

СКОРОСТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЮ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ [100] В УСЛОВИЯХ ОДНОМЕРНОГО УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ

А. С. Савиных, Г. В. Гаркушин*, С. В. Разоренов

Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии Российской академии наук
142432, Черноголовка, Московская обл., Россия

Объединенный институт высоких температур Российской академии наук
125412, Москва, Россия

Поступила в редакцию 2 апреля 2026 г.,
после переработки 12 мая 2026 г.
Принята к публикации 12 мая 2026 г.

Представлен анализ зависимостей сопротивления деформированию при высокоскоростной деформации монокристалла алюминия кристаллографической ориентации [100] с различной дефектной структурой. Изменение дефектности структуры достигали путем деформации сжатием образцов на величину 0.6, 5.5 и 10.5 %. Показано, что предшествующая обработка влияет на скорость пластической деформации сдвига за фронтом упругого предвестника. Установлено, что изменение состояния кристаллов влияет на напряжение сжатия σ_{HEL} и напряжение сдвига τ_{HEL} в упругом предвестнике при динамическом нагружении. Данные по затуханию упругого предвестника для всех состояний монокристаллов алюминия с приемлемой точностью описаны единой степенной зависимостью $u_{HEL} = 17.5/h^{0.35}$, где h — расстояние, пройденное предвестником. При анализе волновых профилей была сделана оценка изменения плотности ρ_m дислокаций за фронтом упругого предвестника от скорости $\dot{\gamma}_p$ пластической сдвиговой деформации.

Ключевые слова: монокристалл алюминия, ударные волны, интерферометр VISAR, упругий предвестник, дислокации

DOI: 10.31857/S0044451026070033

1. ВВЕДЕНИЕ

Структура и эволюция ударных волн, особенно в монокристаллических материалах [1–5], привлекает повышенное внимание к их динамическому поведению из-за фундаментального характера и важна с практической стороны, связанной с технологиями атомной промышленности и оборонных приложений. Реакция материала определяется не только совокупностью параметров внутренней структуры (размер зерна [6], твердые включения [7]), но и типом (ГЦК, ОЦК) [8, 9] и симметрией (ГПУ) кристаллической решетки [10–12]. Анализ эволюции упругопластических волн ударного сжатия позволяет получать с высокой точностью необходи-

мую информацию в диапазоне скоростей деформации 10^3 – 10^9 с⁻¹ [13–16]. Исследования зависимостей сопротивления деформированию металлов при высоких скоростях деформирования дают информацию об основных закономерностях движения дислокаций и возможность выявить определяющие факторы и закономерности их поведения при импульсных воздействиях. Полученные сведения также могут использоваться для интерпретации механизмов деформации [17–19].

Измерения в ударных волнах, как правило, ограничиваются определением величины динамического предела упругости и откольной прочности [20, 21]. Однако полученные в ходе регистрации волновые профили с помощью интерферометрических систем содержат полную информацию о диаграмме деформирования при сжатии и, следовательно, о его релаксационных свойствах. Систематические ударно-волновые измерения скоростных зависимостей со-

* E-mail: garkushin@icp.ac.ru

Таблица 1. Скорости звука и упругие модули монокристаллов алюминия [100]

	c_l , м/с	c_s , м/с	c_b , м/с	E' , ГПа	G , ГПа
Исх.	6361(3)	3221(3)	5159(5)	109.2	27.99
0.6 %	6316(3)	3204(3)	5119(5)	107.7	27.72
5.5 %	6306(3)	3196(3)	5113(5)	107.4	27.58
10.5 %	6287(3)	3185(3)	5099(5)	106.7	27.39

противления деформированию в основном проводят для поликристаллических металлов [22–25] в силу их доступности. Подобного рода измерения с монокристаллами довольно редки. Деформационный характер отдельного зерна в поликристаллах при численном моделировании зачастую сопоставляют с поведением монокристалла. Экспериментальные испытания на монокристаллах более информативны, поскольку они свободны от влияния на процессы деформации макродефектов (границ зерен, грубых включений и т. д.) и имеют относительно небольшую начальную плотность дислокаций, тогда как поликристаллические материалы на микроуровне можно считать гетерогенными. Исследования скоростных зависимостей для металлов в наносекундном диапазоне длительностей воздействия проводятся в условиях одноосного напряженного состояния и одноосной деформации с хорошо контролируемыми условиями нагружения [26].

На основе полученных волновых профилей в настоящей работе рассчитаны и проанализированы скоростные зависимости монокристаллического алюминия кристаллографической ориентации [100] в зависимости от состояния в широком диапазоне напряжений и скоростей пластической деформации. Полученные экспериментальные зависимости используются для построения моделей функционирования конструкций (в том числе на основе машинного обучения) в условиях интенсивных импульсных воздействий [27–29].

2. МАТЕРИАЛЫ И ПОСТАНОВКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Испытания в условиях плоского одномерного нагружения были проведены на монокристаллах алюминия [100] в состоянии поставки и после деформации. Целью пластической деформации было изменение дефектности микроструктуры. Степень деформации составляла 0.6, 5.5 и 10.5 %. Оценка плотности дислокаций проведена методами рентгенострук-

турного анализа на дифрактометре PANalytical Empyrean Series 2. Начальная плотность дислокаций в состоянии поставки составляла $9.2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, после деформаций 0.6% — $9.4 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, 5.5% — $7.0 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, 10.5% — $6.8 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$ [30]. Одномерное ударное нагружение плоских образцов толщиной от 0.2 до 4 мм осуществлялось путем соударения с плоскими пластинами-ударниками. Ударники были изготовлены из листового алюминия АД-1 (99.3%). Соотношение толщин ударника и образца в испытаниях выбиралось 1:4. Ударники разгонялись с помощью пневматической пушки до скорости перед соударением с образцом $470 \pm 10 \text{ м/с}$. При такой скорости соударения давление ударного сжатия монокристаллов не превышало 4 ГПа. В процессе нагружения с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [31] непрерывно регистрировались скорости свободной поверхности образцов.

Для анализа результатов, полученных в ходе экспериментов, необходимо знать модуль упругости $E' = \rho_0 c_l^2$ и модуль сдвига $G = (3/4)\rho_0(c_l^2 - c_b^2) = \rho_0 c_s^2$, где ρ_0 — плотность монокристалла алюминия ($2.70 \pm 0.01 \text{ г/см}^3$). Были измерены продольная c_l и сдвиговая c_s скорости звука методом ультразвукового прозвучивания на установке МГНИВП «Акустика». Объемная скорость звука c_b вычислялась с помощью соотношения $c_b = \sqrt{c_l^2 - 4c_s^2/3}$. В табл. 1 суммированы значения скоростей звука и рассчитанные модули упругости и модули сдвига для каждого состояния монокристалла алюминия.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИЙ

В диапазоне умеренно высоких напряжений ударное сжатие твердых тел имеет упругопластический характер. Из-за различных продольных сжимаемостей в упругой и пластической областях деформирования волны сжатия и разрежения расщепляются с выделением упругих предвестников. Демонстрирующие особенности упругопластического деформирования при одноосной деформации в условиях одноосно-напряженного состояния профили скорости свободной поверхности образцов монокристалла алюминия толщиной 4 мм в состоянии поставки и после деформации на 10.5 % показаны на рис. 1.

На упругих предвестниках в образцах монокристаллов в состоянии поставки регистрируются скачки параметров с дальнейшей ускоренной релакса-

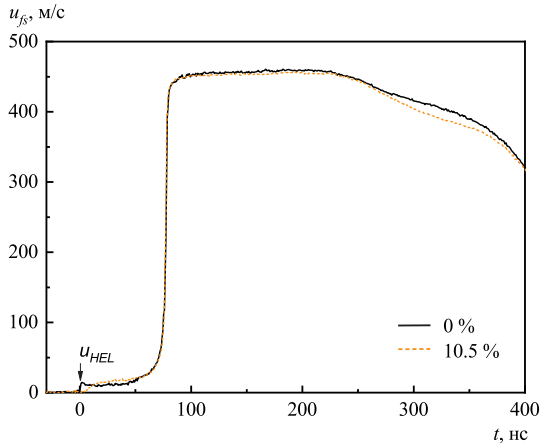


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности монокристаллов алюминия [100] толщиной 4 мм в состоянии поставки и в состоянии после деформации 10.5% в условиях одноосной деформации

цией напряжений. Точность определения параметров ограничена временным разрешением измерений. Для деформированного кристалла отмечается отсутствие быстрого набора скорости в упругом предвестнике с абсолютным его ростом. Причина заключается в различном вкладе процессов зарождения и размножения дислокаций, вызванных их различной начальной плотностью и типом мест зарождения [24]. Нарастание параметров в пластической ударной волне для монокристаллов толщиной 4 мм как в состоянии поставки, так и после деформации одинаковое, что указывает на близкие по величине скорость пластической деформации и вязкость. Максимальная скорость сжатия $\dot{\epsilon}_x$ в пластической стационарной волне определяется дифференцированием соответствующего участка профиля скорости и делением на скорость распространения волны U_S : $\dot{\epsilon}_x = \dot{u}_{fs}/2U_S$, где \dot{u}_{fs} — максимальное ускорение поверхности в пластической ударной волне. Скорость сжатия во всех проведенных экспериментах составляла не более 10^7 c^{-1} . В работе [32] отмечалось уменьшение вязкости тантала после пластической деформации. Отсутствие различия вязкости в монокристаллах в состоянии поставки и после деформации говорит о близких скоростях релаксации напряжений. Участок упругой деформации в разгрузке имеет вдвое большую величину $2\sigma_{HEL}$ (σ_{HEL} — напряжение сжатия за фронтом упругого предвестника), так как в волне разрежения происходит уменьшение сдвиговых напряжений до нуля [33].

На рис. 2 представлены суммированные измерения волновых профилей монокристаллов алюминия [100] в состоянии поставки и после предварительной

деформации. Так как анализ данных проводился на основе записей упругопластического перехода, то на рис. 2 показаны только фронтальные части волновых профилей.

4. АНАЛИЗ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На рис. 3 суммированы результаты измерений скорости поверхности u_{HEL} непосредственно за фронтом упругого предвестника в образцах монокристаллов алюминия [100] в зависимости от толщины и степени деформации. Наблюдается затухание предвестника по мере его распространения, вызываемое развитием пластической деформации и релаксацией напряжения непосредственно за его фронтом. Затухание упругого предвестника связано со скоростью сдвиговой пластической деформации $\dot{\gamma}_p = (\dot{\epsilon}_x^p - \dot{\epsilon}_y^p)/2$ за его фронтом соотношением [34, 35]

$$\left. \frac{d\sigma_x}{dh} \right|_{HEL} = -\frac{4}{3} \frac{G\dot{\gamma}_p}{c_l}, \quad (1)$$

где σ_x — напряжение сжатия в направлении распространения волны, h — пройденное волной расстояние, $\dot{\epsilon}_x^p$ и $\dot{\epsilon}_y^p$ — скорости пластических деформаций в направлении распространения волны и в поперечном направлении соответственно.

Видно, что полученные данные для монокристаллов алюминия с различной степенью деформации хорошо согласуются с результатами, полученными для технического сплава AD1 [36] с содержанием алюминия 99.3%. Результаты измерений можно описать эмпирической зависимостью

$$u_{HEL} = S_u(h/h_0)^{-\Theta}, \quad (2)$$

где $h_0=1$ мм, $S_u=17.5$ м/с, показатель $\Theta = 0.35$. Можно отметить, что подобные данные [14] для алюминиевых сплавов в более широком диапазоне толщин описываются аналогичной зависимостью с показателем степени $\Theta = 0.57$. Наиболее значительное затухание отмечается для всех состояний от $u_{HEL} = 40 \pm 1$ м/с на расстоянии 0.2 мм до $u_{HEL} = 18 \pm 1$ м/с на расстоянии 0.8 мм и дальнейшее падение величины до 10.5 ± 1 м/с на расстоянии 4 мм, где затухание предвестника резко уменьшилось.

Максимальные значения сдвиговых напряжений за фронтом упругого предвестника равны

$$\tau_{HEL} = (3/4)\sigma_{HEL}(1 - c_b^2/c_l^2) = \sigma_{HEL}G/E'.$$

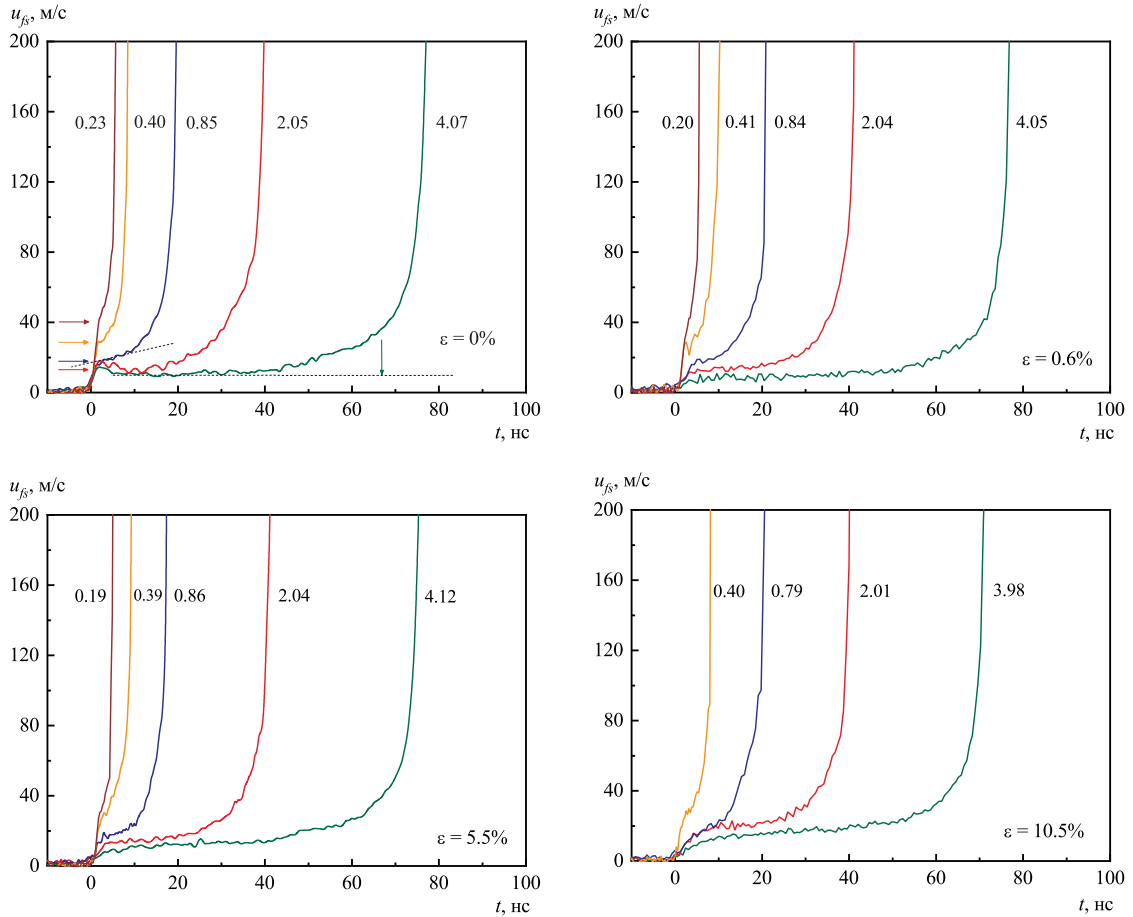


Рис. 2. Фронтальные части профилей скорости свободной поверхности монокристаллов алюминия [100] толщиной от 0.2 до 4 мм в состоянии поставки (деформация $\epsilon = 0\%$) и в состоянии после деформации 0.6, 5.5 и 10.5%. Цифрами указана толщина образцов (мм). Стрелками показан способ определения значения амплитуды u_{HEL}

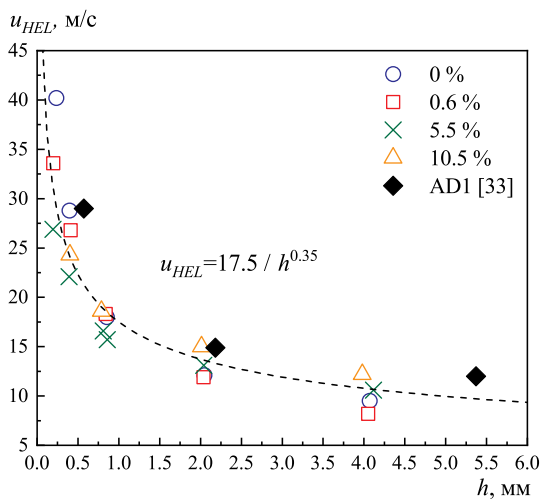


Рис. 3. Затухание упругого предвестника в монокристалле алюминия [100]. Ромбами показаны данные для технического алюминия AD1 [36]

Соответствующее напряжение сжатия σ_{HEL} за фронтом упругого предвестника рассчитывается по измеренной скорости u_{HEL} свободной поверхности:

$$\sigma_{HEL} = \rho_0 c_l u_{HEL} / 2.$$

Таким образом, полученные зависимости продольного σ_{HEL} и сдвигового τ_{HEL} напряжений за фронтом предвестника от пройденного им расстояния h в монокристаллах алюминия [100] в состоянии поставки в сравнении с данными после деформации представлены на рис. 4. Скорость $\dot{\gamma}_p$ пластической сдвиговой деформации за фронтом упругого предвестника рассчитывается с помощью соотношения

$$\dot{\gamma}_p = \frac{3 S \alpha c_l (h/h_0)^{-(\alpha+1)}}{4 h_0 G}. \quad (3)$$

В табл. 2 представлены коэффициенты S и степенные показатели α для монокристалла алюминия в зависимости от состояния [30].

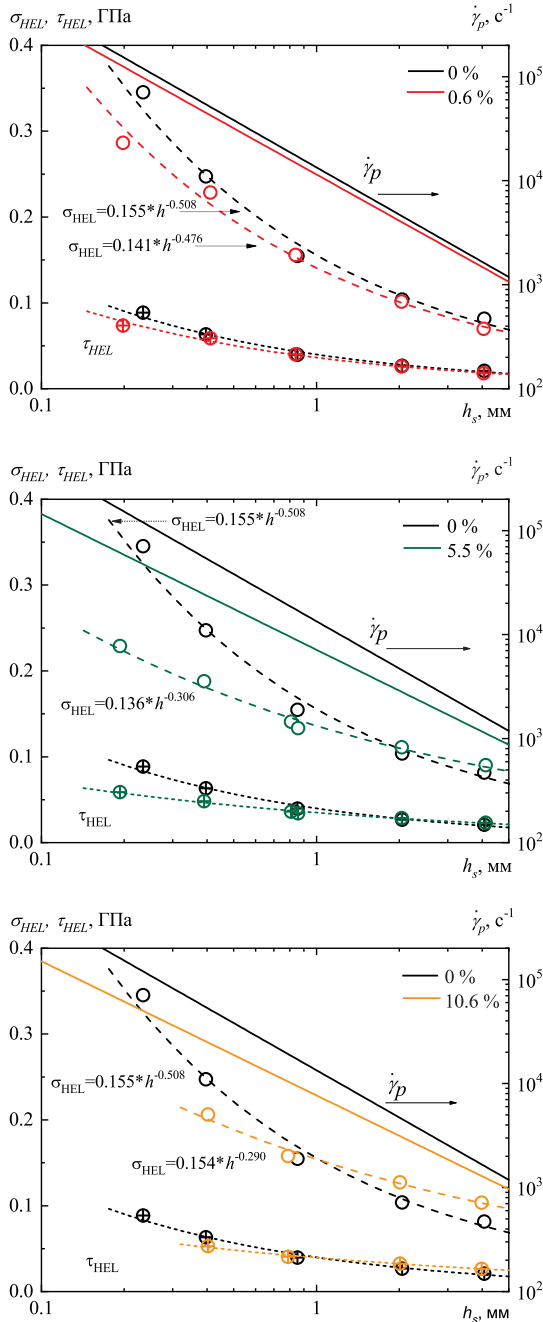


Рис. 4. Зависимости напряжения сжатия σ_{HEL} , напряжения сдвига τ_{HEL} и скорости $\dot{\gamma}_p$ пластической деформации за фронтом упругого предвестника от расстояния для монокристаллического алюминия в состоянии поставки и после деформации 0.6, 5.5, 10.5 %

Также на рис. 4 показаны рассчитанные в соответствии с соотношением (3) скорости пластической деформации $\dot{\gamma}_p$ за фронтом предвестника от пройденного расстояния. Величины сдвиговых напряжений τ_{HEL} за фронтом упругого предвестника кристаллов равны на расстояниях 2 и 4 мм.

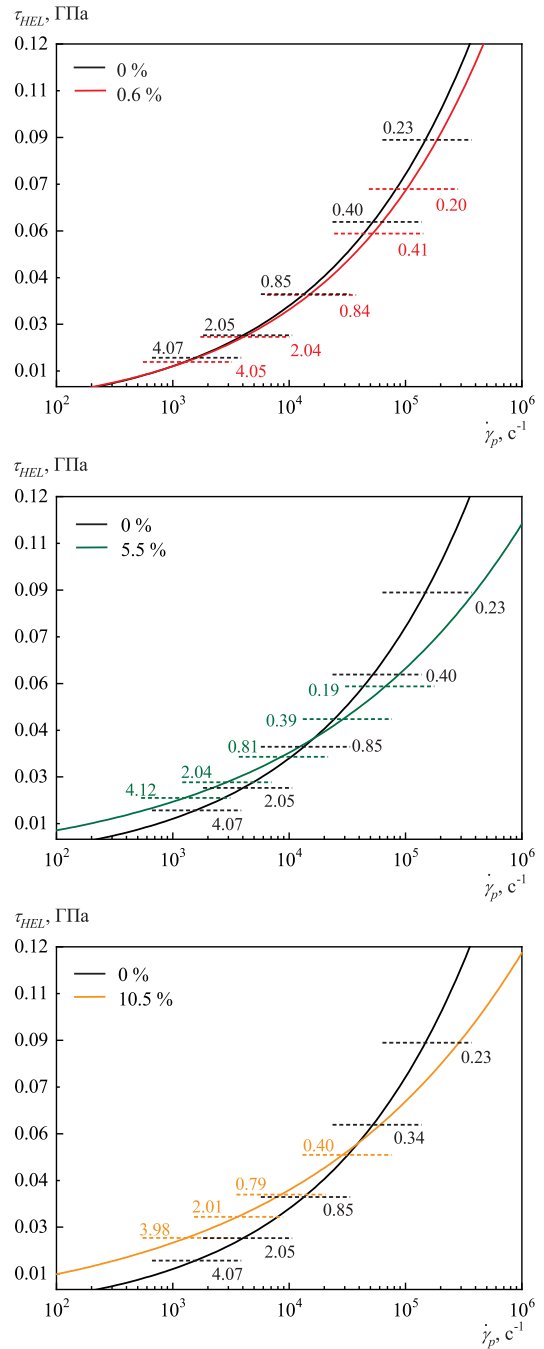


Рис. 5. Соотношение между скоростью $\dot{\gamma}_p$ пластической деформации и напряжением сдвига τ_{HEL} за фронтом упругого предвестника образцов в состоянии поставки и после деформации 0.6, 5.5 и 10.5 %. Штриховыми линиями отмечен экспериментальный диапазон параметров упругого предвестника и толщина образца в мм

На расстоянии менее 1 мм регистрируемые значения τ_{HEL} меньше, что особенно явно отмечается для деформаций 5.5 и 10.5 %. Стоит отметить, что предварительная деформация кристаллов приводит

Таблица 2. Параметры S и α [30] для монокристалла алюминия в направлении [100]

Состояние	S , ГПа	α
Исходный	0.155	0.508
Деформация 0.6%	0.141	0.476
Деформация 5.5%	0.136	0.306
Деформация 10.5%	0.154	0.290

к уменьшению скорости пластической деформации за фронтом упругого предвестника по сравнению с недеформированными образцами. На образцах толщиной 0.2–0.8 мм после деформации 5.5% и более достигается двукратное уменьшение скорости деформации по сравнению с исходными монокристаллами алюминия. Зависимость начальной скорости пластической сдвиговой деформации от величины напряжения сдвига за фронтом предвестника определяется как

$$\dot{\gamma}_p = \frac{3}{4} \left(\frac{\tau_{HEL} E'}{SG} \right)^{\frac{\alpha+1}{\alpha}} \frac{S \alpha c_l}{h_0 G}. \quad (4)$$

Выразив зависимость величины напряжения сдвига за фронтом предвестника от скорости пластической сдвиговой деформации, получим

$$\tau_{HEL} = \frac{SG}{E'} \left(\dot{\gamma}_p \frac{4 h_0 G}{3 S \alpha c_l} \right)^{\frac{\alpha}{\alpha+1}}. \quad (5)$$

Результаты расчета зависимости величины напряжения сдвига за фронтом предвестника от скорости пластической сдвиговой деформации с помощью соотношения (5) для монокристаллического алюминия после деформации 0.6, 5.5 и 10.5% в сравнении с состоянием поставки представлены на рис. 5.

По мере распространения волны скорость пластической деформации в монокристаллическом алюминии в состоянии поставки уменьшается от $1.5 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ на расстоянии 0.2 мм до $1.5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ на расстоянии 4 мм, что составляет 2 порядка. Предварительная деформация образцов на 0.6% незначительно уменьшила напряжение сдвига за фронтом предвестника при одинаковых скоростях пластической деформации сдвига. На расстояниях, незначительно превышающих 4 мм, и при $\dot{\gamma}_p \sim 10^3 \text{ с}^{-1}$ напряжения τ_{HEL} равны. Значительное влияние скорости пластической сдвиговой деформации на величину напряжения сдвига за фронтом предвестника оказала деформация образцов на

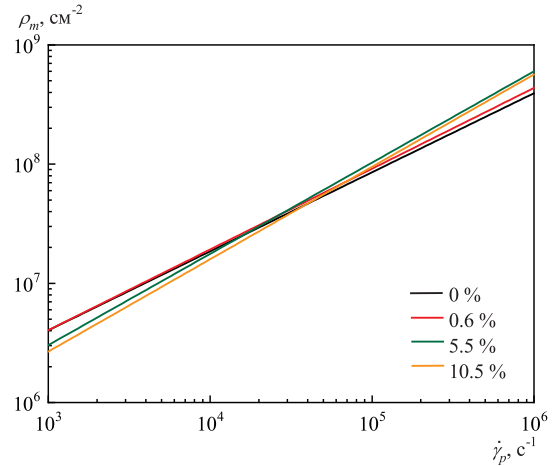


Рис. 6. Плотности подвижных дислокаций ρ_m в монокристаллах алюминия за фронтом упругого предвестника как функция скорости пластической деформации $\dot{\gamma}_p$

5.5 и 10.5%. Если при деформации 0.6% зависимость величины напряжения сдвига за фронтом предвестника от скорости пластической сдвиговой деформации пересекается с той же зависимостью для монокристалла в состоянии поставки при значениях $\dot{\gamma}_p \simeq 10^3 \text{ с}^{-1}$, то в случае деформации 5.5% пересечение наблюдается при $\dot{\gamma}_p \simeq 1.6 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$, а в случае деформации 10.5% — при $\dot{\gamma}_p \simeq 3.9 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$. При распространении упругого предвестника по предварительно деформированному до 5.5% образцу напряжение сдвига на фронте упругого предвестника становится значительно больше, чем у монокристалла в состоянии поставки, начиная с расстояния 0.8 мм, а при деформации 10.5% — с расстояния 0.4 мм.

Особый интерес представляет эволюция дислокаций в металлах, которая управляется макромасштабными факторами при ударном сжатии, такими как высокие напряжения и скорости деформации [37]. Оценим параметры динамики дислокаций, которые обеспечивают наблюдаемые скорости деформации. В соответствии с известным соотношением Орована [38], скорость $\dot{\gamma}_p$ пластической деформации сдвига может быть выражена через плотность ρ_m подвижных дислокаций и их среднюю скорость движения $\langle \nu \rangle$:

$$\dot{\gamma}_p = \rho_m b \langle \nu \rangle, \quad (6)$$

где b — вектор Бюргерса. В случае сопротивления, вызванного взаимодействием ядер движущихся дислокаций с фононами решетки [38], средняя скорость подвижных дислокаций равна

$$\langle \nu \rangle = \frac{\tau b}{B}, \quad (7)$$

где B — коэффициент дислокационного фонового торможения. Скорость дислокации связана с напряжением сдвига τ линейной зависимостью. Зависимости $\tau(\dot{\gamma}_p)$ (5) нелинейные и полуэмпирические. Можно предположить, что эта нелинейность определяется эффективной плотностью подвижных дислокаций. Соотношение между количеством движущихся дислокаций и скоростью пластической деформации оценим с помощью соотношений (5)–(7):

$$\rho_m = \frac{\dot{\gamma}_p B}{b^2} \left[\frac{SG}{E'} \left(\dot{\gamma}_p \frac{4 h_0 G}{3 S \alpha c_l} \right)^{\frac{\alpha}{\alpha+1}} \right]^{-1}, \quad (8)$$

где коэффициенты $B = 1.051 \cdot 10^{-8}$ ГПа·мкс и $b = 2.86 \cdot 10^{-7}$ мм взяты из работы [39].

На рис. 6 показаны рассчитанные с помощью соотношения (8) зависимости плотности ρ_m дислокаций за фронтом упругого предвестника от скорости $\dot{\gamma}_p$ пластической сдвиговой деформации для всех состояний монокристаллического алюминия. Видно, что в диапазоне скоростей сдвиговой пластической деформации от 10^3 до $2 \cdot 10^5$ с⁻¹ плотность дислокаций растет на два порядка для всех состояний исследуемых образцов. В диапазоне скоростей деформирования до $\dot{\gamma}_p \sim 10^3$ с⁻¹ наименьшая плотность дислокаций наблюдается для зависимостей, полученных для образцов после предварительной деформации до 5.5 и 10.5%. В то же время при достижении значений $\dot{\gamma}_p \simeq 3 \cdot 10^4$ с⁻¹ и выше дислокации начинают образовываться более интенсивно за счет их меньшей начальной плотности $(6.8-7.0) \cdot 10^5$ см⁻² по сравнению с кристаллами в состоянии поставки $(9.2 \cdot 10^5$ см⁻²).

Изменение скорости пластической деформации $\dot{\gamma}_p$ от 10^3 до 10^6 с⁻¹ для образцов после предварительной деформации на 5.5% и более сопровождается, по-видимому, интенсивным гетерогенным зарождением [40, 41] дислокаций на дефектах решетки, таких как границы зерен и точечные дефекты, образованные при деформационной осадке. Предполагалось, что рост степени предварительной деформации монокристаллов позволит достичь более высоких значений плотности дислокаций. Однако, как было показано ранее [30], при таких деформациях протекают два конкурирующих процесса. С одной стороны, происходит рост дислокаций и микроискажений, с другой стороны, генерация большого количества дефектов приводит к тому, что они начинают взаимодействовать между собой, выстраивая упорядоченные конфигурации, стенки и формируя субграницы [30]. Действуя как концентраторы напряжений, эти дефекты способствуют зарождению

дислокаций при ударном сжатии кристаллов. Дальнейшее размножение при пластической деформации сопровождается взаимодействием дислокаций с различными препятствиями, в частности, с другими движущимися дислокациями.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены измерения эволюции упругопластической волны ударного сжатия в монокристалле алюминия кристаллографической ориентации [100] на расстоянии 0.2–4 мм от поверхности соударения в состоянии поставки и после предварительной деформации сжатия. Найдено, что предварительная пластическая деформация величиной 0.6% и связанное с ней увеличение плотности дислокаций приводят к уменьшению динамического предела упругости по сравнению с этой величиной для монокристаллов в состоянии поставки, а дальнейшее увеличение деформации от 0.6 до 10.5% не приводит к существенному изменению величины динамического предела упругости. Установлено, что затухание амплитуды u_{HEL} упругой волны на расстоянии от 0.2 до 4 мм может быть описано единой степенной функцией с показателем $\Theta = 0.35$ как для монокристаллов алюминия [100] различной дефектности, так и для технического сплава AD1 (99.3%). На ход скоростных зависимостей напряжения сжатия σ_{HEL} и напряжения сдвига τ_{HEL} на расстоянии 0.8 мм и менее в большей степени влияет деформация на 5.5 и 10.5%.

Изменение дефектности кристаллов ведет к снижению скорости $\dot{\gamma}_p$ пластической деформации за фронтом упругого предвестника. Показано, что по мере распространения волны сжатия по монокристаллу алюминия [100] в состоянии поставки скорость $\dot{\gamma}_p$ пластической деформации уменьшается на два порядка от $1.5 \cdot 10^5$ с⁻¹ на расстоянии 0.2 мм до $1.6 \cdot 10^3$ с⁻¹ на расстоянии 4 мм. Предварительная деформация на 5.5(10.5)% приводит к общему снижению скорости пластической деформации $\dot{\gamma}_p = 5.8(4.95) \cdot 10^4$ с⁻¹ на расстоянии 0.2 мм до $(1.1-1.25) \cdot 10^3$ с⁻¹ на расстоянии 4 мм.

Результаты анализа указывают на монотонное возрастание плотности подвижных дислокаций в монокристалле как в состоянии поставки, так и после деформации от 0.6 до 10.5%, которая требуется для обеспечения начальных скоростей пластической деформации и варьируется примерно от $3 \cdot 10^6$ см⁻² до $3 \cdot 10^8$ см⁻². Плотность дислокаций намного превышает те значения, которые были измерены ме-

тодом рентгеноструктурного анализа. Можно предположить, что новые дислокации образуются в результате их зарождения на концентраторах напряжений (дислокациях, субграницах и т. д.), особенно после предварительной деформации монокристаллических образцов алюминия на 5.5% и выше.

Финансирование. Работа выполнена в рамках НИР 17706413348210001380/226/3464-Д, а также в рамках выполнения Государственного задания на проведение фундаментальных научных исследований Министерства науки и высшего образования России по программам с регистрационными номерами 124020600049-8 и 5-00270-26-00.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Вклад авторов. Вклад авторов равноценен.

ЛИТЕРАТУРА

1. M. Hu, C. Xu, Z. Lang et al., *J. Appl. Phys.* **137**, 235901 (2025).
2. X. T. Pan, J. L. Dong, X. M. Chen et al., *Mater. Sci. Eng. A* **939**, 148487 (2025).
3. N. P. Brown, T. J. Ruggles, Chr. R. Johnson et al., *Acta Mater.* **275**, 120021 (2024).
4. G. I. Kanel, G. V. Garkushin, A. S. Savinykh et al., *J. Appl. Phys.* **131**, 095903 (2022).
5. S. J. Turneaure, P. Renganathan, J. M. Winey et al., *Phys. Rev. Lett.* **120**, 265503 (2018).
6. G. V. Garkushin, O. N. Ignatova, G. I. Kanel et al., *Mech. Solids* **45**, 624 (2010) [Г. В. Гаркушин, О. Н. Игнатова, Г. И. Канель и др., *Изв. РАН, МТТ* **4**, 155 (2010)].
7. G. Hillel, S. Kalabukhov, N. Frage et al., *J. Mater. Sci.* **57**, 10395 (2022).
8. E. B. Zaretsky and G. I. Kanel, *J. Appl. Phys.* **117**, 195901 (2015).
9. E. B. Zaretsky and G. I. Kanel, *J. Appl. Phys.* **114**, 083511 (2013).
10. G. V. Garkushin, A. S. Savinykh, S. V. Razorenov et al., *J. Appl. Phys.* **137**, 025902 (2025).
11. P. Renganathan and Y. M. Gupta, *J. Appl. Phys.* **126**, 115902 (2019).
12. V. V. Skripnyak and V. A. Skripnyak, *J. Appl. Phys.* **131**, 165902 (2022).
13. E. B. Zaretsky, N. Frage, and S. Kalabukhov, *J. Appl. Phys.* **132**, 225901 (2022).
14. S. I. Ashitkov, M. A. Agranat, G. I. Kanel et al., *JETP Lett.* **92**, 516 (2010) [С. И. Ашитков, М. Б. Агранат, Г. И. Канель и др., *Письма в ЖЭТФ* **92**, 568 (2010)].
15. D. C. Swift, J. G. Niemczura, D. L. Paisley et al., *Rev. Sci. Instrum.* **76**, 093907 (2005).
16. S. I. Ashitkov, P. S. Komarov, M. B. Agranat et al., *JETP Lett.* **98**, 384 (2013) [С. И. Ашитков, П. С. Комаров, М. Б. Агранат и др., *Письма в ЖЭТФ* **98**, 439 (2013)].
17. R. W. Armstrong, *J. Appl. Phys.* **130**, 245103 (2021).
18. P. A. Zhilyaev, A. Yu. Kuksin, V. V. Stegailov et al., *Phys. Solid State* **52**, 1619 (2010) [П. А. Жилиев, А. Ю. Куksин, В. В. Стегайлов и др., *ФТТ* **52**, 1508 (2010)].
19. P. N. Mayer, V. V. Pogorelko, D. S. Voronin et al., *Metals* **12**, 1878 (2022).
20. W. D. Turley, S. J. Fensin, R. S. Hixson et al., *J. Appl. Phys.* **123**, 055102 (2018).
21. G. D. Owen, D. J. Chapman, G. Whiteman et al., *J. Appl. Phys.* **122**, 155102 (2017).
22. A. Sher, L. Meshi, S. Kalabukhov et al., *Mater. Sci. Eng. A* **833**, 142537 (2022).
23. D. R. Jones, S. J. Fensin, B. G. Ndefru et al., *J. Appl. Phys.* **124**, 225902 (2018).
24. E. B. Zaretsky and G. I. Kanel, *J. Appl. Phys.* **112**, 073504 (2012).
25. A. S. Savinykh, G. V. Garkushin, and S. V. Razorenov, *J. Exp. Theor. Phys.* **134**, 701 (2022) [А. С. Савиных, Г. В. Гаркушин, С. В. Разоренов, *ЖЭТФ* **161**, 825 (2022)].
26. G. I. Kanel, E. B. Zaretsky, S. V. Razorenov et al., *Phys.-Uspekhi* **60**, 490 (2017) [Г. И. Канель, В. Б. Зарецкий, С. В. Разоренов и др., *УФН* **187**, 525 (2017)].
27. A. E. Mayer, M. V. Lekanov, N. A. Grachyova et al., *Metals* **12**, 402 (2022).
28. A. E. Mayer, *Scr. Mater.* **242**, 115905 (2024).
29. N. A. Gracheva, M. V. Lekanov, A. E. Mayer et al., *Mech. Solids* **56**, 326 (2021) [Н. А. Грачева, М. В. Леканов, А. Е. Майер и др., *Изв. РАН, МТТ* **3**, 42 (2021)].

30. G. V. Garkushin, A. S. Savinykh, S. V. Razorenov et al., *Tech. Phys.* **68**, 1468 (2023) [Г. В. Гаркушин, А. С. Савиных, С. В. Разоренов и др., *ЖТФ* **93**, 1580 (2023)].
31. L. M. Barker and R. E. Hollenbach, *J. Appl. Phys.* **43**, 4669 (1972).
32. S. V. Razorenov, G. I. Kanel, G. V. Garkushin, and O. N. Ignatova, *Phys. Solid State* **54**, 790 (2012) [С. В. Разоренов, Г. И. Канель, Г. В. Гаркушин, О. Н. Игнатова, *ФТТ* **54**, 742 (2012)].
33. G. I. Kanel, *Shock Waves in Solid State Physics*, CRC Press (2019) [Г. И. Канель, *Ударные волны в физике твердого тела*, Физматлит, Москва (2018)].
34. G. E. Duvall, in *Stress Waves in Anelastic Solids*, ed. by H. Kolsky and W. Prager, Springer-Verlag, Berlin (1964), p. 20.
35. J. R. Asay, G. R. Fowles, and Y. Gupta, *J. Appl. Phys.* **43**, 744 (1972).
36. G. V. Garkushin, G. I. Kanel, and S. V. Razorenov, *Phys. Solid State* **52**, 2369 (2010) [Г. В. Гаркушин, Г. И. Канель, С. В. Разоренов, *ФТТ* **52**, 2216 (2010)].
37. P. V. Makarov, in *Shock Waves and Extreme States of Matter*, Springer-Verlag, New York (2004), p. 297 [П. В. Макаров, в сб. *Ударные волны и экстремальные состояния вещества*, Наука, Москва (2000), с. 219].
38. V. A. Al'Shitz and V. L. Indenbom, *Sov. Phys. Usp.* **18**, 1 (1975) [В. И. Альшиц, В. Л. Инденбом, *УФН* **115**, 3 (1975)].
39. A. Ryan, *J. Appl. Phys.* **123**, 035103 (2018).
40. D. Hull and D. J. Bacon, *Introduction to Dislocations*, Butterworth-Heinemann, UK (2011).
41. R. K. Rajgarhia, D. E. Spearot, and A. Saxena, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* **17**, 055001 (2009).

Rate Dependences of the Deformation Resistance of Aluminum [100] Single Crystal under One-Dimensional Shock Loading

A. S. Savinykh, G. V. Garkushin, S. V. Razorenov*

Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry of the Russian Academy of Sciences
142432, Chernogolovka, Moscow Region, Russia

Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences
125412, Moscow, Russia

*E-mail: garkushin@fcp.ac.ru

Received April 2, 2026

Revised May 12, 2026

Accepted May 12, 2026

Abstract

Analysis of the dependences of the resistance to deformation during high strain rate of an aluminum single crystal with a [100] crystallographic orientation and various defect structures is presented. The changes in the structural defect were achieved by compressing deformation of the samples by 0.6, 5.5, and 10.5%. It has been shown that the pre-deformation affects the plastic shear strain rate behind the elastic precursor front. It has been established that the change in the crystals state affects the compressive stress σ_{HEL} and the shear stress τ_{HEL} in the elastic precursor under dynamic loading. The data on the decay of the elastic precursor of all states of aluminum single crystals are described with reasonable accuracy by a single power-law dependence $u_{HEL} = 17.5/h^{0.35}$, where h is the distance traveled by the precursor. In the analysis of wave profiles, an assessment was made of how the dislocation density ρ_m changes behind the elastic precursor front as a function of the plastic shear strain rate $\dot{\gamma}_p$.

Keywords: aluminum single crystal, shock waves, VISAR interferometer, elastic precursor, dislocations

Funding. This work was carried out as a part of the Research Project 17706413348210001380/226/3464-D, and within the framework of the State Assignment for Fundamental Scientific Research of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under programs with registration numbers 124020600049-8 and 5-00270-26-00.

Conflict of interest. The authors declare that they have no conflicts of interest.

Authors' contributions. The contributions of the authors are equal.