

06

## Механический отклик предварительно деформированных монокристаллов алюминия [100] при плоском ударном нагружении

© Г.В. Гаркушин,<sup>1,2</sup> А.С. Савиных,<sup>1,2</sup> С.В. Разоренов,<sup>1,2</sup> Д.Ю. Распосиенко,<sup>3</sup> И.Г. Бродова<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, 142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

<sup>2</sup> Объединенный институт высоких температур РАН, 125412 Москва, Россия

<sup>3</sup> Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, 620108 Екатеринбург, Россия  
e-mail: garkushin@icp.ac.ru

Поступило в Редакцию 17 июля 2023 г.

В окончательной редакции 23 августа 2023 г.

Принято к публикации 3 сентября 2023 г.

Получены новые данные о сопротивлении высокоскоростному деформированию и разрушению монокристалла алюминия [100] при плоском ударном нагружении. Проведены измерения эволюции упруго-пластической волны сжатия, предела упругости Гюгонио и откольной прочности в состояниях до и после пластической деформации величиной 0,6, 5,5 и 10,5%. Предварительная деформация осуществлялась путем сжатия на гидравлическом прессе. Ударное нагружение осуществлялось на пневматической пушке с одновременной регистрацией волновых профилей  $u_{fs}(t)$  с помощью лазерного интерферометра „VISAR“. Максимальное давление ударного сжатия не превышало 4 ГПа. Найдено, что предварительная пластическая деформация на величину 0,6% и связанное с ней изменение дефектности структуры меняет кинетику деформирования и понижает величину динамического предела упругости. По результатам измерений построены зависимости затухания упругого предвестника от толщины образцов и скоростные зависимости откольной прочности в диапазоне  $10^5 - 10^6 \text{ s}^{-1}$ .

**Ключевые слова:** ударные волны, дефекты структуры, упругий предвестник, откольная прочность, волновые профили.

DOI: 10.61011/JTF.2023.11.56489.181-23

### Введение

Упругопластические свойства металлов в ударных волнах существенно зависят от типа элементарной решетки и ориентации кристалла [1,2], коллективного поведения ансамбля дефектов кристаллической структуры (двойники, плотность дислокаций, микронапряжения решетки, точечные дефекты и др.), количества примесей, размера зерна, текстуры и т.д. Исследование скоростных зависимостей сопротивления деформированию и разрушению предварительно деформированного алюминия и его сплавов важны как для практических приложений (легкие броневые материалы, конструкционные компоненты аэрокосмической промышленности), так и для построения широкодиапазонных моделей и определяющих соотношений для расчетов высокоскоростной деформации и разрушения в экстремальных условиях [3]. Данные, полученные в субмикросекундном диапазоне длительностей механической нагрузки, позволяют изучить основные закономерности влияния структурных факторов [4–7]. Несмотря на то, что промышленные металлы имеют поликристаллическую структуру, исследования монокристаллов алюминия [8–12] играют решающую роль в понимании основных механизмов деформационного поведения в условиях ударного сжатия, по-

скольку в случае монокристаллов отсутствует влияние границ зерен и дефектов технологического характера на их сопротивление деформированию. Большое внимание уделено исследованию свойств как в квазистатических испытаниях на сжатие [13–15], так и при динамических условиях нагружения [8,9], в том числе, с предварительно сохраненными монокристаллами алюминия после воздействия на них ударно-волнового сжатия различной интенсивности [10–12]. Увеличение плотности дислокаций в ходе предварительного ударного сжатия монокристаллов ведет к росту деформационного упрочнения. Влияние плотности дислокаций на динамический отклик металлов продемонстрированы в работах [16–18].

В последние годы нами была проведена серия экспериментов по исследованию ударного отклика предварительно деформированных на величину от 0,6 до 5% металлов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой (монокристалл молибдена [100] [19], титан VT1-0 [20]) и объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой (армо-железо [21], ванадий [22]). Исследования показали, что предварительная деформация образцов и связанное с ней изменение плотности подвижных дислокаций  $N_d$  радикально изменяют кинетику деформирования.

Влияние деформации сжатием относительно малой величины и вызванной ею дефектности в монокристаллах алюминия на кинетику пластической деформации и сопротивлению высокоскоростному деформированию и разрушению в субмикросекундном диапазоне нагрузки мало изучено. Существующие данные о монокристаллах алюминия требуют дальнейших исследований, которые позволят дополнить имеющиеся данные о влиянии дефектности микроструктуры на кинетику деформирования и механизмы разрушения при плоском ударном нагружении. Основной задачей настоящей работы является получение новой информации об эволюции ударной волны и механического отклика монокристаллов алюминия, предварительно деформированных с целью изменения их микроструктурного состояния.

## 1. Материалы и эксперимент

### 1.1. Исследуемый материал

Эксперименты были выполнены на монокристаллах алюминия чистотой 99.99% с кристаллографической ориентацией [100], изготовленных методом Бриджмена. Ориентация определялась методом лауэграммы на дифрактометре DRON-3, отклонение от заданной оси не превышало 1°. Часть образцов перед испытаниями подвергалась пластической деформации на лабораторном гидравлическом прессе. Величина деформации составляла номинально 0.6, 5.5 и 10.5%. Для оценки параметров микроструктурного состояния монокристаллов был проведен рентгеноструктурный анализ (РСА) монокристаллических образцов на лабораторном дифрактометре PANalytical Empyrean Series 2 в монохроматизированном  $\text{CoK}\alpha$ -излучении с длиной волны  $\lambda = 1.7902 \text{ \AA}$ . Методом гидростатического взвешивания на аналитических весах ME204T („Mettler Toledo“) в автоматическом режиме была измерена плотность монокристаллов, составившая  $\rho_0 = 2.7 \pm 0.01 \text{ g/cm}^3$ . Ультразвуковым методом с частотой преобразователя 2.5 MHz во всех исследуемых образцах была измерена продольная скорость звука  $c_l$ . Плоскопараллельные образцы нужной ориентации для ударно-волновых испытаний толщиной от 0.2 до 4 mm вырезали из заготовки с помощью электроэрозионного станка.

### 1.2. Методика ударно-волнового эксперимента

Ударно-волновое нагружение образцов проводили на установке, включающей в себя пневматическую пушку калибром 50 mm для генерации импульсов ударного сжатия и лазерный доплеровский измеритель скорости VISAR [23]. В качестве рабочего газа во всех экспериментах использовался гелий. С помощью интерферометра осуществлялась непрерывная регистрация волновых профилей — зависимость скорости свободной поверхности от времени  $u_{fs}(t)$  с высоким временным и пространственным разрешением. Плоское ударное

сжатие образцов осуществлялось при их соударении с плоскими алюминиевыми (99.3%) пластинами толщиной от 0.1 до 1 mm со скоростью  $v_0 = 470 \pm 10 \text{ m/s}$  вдоль кристаллографического направления [100]. Пластины-ударники монтировались на подложку из полиметилметакрилата (PMMA) толщиной 5 mm, расположенной на торце пустотелого алюминиевого снаряда, для исключения прогиба в процессе ускорения в стволе пушки. Скорость ударника и его наклон к плоскости образца перед соударением контролировали с помощью четырех электроконтактных датчиков. Ствол пушки и пространство вокруг образца в приемной камере перед опытом вакуумировали.

## 2. Результаты измерений и их обсуждение

### 2.1. Оценка параметров микроструктурного состояния монокристалла алюминия [100] методом РСА

Пластическая деформация при одноосном сжатии монокристаллов алюминия при комнатной температуре развивается скольжением дислокаций. Оценка плотности дислокаций проводили на основе усредненных величин микронапряжений в направлении, перпендикулярном к облучаемой плоскости  $\varepsilon_{hkl}$  и размеров областей когерентного рассеяния (ОКР)  $D$ , полученных из анализа профилей брегговских максимумов от различных атомных плоскостей. В случае разделения максимума на несколько пиков (характерного для образцов, деформированных на 5.5 и 10.5 %), анализ проводили по наиболее интенсивному максимуму. Поскольку монокристаллы были ориентированы плоскостью (100) параллельно плоскости образца, для получения отражений от плоскостей (110), (111) и (311), образцы поворачивали на углы 45.9, 54.73 и 25.52° соответственно. Расчет плотности дислокаций осуществляли по формуле [24]:

$$N_d = \frac{2\sqrt{3}|\varepsilon_{hkl}|}{Db},$$

где  $\varepsilon_{hkl}$  — микроискажения в направлении, перпендикулярном к облучаемой плоскости ( $hkl$ ),  $D$  — размеры области когерентного рассеяния,  $b$  — вектор Бюргера дислокаций, для чистого алюминия  $b = 2.8631 \text{ \AA}$ . Размеры ОКР и микронапряжения определяли графически методом Вильямсона-Холла [25–27]:

$$\frac{\cos \theta}{\lambda} = \frac{0.9}{D} + 4\varepsilon \frac{\sin \theta}{\lambda},$$

где  $\beta$  — уширение брегговского максимума на полувысоте,  $\varepsilon$  — микронапряжения.

В табл. 1 представлены средние значения параметров, полученные в ходе РСА. Здесь  $a$  — параметр решетки,  $\Delta a = \text{pristine} - \text{pre-strain} (\%)$  — разность параметра решетки до и после деформации,  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  — микродеформации решетки,  $\varepsilon$  — микронапряжения,  $N_d$  —

**Таблица 1.** Параметры микроструктурного состояния монокристаллов алюминия [100]

Состояние образца	$a$ , Å	$\Delta a$	$D$ , Å	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$	$\varepsilon$	$N_d \cdot 10^5$ , cm <sup>-2</sup>	$c_l$ , m/s
Чистый 0%	4.04790	—	64	—	0.016217	9.2	6360
Деформированный 0.6%	4.04679	0.00111	63	0.000438	0.016595	9.4	6316
Деформированный 5.5%	4.05743	0.00953	103	0.002352	0.011439	7.0	6306
Деформированный 10.5%	4.05935	0.01145	129	0.005225	0.009135	6.8	6287

плотности дислокаций,  $c_l$  — продольная скорость звука монокристаллов алюминия в направлении [100].

Из табл. 1 видно, что исходный и деформированный на 0.6% образцы характеризуются близкими к чистому алюминию параметрами кристаллической решетки ( $a = 4.0488$  Å). Гораздо большие изменения происходят после деформации образцов на 5.5 и 10.5%. При степени деформации 0.6% на дифрактограммах наблюдали смещение брегговских максимумов. Это свидетельствует об искажении кристаллической решетки за счет возникновения упругих напряжений. Кроме того, наблюдалось уширение профилей, связанное с увеличением концентрации хаотично расположенных дефектов типа дислокаций, что согласуется с проведенным анализом, показавшим незначительное увеличение плотности дислокаций (табл. 1). При таких деформациях протекают два конкурирующих процесса. С одной стороны, происходит рост числа дислокаций, что хорошо видно из сравнения плотностей дислокаций. Увеличение числа дефектов приводит к уширению профилей максимумов и смещению их относительно идеального бездефектного положения за счет возникновения большого количества упругих напряжений. С другой стороны, генерация большого количества дислокаций в случае с образцами 5.5 и 10.5% приводит к тому, что они начинают взаимодействовать между собой, выстраивая упорядоченные конфигурации, стенки и формируя субграницы. Такое взаимодействие ведет к снижению микронапряжения и плотности дислокаций (табл. 1).

## 2.2. Эволюция упругопластической волны сжатия в монокристаллах алюминия [100]

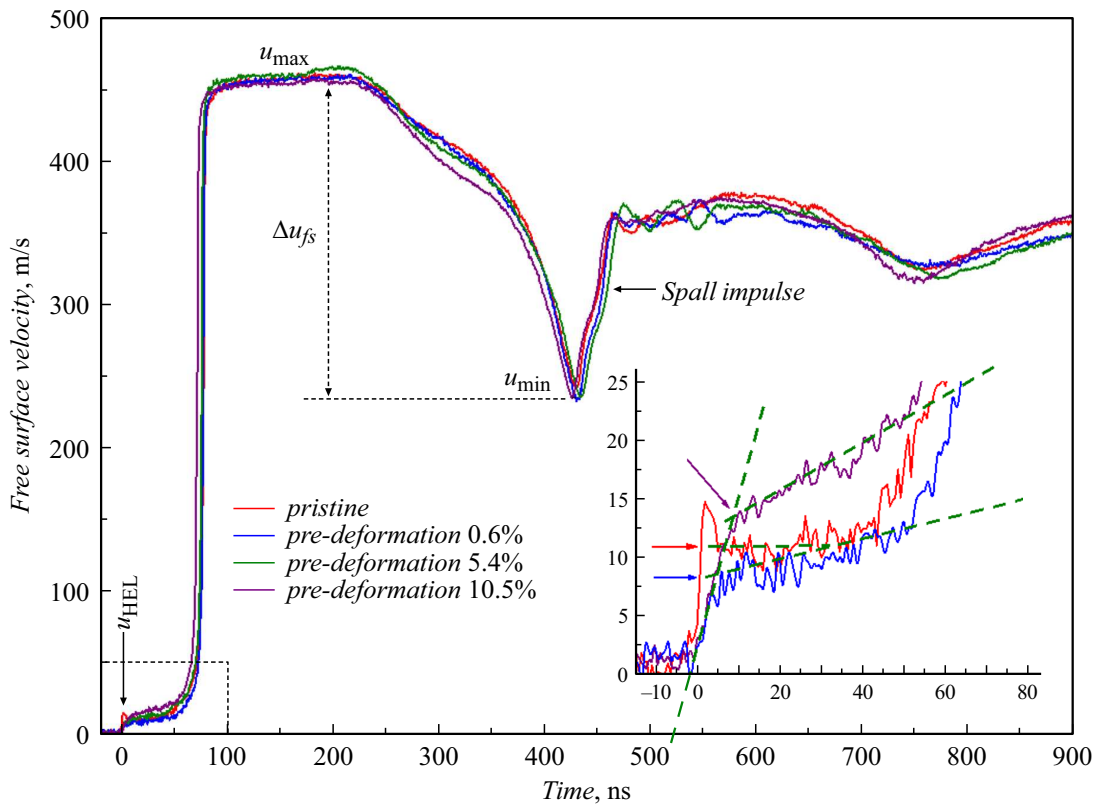
На рис. 1 представлены результаты опытов по ударному сжатию четырех типов образцов монокристаллов алюминия толщиной 4 mm. Давление ударного сжатия во всех опытах составляло  $3.6 \pm 0.1$  GPa. На всех волновых профилях последовательно регистрируется выход на поверхность ударно-сжатого образца упругого предвестника с амплитудой  $u_{HEL}$ , за которым следуют пластическая волна сжатия и область постоянства параметров  $u_{max}$ , за которой, в свою очередь, распространяется волна разрежения, снижая скорость поверхности до минимума  $u_{min}$ , связанного с динамическим (откольным) разрушением материала в этот момент времени. Длительность области постоянства параметров определяется временем реверберации волн в ударнике

и, соответственно, тем больше, чем больше толщина ударника.

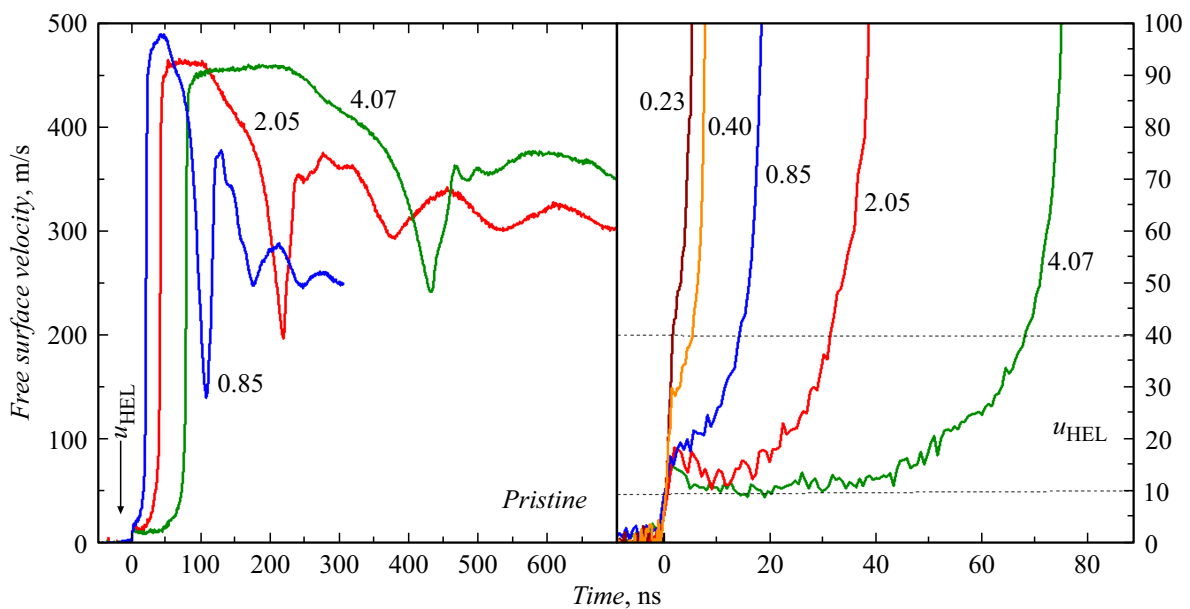
На рис. 1 на вставке показаны увеличенные фронтальные части волновых профилей, которые демонстрируют влияние предварительной деформации на амплитуду и форму предвестника. В работе [2] было показано, что алюминий деформируется за счет быстрого движения дислокаций, в результате чего в условиях ударного нагружения наблюдается низкий предел упругости и быстрое (часто превышающее временное разрешение диагностических методов) нарастание конечной амплитуды удара. Упругий предвестник монокристалла в недеформированном состоянии содержит пик на фронте упругой волны сжатия и, соответственно, характеризуется параметрами в точке максимума и минимума между упругой и пластической волнами. Появление пиков на фронте упругого предвестника и вызванную ими релаксацию напряжений за его фронтом обычно связывают с интенсивной генерацией (размножением) носителей пластической деформации (дислокации, либо двойники) [28,29]. Значение  $u_{HEL}$  для недеформированного монокристалла Al [100] согласуется с данными, полученными в работе [10] на образцах монокристалла Al [100] толщиной 4.5 mm, где его величина составляла 10.5 m/s. Изменение плотности дислокаций после деформация образцов на величину 0.6% ведет к исчезновению пика на фронте и уменьшению амплитуды предвестника по отношению к недеформированному образцу с 10.8 до 8.3 m/s. После предварительной деформации на 5.5 и 10.5% наблюдается рост амплитуды  $u_{HEL}$  до 11.4 и 13.8 m/s соответственно.

В образцах без деформации время нарастания в упругом предвестнике составило порядка 2.4 ns, тогда как после деформации 0.6% и выше это время составило от 7 до 13 ns. Сопоставление волновых профилей монокристаллов не обнаруживает явного изменения скорости сжатия в ударной волне, что свидетельствует о близкой плотности дислокаций после небольших пластических деформаций. Время выхода ударной пластической волны на свободную поверхность в представленных опытах определяется толщиной образцов и скоростью звука. Время нарастания параметров в пластической ударной волне для всех образцов составило порядка 5 ns.

На рис. 2 и 3 показаны полные профили скорости свободной поверхности и фронтальные части монокристаллов алюминия в исходном состоянии и после 10.5% деформации в зависимости от толщины. Напряжение



**Рис. 1.** Профили скорости свободной поверхности  $u_{fs}(t)$  монокристаллов алюминия [100] до и после деформаций на 0,6, 5,5 и 10,5%. Толщина всех образцов номинально 4 мм. На вставке показаны увеличенные фронтальные части упругопластического перехода. Штриховыми линиями указано место определения амплитуды упругого предвестника.



**Рис. 2.** Профили скорости свободной поверхности монокристаллов алюминия [100] в исходном состоянии. Справа продемонстрированы увеличенные фронтальные части упругопластического перехода. Цифрами указана толщина образцов в миллиметрах. Пунктирными линиями на рисунке показаны минимальные и максимальные амплитуды упругого предвестника в зависимости от толщины образцов.

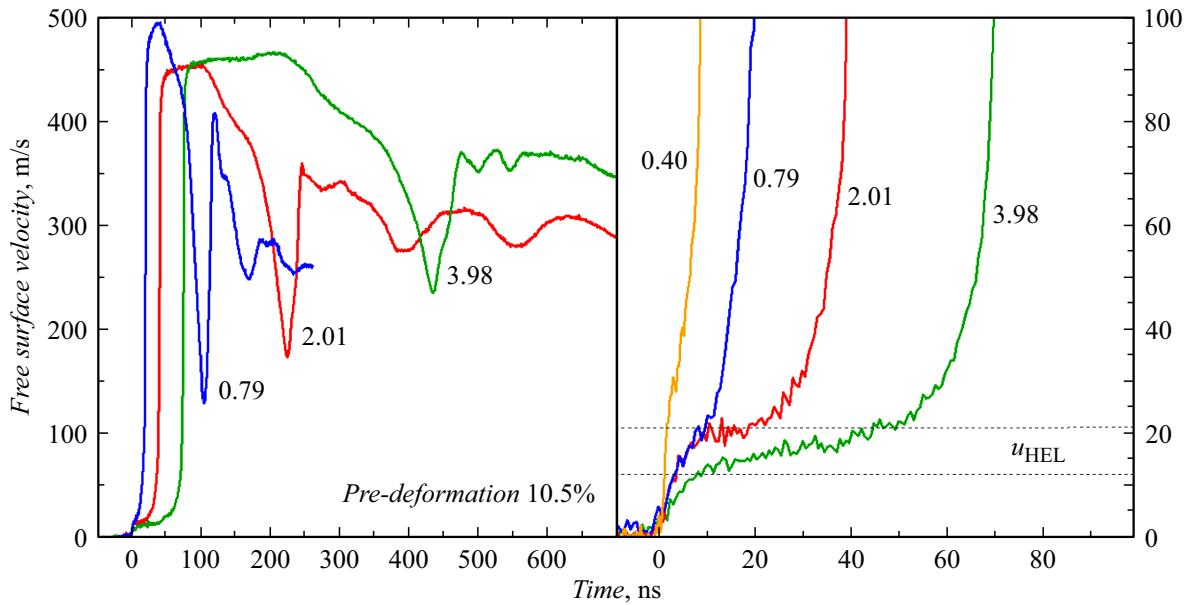


Рис. 3. Профили скорости свободной поверхности монокристаллов алюминия [100] после деформации 10.5%.

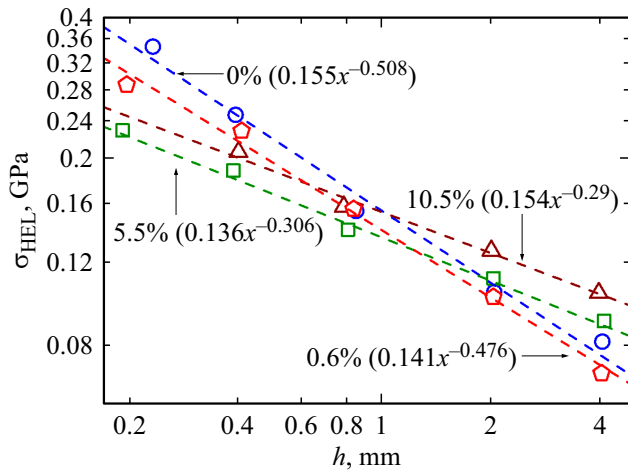


Рис. 4. Затухание упругого предвестника в монокристаллах алюминия [100] в зависимости от начального состояния.

сжатия за фронтом упругого предвестника  $\sigma_{HEL}$ , соответствующее динамическому пределу упругости материала HEL (Hugoniot Elastic Limit), рассчитывается как [30]:

$$\sigma_{HEL} = \frac{1}{2} \rho_0 c_l u_{HEL}. \tag{1}$$

Результаты измерений напряжений за фронтом предвестника в образцах монокристаллов алюминия различной толщины суммированы на рис. 4.

Измерения демонстрируют затухание предвестника по мере его распространения в образце, вызываемое развитием пластической деформации непосредственно за его фронтом. Наибольшее затухание имеет место в образцах недеформированных монокристаллов и после минимальной деформации 0.6%. Увеличение деформа-

Таблица 2. Коэффициент  $S$  и степенной показатель  $\alpha$  аппроксимирующей функции

Состояние	$S$ , GPa	$\alpha$
Al 99.999% [28]	0.144	0.580
Al технический [31–33]	0.155	0.535
6061 сплав [28]	0.133	0.364
0% монокристалл [100]	0.155	0.508
0.6% монокристалл [100]	0.141	0.476
5.5% монокристалл [100]	0.136	0.306
10.5% монокристалл [100]	0.154	0.290

ции образцов до 5.5 и 10.5% приводит к уменьшению скорости затухания динамического предела упругости. Представленные на рис. 4 зависимости динамического предела упругости от толщины образца монокристаллического алюминия в исходном состоянии и после предварительного деформирования аппроксимируются степенной функцией [28]:

$$\sigma_{HEL} = S(h/h_0)^{-\alpha}, \tag{2}$$

где  $S$  — коэффициент, принимающий значение  $\sigma_{HEL}$  при  $h_0 = 1$  mm на полученной зависимости,  $\alpha$  — показатель степенной зависимости.

В табл. 2 суммированы коэффициенты  $S$  и показатель степенной зависимости  $\alpha$  для исследуемого монокристаллического алюминия, и приведены литературные данные для чистого алюминия и сплавов алюминия. Из таблицы видно, что параметр  $\alpha$  очень чувствителен к структурным дефектам. Найденный для предварительно деформированного монокристалла на величину 0.6% коэффициент  $\alpha$  незначительно снижается по отношению

к исходному монокристаллу. Для образцов, деформированных на 5.5 и 10.5%, отмечается значительное уменьшение коэффициента с 0.508 до 0.290. Подобной эффект был получен и в работе [19] с монокристаллом молибдена и объяснялся сменой механизма движения дислокаций. Найденные коэффициенты достаточно хорошо согласуются с литературными данными.

### 2.3. Откольная прочность монокристаллов алюминия [100]

Динамическая прочность материалов в области предельно малых длительностей нагрузки исследуется путем анализа так называемых „откольных“ явлений при отражении импульсов сжатия от свободных поверхностей тела [30]. Высокоскоростное разрушение при отколе представляет собой кинетический процесс зарождения, роста и слияния многочисленных несплошностей. В результате интерференции падающей и отраженных волн внутри тела генерируются растягивающие напряжения, которые могут приводить к разрушению, если они превышают предел прочности материала при растяжении. Разрушение сопровождается релаксацией напряжений, образованием двух новых свободных поверхностей внутри образца и появлением на волновом профиле волны сжатия, выход которой на поверхность формирует откольный импульс (рис. 1). Последующие колебания скорости поверхности есть результат многократных отражений волн внутри отколовшегося слоя образца между его тыльной поверхностью и поверхностью разрушения. Период осцилляции определяется толщиной откольной пластины и скоростью звука. Величина разрушающего напряжения при отколе в линейном приближении определяется как [30]:

$$\sigma_{sp} = \frac{1}{2} \rho_0 c_b (\Delta u_{fs} + \delta u),$$

где  $\Delta u_{fs} = u_{max} - u_{min}$  (рис. 1) — регистрируемый с помощью интерферометра VISAR так называемый декремент скорости поверхности;  $c_b$  — объемная скорость звука, равная 5120 м/с для всех типов алюминия,  $\delta u$  — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скорости фронта откольного импульса, равной  $c_l$ , и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним, движущейся с объемной скоростью звука ( $c_b$ ) [34].

На волновых профилях (рис. 1) монокристаллов алюминия толщиной 4 мм отчетливо фиксируется упруго-пластическая волновая структура в разгрузке. Подробные исследования такого поведения с монокристаллами алюминия [100], [111], и [110] проведены в работе [11]. Авторы работы отмечают наиболее выраженное квазиупругое поведение для монокристалла [100], что обусловлено наибольшим количеством плоскостей скольжения вдоль направления [100], которое составляет 8 из 12 возможных. Результаты моделирования [3] показали, что при увеличении степени обжатия образцов при холодной

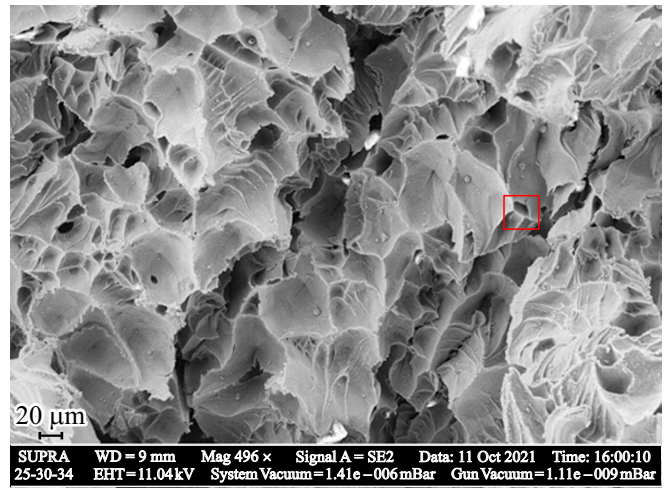


Рис. 5. СЭМ изображение зоны откольного разрушения. Квадратом показана полость (пора) с резкими краями — место инициирования откола.

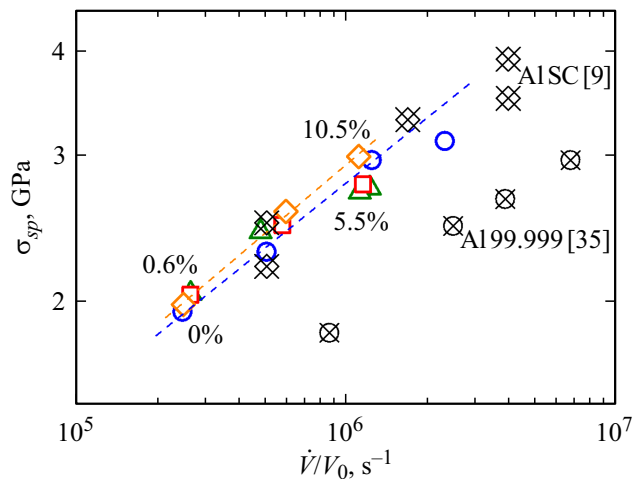


Рис. 6. Результаты измерений откольной прочности монокристаллов алюминия [100] в зависимости от скорости деформирования в волне разрежения. Открытые круги — недеформированные кристаллы, открытые квадрат, треугольник и ромб — деформированные соответственно на 0.6, 5.5 и 10.5%. Перечеркнутые ромбы [9] — данные для монокристаллов, перечеркнутые круги — данные для высокочистого алюминия 99.999% [35].

прокатке происходит уменьшение количества активных систем скольжения. Из профилей отчетливо видно, что увеличение степени деформации влияет на поведение монокристаллов в разгрузке перед разрушением. Крутизна (время нарастания параметров) откольного импульса сильно зависит от характера разрушения. На рис. 1–3 видно, что разрушение монокристаллов алюминия происходит в узкой области и довольно быстро. На волновых профилях для образцов толщиной от 0.8 до 4 мм время нарастания скорости во фронте откольного импульса составляет от 10 до 30 ns. Необходимо отметить,

**Таблица 3.** Условия экспериментов и измеренные прочностные характеристики исходных и деформированных монокристаллов алюминия [100]

Выстрелы	Состояние	$h_{imp}$ , mm	$h_s$ , mm	$\sigma_{HEL}$ , GPa	$\sigma_{sp}$ , GPa	$\dot{V}/V_0$ , s <sup>-1</sup>	$h_{sp}$ , mm
1	0%	0.94	4.07	0.08	1.94	$2.50 \cdot 10^5$	0.99
2	0%	0.47	2.05	0.10	2.29	$5.10 \cdot 10^5$	0.49
3	0%	0.20	0.85	0.16	2.95	$12.5 \cdot 10^5$	0.24
4	0%	0.93	0.40	0.25	—	—	—
5	0%	0.94	0.23	0.35	—	—	—
6	0.6%	0.93	4.05	0.07	2.03	$2.70 \cdot 10^5$	0.99
7	0.6%	0.46	2.04	0.10	2.47	$5.80 \cdot 10^5$	0.50
8	0.6%	0.20	0.84	0.16	2.76	$11.6 \cdot 10^5$	0.23
9	0.6%	0.94	0.41	0.23	—	—	—
10	0.6%	0.93	0.20	0.29	—	—	—
11	5.5%	0.94	4.12	0.09	2.04	$2.70 \cdot 10^5$	1.00
12	5.5%	0.46	2.04	0.11	2.42	$4.90 \cdot 10^5$	0.51
13	5.5%	0.21	0.81	0.14	2.73	$12.3 \cdot 10^5$	0.23
14	5.5%	0.94	0.39	0.19	—	—	—
15	5.5%	0.94	0.19	0.23	—	—	—
16	10.5%	0.94	3.98	0.10	1.98	$2.50 \cdot 10^5$	0.99
17	10.5%	0.45	2.01	0.13	2.56	$6.00 \cdot 10^5$	0.51
18	10.5%	0.20	0.79	0.16	2.98	$11.3 \cdot 10^5$	0.23
19	10.5%	0.93	0.40	0.21	—	—	—

Примечание.  $h_{imp}$  — толщина ударника,  $h_s$  — толщина образца,  $\sigma_{HEL}$  — динамический предел упругости,  $\sigma_{sp}$  — откольная прочность,  $\dot{V}/V_0$  — скорость деформирования перед разрушением при растяжении,  $h_{sp}$  — толщина откольной пластины

что предварительная деформация монокристаллов ведет к небольшому росту этого времени.

На сохранившемся после ударного сжатия образце монокристалла 0.6% толщиной 2 mm был выполнен фрактографический анализ поверхности в зоне откола. Исследования проведены на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Zeiss SUPRA 25 с разрешением 1.7 nm при 15 kV. На рис. 5 представлена поверхность разрушения монокристалла алюминия. В наших экспериментальных условиях механизм динамического разрушения алюминия заключается в зародышеобразовании, росте и слиянии пустот, которые в данном случае представляют собой поры примерно одинакового размера с резкими краями, как это видно на изображениях. Распределение пор по объему достаточно равномерное. Поверхность разрушения характеризуется наличием сети гребней и сферических углублений в форме чашки и конуса. Отчетливо видны сформировавшиеся в результате быстрого растяжения материала полости неправильной формы размером 20–30  $\mu\text{m}$ . Такой характер разрушения определяет высокое сопротивление монокристалла высокоскоростному растяжению — высокую откольную прочность.

На рис. 6 показана зависимость величины разрушающего напряжения при отколе в монокристаллах алюминия [100] в различном состоянии от скорости деформирования. Под скоростью деформирования здесь подразумевается расширение вещества в волне разреже-

ния, которая определяется как

$$\frac{\dot{V}}{V_0} = -\frac{\dot{u}_{fsr}}{2c_b},$$

где  $\dot{u}_{fsr}$  — измеренная скорость спада скорости свободной поверхности испытуемого образца в разгрузочной части импульса ударного сжатия. Для сравнения полученные значения сравниваются со значениями для монокристалла Al [100] [9] и высокочистым алюминием 99.999% [35].

Результаты выполненных измерений откольной прочности монокристаллов Al [100] демонстрируют ее сильное возрастание с увеличением скорости растяжения и в целом согласуются с опубликованными ранее результатами [9]. Из рис. 6 видно, что как в случае исходного материала, так и после предварительной деформации зависимость откольной прочности от скорости деформирования однообразна, влияние предварительной деформации на изменение величины разрушающих напряжений практически отсутствует. Большую роль при динамическом разрушении играет механизм роста пор за счет локальных сдвигов с образованием дислокационных петель [36]. Вероятность возникновения полостей на дефектах велика. Рост дефектной структуры в объеме должен приводить к значительному уменьшению размеров критического зародыша и соответственно к выигрышу в энергии при его образовании, что должно приводить к уменьшению откольной прочности. Однако варьирование дефектов в монокристалле не столь зна-

чительно влияет на откольную прочность, как наличие границ зерен в алюминии высокой чистоты 99.999%.

В табл. 3 представлены суммированные данные параметров экспериментов и результаты измерений динамического предела упругости и откольной прочности, рассчитанные на основании экспериментальных волновых профилей.

## Заключение

Путем регистрации и последующего анализа полных волновых профилей проведены измерения динамического предела упругости и откольной прочности высокочистого монокристалла алюминия в исходном (недеформированном) состоянии и после предварительного деформирования осадкой на 0.6, 5.5 и 10.5% при ударном сжатии в направлении [100] не более 4 ГПа. Для всех типов образцов монокристаллического алюминия независимо от степени предварительной деформации наблюдается затухание динамического предела упругости, причем скорость затухания тем меньше, чем больше степень деформирования образцов. Рост деформации ведет к уменьшению количества активных систем скольжения, увеличивая напряжение сдвига. Совокупность этих факторов приводит к росту динамического предела упругости. По измеренным значениям построены кривые затухания динамического предела упругости и определены коэффициенты степенных зависимостей и напряжения пластического течения для недеформированных и деформированных монокристаллических образцов алюминия. Откольная прочность монокристаллического алюминия практически не зависит от исходного состояния (степени предварительной деформации) образцов и сильно зависит от скорости деформирования образцов перед откольным разрушением. Проведенный с помощью электронной микроскопии металлографический анализ зоны откола сохраненных образцов показал, что разрушение монокристаллов алюминия инициируется зарождением микропор неправильной формы, равномерно распределенных по объему образца независимо от степени деформации образцов.

## Финансирование работы

Работа выполнена в рамках НИР № 17706413348210001390/226/3462-Д от 22.06.2021, а также в рамках государственного задания АААА-А19-119071190040-5 с использованием оборудования Московского регионального взрывного центра коллективного пользования РАН. Подготовка образцов проводилась в рамках выполнения государственного задания № 075-00460-21-00 в ОИВТ РАН. Рентгеноструктурный анализ проведен в ИФМ УрО РАН (тема „Структура“ № 122021000033-2).

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] G.T. Gray III, C.E. Morris. *J. Physique IV*, **01** (C3), 191 (1991). DOI: 10.1051/jp4:1991325
- [2] G.T. Gray III, J.C. Huang. *Mater. Sci. Eng. A*, **145**, 21 (1991). DOI: 10.1016/0921-5093(91)90292-U
- [3] J.T. Lloyd, J.D. Clayton, R. Becker, D.L. McDowell. *Intern. J. Plasticity*, **60**, 118 (2014). DOI: 10.1016/j.jplas.2014.04.012
- [4] G.R. Fowles. *J. Appl. Phys.*, **32**, 1475 (1961). DOI: 10.1063/1.1728382
- [5] C.L. Williams, C.Q. Chen, K.T. Ramesh, D.P. Dandekar. *J. Appl. Phys.*, **114**, 093502 (2013). DOI: 10.1063/1.4817844
- [6] J.C.F. Millett, N.K. Bourne, M.Q. Chu, I.P. Jones, G.T. Gray, G. Appleby-Thomas. *J. Appl. Phys.*, **108** (7), 073502 (2010). DOI: 10.1063/1.3490135
- [7] G.V. Garkushin, G.I. Kanel, A.S. Savinykh, S.V. Razorenov. *Int. J. Fract.*, **197**, 185 (2016). DOI: 10.1007/s10704-016-0074-1
- [8] G.D. Owen, D.J. Chapman, G. Whiteman, S.M. Stirk, J.C.F. Millett, S. Johnson. *J. Appl. Phys.*, **122**, 155102 (2017). DOI: 10.1063/1.4999559
- [9] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, K. Baumung, J. Singer. *J. Appl. Phys.*, **90** (1), 136 (2001). DOI: 10.1063/1.1374478
- [10] H. Huang, J.R. Asay. *J. Appl. Phys.*, **100**, 043514 (2006). DOI: 10.1063/1.2266234
- [11] H. Huang, J.R. Asay. *J. Appl. Phys.*, **101**, 063550 (2007). DOI: 10.1063/1.2655571
- [12] J. Millett, G. Gray III, G. Whiteman, S. Fensin, G. Owen. *EPJ Web Conf.*, **183**, 02010 (2018). DOI: 10.1051/epjconf/201818302010
- [13] D.V. Lychagin. *Phys. Mesomech.*, **9** (3), 95 (2006).
- [14] Л.А. Теплякова, Д.В. Лычагин, И.В. Беспалова. *Физ. мезомех.*, **7** (6), 63 (2004).
- [15] Л.А. Теплякова, Д.В. Лычагин, И.В. Беспалова. *Физ. мезомех.*, **9** (2), 63 (2006).
- [16] J.C.F. Millett, D.L. Higgins, G. Whiteman, B. Pang, Y.-L. Chiu, I.P. Jones. *AIP Conf. Proceed.*, **1979**, 060004 (2018). DOI: 10.1063/1.5044801
- [17] J.C.F. Millett, G. Whiteman, N.T. Park, S. Case, N.K. Bourne. *J. Appl. Phys.*, **113**, 233502 (2013). DOI: 10.1063/1.4810896
- [18] E.B. Zaretsky, G.I. Kanel. *J. Appl. Phys.*, **115**, 243502 (2014). DOI: 10.1063/1.4885047
- [19] G.I. Kanel, G.V. Garkushin, A.S. Savinykh, S.V. Razorenov, I.V. Paramonova, E.B. Zaretsky. *J. Appl. Phys.*, **131**, 095903 (2022). DOI: 10.1063/5.0082267
- [20] Г.И. Канель, Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных, С.В. Разоренов. *ЖЭТФ*, **154** (2), 392 (2018). DOI: 10.1134/S0044451018080175 [G.I. Kanel, G.V. Garkushin, A.S. Savinykh, S.V. Razorenov. *J. Experiment. Theor. Phys.*, **127** (2), 337 (2018). DOI: 10.1134/S1063776118080022]
- [21] А.С. Савиных, Г.В. Гаркушин, С.В. Разоренов. *ЖЭТФ*, **161** (6), 825 (2022). DOI: 10.31857/S0044451022060050 [A.S. Savinykh, G.V. Garkushin, S.V. Razorenov. *J. Experiment. Theor. Phys.*, **134** (6) 701 (2022). DOI: 10.1134/S1063776122050053]



- [22] E.B. Zaretsky, N. Frage, S. Kalabukhov, A.S. Savinykh, G.V. Garkushin, S.V. Razorenov. *J. Appl. Phys.*, **131**, 215905 (2022). DOI: 10.1063/5.0092904
- [23] L.M. Barker, R.E. Hollenbach. *J. Appl. Phys.*, **43**, 4669 (1972). DOI: 10.1063/1.1660986
- [24] G.K. Williamson, R.E. Smallman. *Philosophical Magazine: A J. Theor. Experiment. Appl. Phys.*, **1**(1), 34 (1956). DOI: 10.1080/14786435608238074
- [25] R. Jenkins, R.L. Snyder. *Introduction to X-ray Powder Diffractometry* (John Wiley and Sons, Inc, 1996). DOI: 10.1002/9781118520994
- [26] H. Adachi, Y. Miyajima, M. Sato, N. Tsuji. *Mater. Transactions*, **56** (5), 671 (2015). DOI: 10.2320/matertrans.L-M2015803
- [27] С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. *Рентгенографический и электронно-оптический анализ* (МИСИС, М., 2002)
- [28] E.B. Zaretsky, G.I. Kanel. *J. Appl. Phys.*, **112**, 073504 (2012). DOI: 10.1063/1.4755792
- [29] R.A. Austin. *J. Appl. Phys.*, **123**, 035103 (2018). DOI: 10.1063/1.5008280
- [30] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, V.E. Fortov. *Shock-Wave Phenomena and the Properties of Condensed Matter* (Springer, NY, 2004)
- [31] Г.В. Гаркуши, Г.И. Канель, С.В. Разоренов. *ФТТ*, **52**(11), 2216 (2010). [G.V. Garkushin G.I. Kanel, S.V. Razorenov. *Physics Solid State*, **52**(11), 2369 (2010). DOI: 10.1134/S1063783410110247]
- [32] J.M. Winey, B.M. LaLone, P.B. Trivedi, Y.M. Gupta. *J. Appl. Phys.*, **106**, 073 508 (2009). DOI: 10.1063/1.3236654
- [33] T.E. Arvidsson, Y.M. Gupta, G.E. Duvall. *J. Appl. Phys.*, **46**, 4474 (1975). DOI: 10.1063/1.321423
- [34] Г.И. Канель. *ПМТФ*, **42** (2), 194 (2001). [G.I. Kanel. *J. Appl. Mechan. Tech. Phys.*, **42**, 358 (2001). DOI: 10.1023/A:1018804709273]
- [35] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.V. Utkin, K. Baumung, H.U. Karov, V. Licht. *AIP Conf. Proc.*, **309** (2) 1043 (1994). DOI: 10.1063/1.46273
- [36] J. Belak. *J. Computer-Aided Materials Design*, **5** (2), 193 (1998). DOI: 10.1023/A:1008685029849