}^2} \right) d\delta \quad (10)$$

в форме

$$d\lambda = (a_1 \lambda - a_2 \lambda^2) d\delta \quad (11)$$

было эвристически введено в [1] для описания зависимости $\lambda = \lambda(\delta)$ без анализа природы коэффициентов a_1 и a_2 в нем. В (11) линейный по λ член в скобках описывает возрастание длины волны с ростом размера зерна, а квадратичный учитывает связанное с конечным размером образца замедление такого роста в диапазоне больших зерен. Решением (11) является уравнение (7). Однако теперь, благодаря соотношению (10), коэффициенты уравнения (7) приобретают ясный смысл, а именно:

$$a_1 = \frac{1}{V_t} \frac{dV_t}{d\delta} = \frac{d \ln V_t}{d\delta}, \quad (12)$$

$$a_2 = \frac{1}{\chi V_t} \frac{dV_{aw}}{d\delta}, \quad (13)$$

так как $V_{aw} = \chi V_t / \lambda$.

Зависимость $\lambda(\delta)$ при $\delta \approx 0,1-0,2$ мм имеет точку перегиба, соответствующую условию $d^2\lambda/d\delta^2 = 0$. Удалось показать, что зависимость $\lambda(\delta)$, будучи представлена в координатах $\lambda-\delta^{-1/2}$, претерпевает при этом значении размера зерна резкий излом, как это показано на рис. 9.

Такое обсуждение результатов дало возможность дополнительно показать, что при значении размера зерна $\delta \approx 0,1$ мм меняются величины, определяющие инвариант (6) и возникает точка перегиба на зависимости $\lambda(\delta)$. На это указывают строки 8 и 9 табл. 2.

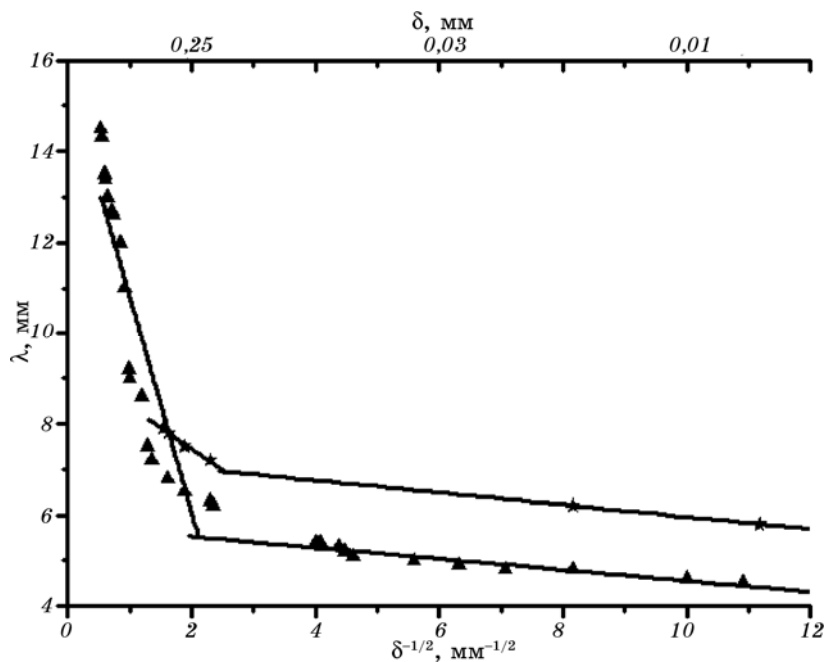


Рис. 9. Зависимость длины автоволны локализованного пластического течения от размера зерна; ★ — стадия линейного деформационного упрочнения, ▲ — стадия параболического деформационного упрочнения.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В деформируемых поликристаллах алюминия чистотой 99,85% мас. установлено существование граничного значения размера зерна $\cong 0,1$ мм, которому соответствует скачкообразное изменение механических характеристик и параметров автоволн локализованного пластического течения. При граничном значении размера зерна в поликристаллическом алюминии скачкообразно меняются коэффициенты соотношения Холла–Петча, временное сопротивление, скорость распространения автоволн локализованной пластичности, характер кривой пластического течения, зависимость длины автоволны от размера зерна, а также скорость распространения ультразвука. Указанному граничному значению размера зерна отвечает также минимум на кривой дисперсии автоволн локализованного пластического течения $\omega(k)$ и равенство фазовой и групповой скоростей автоволн локализованной пластичности. Можно полагать, что это граничное значение определяется изменением состояния границ зерен в поликристаллах алюминия при их обогащении примесями в процессе рекристаллизационного отжига.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта ФЦП

«Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы (госконтракт № 14.740.11.0037 от 01.09.2010) и гранта РФФИ (проект № 11-08-00237-а).

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Л. Б. Зуев, В. И. Данилов, С. А. Баранникова, *Физика макролокализации пластического течения* (Новосибирск: Наука: 2008).
2. R. J. McDonald, C. Efstathiou, and P. Curath, *J. Eng. Mater. Technol.*, **131**, No. 4: 692 (2009).
3. A. Asharia, A. Beaudoin, and R. Miller, *Math. Mech. Solids*, **13**, No. 1: 292 (2008).
4. C. Fressengeas, A. Beaudoin, and D. Entemeyer, *Phys. Rev. B*, **79**: 014108 (2009).
5. Т. В. Третьякова, М. П. Третьякова, В. Э. Вильдеман, *Вестник ПермГТУ. Механика*, № 2: 92 (2011).
6. Ж. Фридель, *Дислокации* (Москва: Мир: 1967).
7. Л. Б. Зуев, Н. В. Зариковская, М. А. Федосова, *Журн. техн. физ.*, **80**, № 9: 68 (2010).
8. В. Jaoul, *J. Mech. Phys. Sol.*, **5**, No. 1: 95 (1957).
9. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский, *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов* (Киев: Наукова думка: 1987).
10. Л. Б. Зуев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **26**, № 3: 361 (2004).
11. Л. Б. Зуев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **28**, № 9: 1261 (2006).
12. Л. Б. Зуев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 2: 221 (2012).
13. I. Kovács, N. Q. Chinh, and E. Kovács-Csetényi, *phys. status solidi A*, **194**, No. 3: 3 (2002).
14. В. В. Муравьев, Л. Б. Зуев, К. Л. Комаров, *Скорость звука и структура сталей и сплавов* (Новосибирск: Наука: 1996).
15. Л. Б. Зуев, Б. С. Семухин, К. И. Бушмелева, Н. В. Зариковская, *Физ. мет. металловед.*, **89**, № 4: 111 (2000).
16. В. А. Поздняков, А. М. Глезер, *Письма в ЖТФ*, **21**, № 1: 31 (1995).
17. Р. А. Андриевский, А. М. Глезер, *Физ. мет. металловед.*, **88**, № 1: 50 (1999).
18. С. Д. Герцрикен, И. Я. Дехтяр, *Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе* (Москва: ГИФМЛ: 1960).
19. Дж. Касти, *Большие системы. Связность, сложность и катастрофы* (Москва: Мир: 1982).

