

# ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ И НАЧАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОМУ ДЕФОРМИРОВАНИЮ АРМКО-ЖЕЛЕЗА В УДАРНЫХ ВОЛНАХ И ВОЛНАХ РАЗРЕЖЕНИЯ

A. C. Савиных\*, Г. В. Гаркушин, С. В. Разоренов

Институт проблем химической физики Российской академии наук  
142432, Черноголовка, Московская обл., Россия

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

Поступила в редакцию 6 декабря 2021 г.,  
после переработки 19 января 2022 г.  
Принята к публикации 19 января 2022 г.

Проведены измерения эволюции упруго-пластических волн ударного сжатия и разгрузки в Армко-железе в отожженном состоянии и после предварительной деформации сжатием на 0.6 % и 5.5 % и его откольной прочности в диапазоне давлений 2–9 ГПа при комнатной и повышенной до 600 °C температуре. Показано, что предварительная деформация 0.6 % и 5.5 % приводит к существенному уменьшению динамического предела текучести и незначительному увеличению откольной прочности. Получены зависимости скорости деформирования в пластической ударной волне и откольной прочности от скорости деформирования в волне разрежения для всех исследованных состояний Армко-железа.

DOI: 10.31857/S0044451022060050

EDN: DUKXEI

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Высокоскоростное пластическое деформирование твердых тел при длительностях нагрузки порядка микросекунды или менее осуществляется ударом пластины, взрывом, или воздействием мощного импульсного лазера [1–3]. Для анализа импульсов одномерного сжатия, генерируемых в образце исследуемого материала, проводится регистрация профилей массовой скорости  $u(t)$  или скорости свободной поверхности  $u_{fs}(t)$  от времени  $t$ . Как правило, при ударном нагружении упруго-пластического материала происходит расщепление волны сжатия с выделением упругого предвестника. Максимальное напряжение в упругой волне сжатия — упругом предвестнике пропорционально величине предела текучести материала при соответствующей скорости деформации. Формирование упругого пред-

вестника наблюдается также в волне разгрузки из ударно-сжатого состояния материала после некоторой предшествующей деформации в пластической волне сжатия. В работе [4] предложен способ оценки предела текучести ударно-сжатого материала по измеренному единичному профилю скорости свободной поверхности. В работах [5–7] способ оценки предела текучести ударно-сжатого материала апробирован на алюминии, меди и титане при комнатной и повышенной температурах.

В ударно-волновых экспериментах с железом, имеющим ОЦК-структуру, с ростом начальной температуры образцов регистрируется падение динамического предела текучести [8–11] в отличие от металлов со структурой ГЦК [12–15] и ГПУ [16,17], у которых обнаружено его аномальное возрастание. Аномальное поведение при росте начальной температуры металлов со структурой ГЦК и ГПУ также проявляется в увеличении времени возрастания скорости свободной поверхности в пластической ударной волне, т. е. времени релаксации напряжений или характерной вязкости материала. Кроме того, на вели-

\* E-mail: savas@fincp.ac.ru

чину динамического предела текучести влияет увеличение плотности дислокаций, связанное, например, с пластической деформацией материала. Так, в работе [18] предварительная пластическая деформация титана BT1-0 0.6 % радикально изменила кинетику деформирования и понизила величину динамического предела текучести. В работе [19] показано, что предел текучести алюминия в зависимости от увеличения плотности дислокаций увеличивается на полтора порядка. Эксперименты с медью M1 и аустенитной нержавеющей сталью [20] показали рост динамического предела текучести и откольной прочности с увеличением плотности дислокаций при ударно-волновом нагружении.

Откольная прочность железа и стали при повышенных начальных температурах до 1000 К изменилась в работах [21, 22], где было показано, что с ростом температуры откольная прочность убывает.

С целью изучения влияния предварительной деформации и связанное с ней увеличение плотности дислокаций проведены измерения откольной прочности, напряжений пластического течения в процессе ударного сжатия и при разгрузке из ударно-сжатого состояния Армко-железа при комнатной и повышенной температурах, а также в отожженном состоянии и в состоянии после предварительной деформации сжатия. Данная информация будет полезной для построения детальных физических моделей и определяющих соотношений о поведении материалов при сжатии и разгрузке из ударно-сжатого состояния [23, 24].

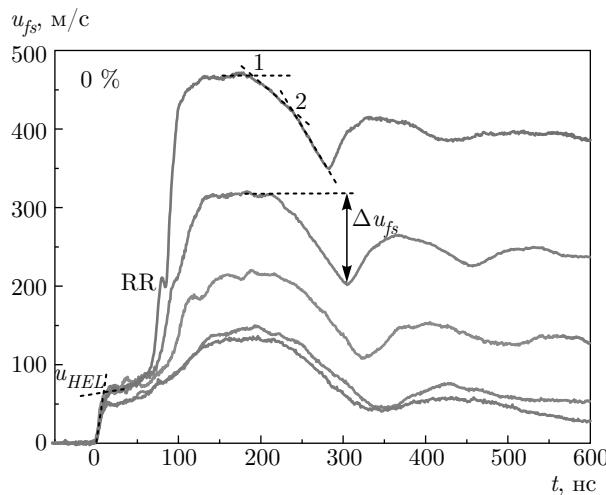
## 2. МАТЕРИАЛ И ПОСТАНОВКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Эксперименты проведены с образцами Армко-железа толщиной  $2 \pm 0.01$  мм, имеющими форму прямоугольных плоскопараллельных пластин размером  $13 \times 22$  мм<sup>2</sup>. Для снятия деформационного упрочнения заготовки образцы диаметром 100 мм предварительно отжигались в вакууме при температуре 700 °C в течение двух часов. После отжига материал остывал вместе с печью. Кроме того, отжиг проводился для того, чтобы материал имел одну и ту же структуру в экспериментах при комнатной и повышенной до 600 °C температурах. После отжига из одной заготовки с помощью электроэррозионного метода вырезались образцы, две другие до изготовления образцов предварительно подвергались деформационной осадке на 0.6 % и 5.5 %. Образцы шлифовались и

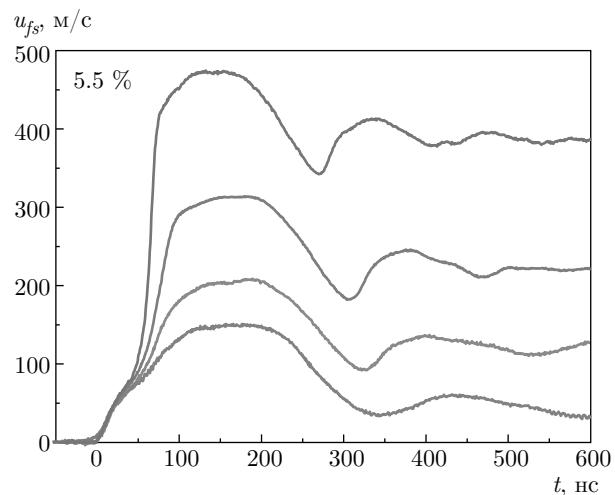
полировались для обеспечения необходимой отражательной способности в экспериментах с лазерным интерферометром. Плотность образцов, измеренная методом гидростатического взвешивания, составила  $\rho_0 = 7.880$  г/см<sup>3</sup>. Измеренная продольная скорость звука  $c_l$  для образцов после отжига составила  $5883 \pm 10$  м/с, после деформационной осадки 0.6 % и 5.5 % соответственно  $5772 \pm 10$  м/с и  $5675 \pm 10$  м/с. Эти измерения косвенно указывают на увеличение концентрации деформационных дефектов в объеме деформированного материала. Для обработки экспериментальных данных при комнатной температуре использовалась ударная адиабата Армко-железа в виде  $U_S = 4.63 + 1.33u_p$ . Эксперименты при повышенной до 600 °C температуре проводились только с недеформированными образцами. При их обработке использовалась ударная адиабата в виде  $U_S = 4.314 + 1.33u_p$ . Значения объемной скорости звука  $c_b$  при температуре 600 °C (первый член ударной адиабаты), плотности  $\rho_0 = 7.68$  г/см<sup>3</sup> и продольной скорости звука  $c_l = 5441$  м/с получены с использованием данных [25].

Эксперименты по ударно-волновому нагружению образцов проводились с использованием пневматической пушки калибром 50 мм. Скорость ударников измерялась электроконтактными датчиками и составила  $155 \pm 10$  м/с,  $244 \pm 10$  м/с,  $335 \pm 10$  м/с и  $490 \pm 10$  м/с. Для предотвращения прогиба в процессе разгона ударники, изготовленные из меди толщиной 0.47 мм и диаметром 48 мм, наклеивались на диск из полиметилметакрилата толщиной 5 мм, располагаемый на торце метаемого алюминиевого цилиндрического снаряда. Предварительный нагрев образцов примерно до 600 °C осуществлялся с помощью резистивных нагревателей, размещенных у тыльной стороны образца. Контроль температуры осуществлялся с помощью двух хромель-алюмелевых термопар, установленных на торцевых поверхностях образца. Скорость нагрева составляла около 1 °C/с, разница показаний термопар не превышала 2–3 °C. Максимальное давление ударного сжатия в железе при комнатной температуре и скорости ударника  $490 \pm 10$  м/с не превышало 9.2 ГПа, что ниже  $\alpha$ - $\varepsilon$ -фазового превращения, наблюдающегося примерно при 13 ГПа [10, 26, 27]. При начальной температуре образца 600 °C и скорости ударника  $335 \pm 10$  м/с максимальное давление сжатия составило 5.9 ГПа, что ниже  $\alpha$ - $\varepsilon$ -фазового превращения, проходящего при температуре 630 °C при давлении 8 ГПа [9].

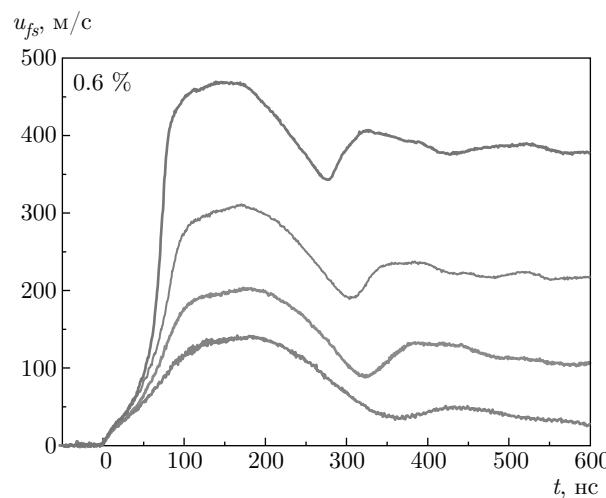
Информацию о сопротивлении образцов Армко-железа высокоскоростному деформированию и



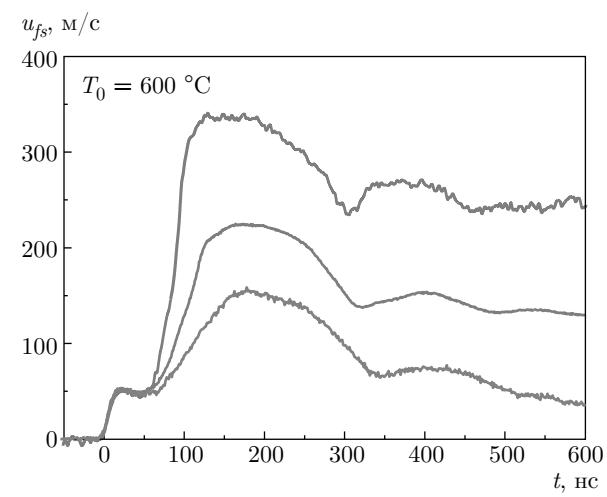
**Рис. 1.** Профили скорости свободной поверхности образцов Армко-железа толщиной 2 мм после отжига при нагружении медным ударником толщиной 0.47 мм со скоростями (снизу вверх)  $155 \pm 10$  м/с,  $244 \pm 10$  м/с,  $335 \pm 10$  м/с и  $490 \pm 10$  м/с



**Рис. 3.** Профили скорости свободной поверхности образцов Армко-железа толщиной 2 мм после деформационной осадки 5.5 % при нагружении медным ударником толщиной 0.47 мм со скоростями (снизу вверх)  $155 \pm 10$  м/с,  $244 \pm 10$  м/с,  $335 \pm 10$  м/с и  $490 \pm 10$  м/с



**Рис. 2.** Профили скорости свободной поверхности образцов Армко-железа толщиной 2 мм после деформационной осадки 0.6 % при нагружении медным ударником толщиной 0.47 мм со скоростями (снизу вверх)  $155 \pm 10$  м/с,  $244 \pm 10$  м/с,  $335 \pm 10$  м/с и  $490 \pm 10$  м/с



**Рис. 4.** Профили скорости свободной поверхности образцов Армко-железа толщиной 2 мм при температуре  $600$  °С при нагружении медным ударником толщиной 0.47 мм со скоростями (снизу вверх)  $155 \pm 10$  м/с,  $244 \pm 10$  м/с и  $335 \pm 10$  м/с

разрушению получали из регистрации и анализа эволюции (формоизменения) волны сжатия при ее распространении по образцу. Во всех экспериментах регистрировалась скорость свободной поверхности образца как функция времени  $u_{fs}(t)$  в процессе выхода на поверхность волн сжатия. Измерения проводились с использованием лазерного доплеровского интерферометрического измерителя скоп-

рости VISAR [28] с временным разрешением примерно 1–1.5 нс.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИЙ

На рис. 1–4 представлены профили скорости свободной поверхности образцов Армко-железа после предварительной деформационной осадки

0.6 % и 5.5 % и при температуре 600 °С. На всех профилях фиксируется выход на поверхность упругого предвестника с амплитудой  $u_{HEL}$  и затем пластической волны сжатия. После достижения максимальных значений скорости свободной поверхности регистрируется выход на поверхность волны разрежения и процессы, связанные с откольным разрушением образца. Поскольку соотношение толщины ударника и образца в этих экспериментах составляло около 1/4, затухание ударной волны на этих толщинах образцов не происходит, волна имеет трапециевидную форму с плато при максимальной скорости, а регистрируемое время между выходом на поверхность пластической волны и выходом волны разгрузки от тыльной стороны ударника составляет примерно 100 нс. На рис. 1 видно, что в пластической волне сжатия фиксируется небольшой скачок скорости в виде ступеньки RR, которая является следствием отражения упругого предвестника от свободной поверхности и взаимодействия образовавшейся отраженной упругой волны разгрузки с пластической ударной волной. Такое формирование переотраженной упругой волны наблюдается не у всех материалов и связано с релаксационными свойствами материала в состоянии перед пластической ударной волной, более детальный анализ этого явления можно найти в работе [29]. В экспериментах с деформированными образцами и при начальной температуре образцов 600 °С выход на свободную поверхность переотраженной упругой волны не регистрируется.

Сравнение волновых профилей показывает, что с увеличением предварительной деформационной осадки и повышением начальной температуры форма и амплитуда упругого предвестника (см. рис. 1–4) значительно изменяются. В экспериментах при комнатной температуре с образцами после отжига регистрируется отчетливо выраженная упругая волна сжатия с волновым фронтом 8–10 нс. Амплитуда упругого предвестника составляет  $u_{HEL} = 67$  м/с за исключением экспериментов со скоростью удара  $155 \pm 10$  м/с, когда ее величина была несколько ниже —  $u_{HEL} = 49$  м/с. В экспериментах с другими исходными состояниями Армко-железа зависимости амплитуды упругого предвестника от давления ударного сжатия не выявлено. В опытах с образцами после деформационной осадки на 0.6 % наблюдается уменьшение амплитуды упругого предвестника до  $u_{HEL} = 29$  м/с и значительное увеличение времени нарастания параметров в упругой волне. Деформационная осадка 5.5 % приводит к росту амплитуды упругого пред-

**Таблица.** Динамический предел упругости и динамический предел текучести Армко-железа в различных состояниях

Состояние материала	$\sigma_{HEL}$ , ГПа	$\sigma_T$ , ГПа
Отжиг	1.54	0.88
Отжиг, 600 °С	0.99	0.55
Осадка 0.6 %	0.65	0.35
Осадка 5.5 %	1.17	0.59

вестника в сравнении с образцами, подвергнутыми деформационной осадке 0.6 %, до  $u_{HEL} = 52$  м/с. Нагрев образцов до 600 °С уменьшает амплитуду упругого предвестника до 48 м/с.

По измеренной амплитуде упругого предвестника определяется динамический предел упругости материала HEL (Hugoniot elastic limit):  $\sigma_{HEL} = 0.5u_{HEL}\rho_0 c_l$ , который связан при этих условиях нагружения с динамическим пределом текучести соотношением

$$\sigma_T = \frac{3}{2} \sigma_{HEL} \left( 1 - \frac{c_b^2}{c_l^2} \right). \quad (1)$$

Рассчитанные таким образом параметры упруго-пластического перехода в Армко-железе представлены в таблице. В таблице представлены средние значения по трем или четырем экспериментам, проведенным при различных давлениях. Наибольшие значения динамического предела текучести у отожженного Армко-железа можно объяснить наименьшим значением плотности дислокаций. Предварительная деформация до 0.6 % увеличивает плотность подвижных дислокаций и приводит к значительному уменьшению регистрируемого динамического предела текучести. Увеличение предварительной деформации образцов до 5.5 % приводит к еще большей плотности дислокаций, когда подвижные дислокации начинают блокировать друг друга, что проявляется в увеличении регистрируемого предела текучести по сравнению с образцами после предварительной деформации 0.6 %.

На профилях скорости свободной поверхности, представленных на рис. 1–4, не наблюдается четкого выделения упругого предвестника конечной амплитуды при разгрузке. Вместо этого регистрируется квазиупругая волна разгрузки, в которой скорость распространения возмущения плавно уменьшается от продольной скорости звука  $c_l$  до скорости звука  $c_b$ , соответствующей объемной сжимаемости ма-

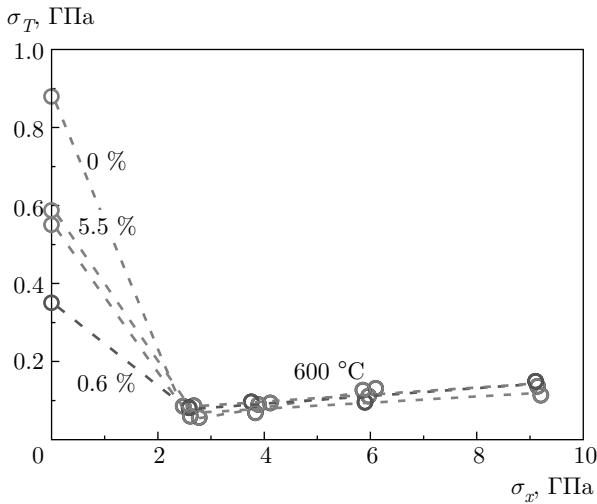


Рис. 5. Результаты расчета предела текучести Армко-железа в упругом предвестнике и в ударно-сжатом состоянии в волне разгрузки после отжига после предварительной деформации 0.6 % и 5.5 % и при повышенной температуре

териала. В работах [4, 5] предложен и реализован упрощенный способ оценки напряжения пластического течения при разгрузке. Данный способ оценки основан на приближении простой волны и включает аппроксимацию квазиупругой части волны прямой линией 1–2, как показано на рис. 1, предположение о постоянстве коэффициента Пуассона и линейное соотношение между скоростью звука в лагранжевых координатах и массовой скоростью. Разность в величинах сдвиговых напряжений, соответствующих значениям массовой скорости на фронте квазиупругой волны разгрузки  $u_{p1}$  (точка 1 на рис. 1) и в ее конце  $u_{p2}$  (точка 2) в приближении простой волны описывается соотношением [30]

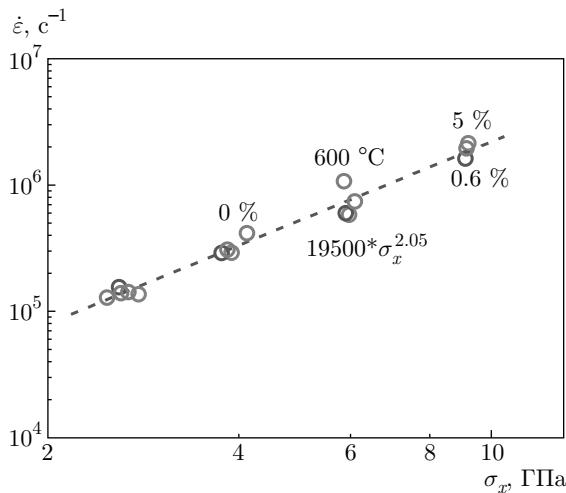
$$\tau(u_{p1}) - \tau(u_{p2}) = \frac{3}{4} \rho_0 \int_{u_{p2}}^{u_{p1}} [a^2(u_p) - a_b^2(u_p)] \frac{du_p}{a(u_p)}, \quad (2)$$

где  $a$  — скорость распространения возмущений в квазиупругой волне в координатах Лагранжа (т. е. отнесена к начальной плотности материала  $\rho_0$ ),  $a_b$  — объемная скорость звука.

Соотношение (2) фактически определяет предел текучести ударно-сжатого материала, так как при разгрузке из ударно-сжатого состояния сдвиговое напряжение переходит через нуль и выходит на напряжение пластического течения с обратным знаком. На рис. 5 значение пределов текучести в упругом предвестнике, рассчитанные с помощью соотно-

шения (1), сопоставлены со значениями напряжения пластического течения в волне разгрузки, полученными из анализа ее квазиупругой части. На рисунке видно, что наблюдается резкое уменьшение предела текучести непосредственно за ударной волной для всех исследованных состояний, включая эксперименты при температуре 600 °C. Причиной такого падения предела текучести Армко-железа за ударной волной является пластическая деформация при сжатии в ударной волне. Полученные значения напряжения пластического течения за ударной волной практически не зависят от исходного состояния материала и находятся в диапазоне 50–80 МПа при 2.5 ГПа. Подобное падение предела текучести было зарегистрировано для титанового сплава ВТ1-0 в работе [7]. В данной работе получено десятикратное уменьшение предела текучести ударно-сжатого отожженного и предварительно деформированного до 5.5 % Армко-железа. В экспериментах с предварительной деформацией 0.6 % и начальной температурой 600 °C наблюдалось уменьшение предела текучести в ударно-сжатом состоянии соответственно в 4 и 8 раза. С ростом давления имеет место возрастание предела текучести ударно-сжатого Армко-железа во всех исследованных состояниях. Возрастание предела текучести как отожженных, так и предварительно деформированных образцов и образцов Армко-железа при температуре 600 °C приблизительно одинаково и объясняется как непосредственно действием давления, так и деформационным упрочнением.

По измеренным профилям скорости свободной поверхности, представленных на рис. 1–4, определялись максимальные скорости сжатия в пластических ударных волнах. На рис. 6 показаны результаты оценки скорости сжатия в зависимости от максимального напряжения сжатия  $\sigma_x$  на «плато» за пластической ударной волной для Армко-железа в отожженном и предварительно деформированном до 0.6 % и 5.5 % состояниях и при повышенной до 600 °C температуре. Скорость сжатия определялась как  $\dot{\varepsilon}_x = \dot{u}_{fs}/2U_S$ , где  $\dot{u}_{fs}$  — максимальное ускорение поверхности в пластической ударной волне,  $U_S$  — скорость распространения пластической ударной волны. Предполагалось, что пластическая ударная волна стационарна или близка к стационарности. Как видно на рисунке, с ростом давления ударного сжатия в пластической волне для всех исследованных состояний Армко-железа скорость сжатия изменяется подобным образом и может быть описана степенной зависимостью от давления  $\dot{\varepsilon}_x = A(\sigma_{peak}/\sigma_0)^\beta$  ( $\sigma_0 = 1$  ГПа). Для Армко-же-



**Рис. 6.** Зависимость скорости сжатия Армко-железа в пластической ударной волне от конечного напряжения сжатия за волной. Представлены данные для отожженного, предварительно деформированного до 0.6 % и 5.5 % и при начальной температуре 600 °С. Аппроксимационная прямая построена для Армко-железа после отжига

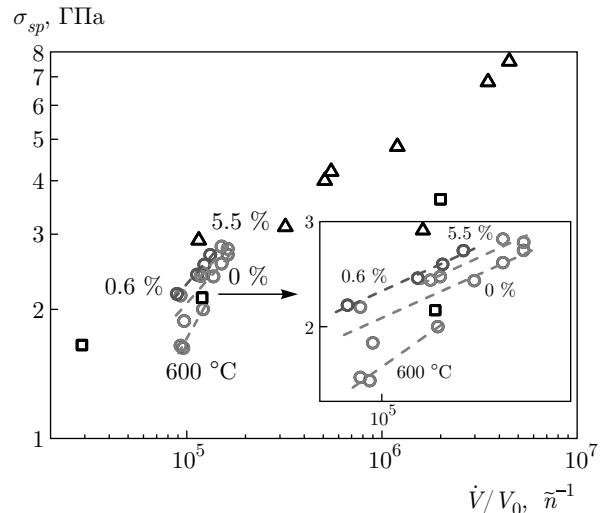
леза после отжига в диапазоне давлений 2–9 ГПа коэффициент  $\beta = 2.05$ , а  $A = 19500$ . Для предварительно деформированных состояний и при повышенных температурах коэффициенты  $\beta$  и  $A$  изменяются незначительно.

После отражения импульса сжатия от свободной поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, в результате чего инициируется его разрушение — откол. Декремент скорости поверхности  $\Delta u_{fs}$  (рис. 1) при ее убывании от максимума до значения перед фронтом откольного импульса пропорционален величине разрушающего напряжения — откольной прочности материала. В линейном (акустическом) приближении откольная прочность материала рассчитывается как

$$\sigma_{sp} = \frac{1}{2} \rho_0 c_b (\Delta u_{fs} + \delta), \quad (3)$$

где  $\delta$  — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скоростей упругого фронта откольного импульса и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним [31].

На рис. 7 представлены зависимости откольной прочности Армко-железа от скорости деформирования в различных начальных состояниях. Расчет откольной прочности осуществлялся с помощью соотношения (3). Скорость деформирования в волне разрежения рассчитывалась как  $\dot{V}/V_0 = \dot{u}_{fsr}/2c_b$  [3], где  $\dot{u}_{fsr}$  — измеренная скорость уменьшения скорости свободной поверхности испытуемого образца



**Рис. 7.** Зависимость откольной прочности Армко-железа после отжига, после деформационной осадки 0.6 % и 5.5 % и при начальной температуре 600 °С от скорости деформирования в волне разрежения падающего импульса сжатия. На рисунке представлены данные [32] для монокристаллического железа (треугольники) и Армко-железа в состоянии поставки (квадраты)

в разгрузочной части импульса ударного сжатия. На рис. 7 видно, что полученные данные согласуются с ранними измерениями откольной прочности монокристаллов железа и Армко-железа в состоянии поставки при давлениях не превышающих давление фазового превращения  $\alpha\rightarrow\epsilon$  [32]. Представленные значения откольной прочности монокристаллов железа лежат выше, чем измеренные для поликристаллов в данной работе, что объясняется практически бездефектной структурой монокристалла. В работе [32] варьирование скорости деформирования проводилось изменением толщины образца и ударника, но при одном давлении. В данной работе толщина образцов и ударников не менялась, изменялась только максимальное давление. С ростом максимального давления увеличивалась скорость деформирования в волне разгрузки. Судя по наклонам зависимостей откольной прочности от скорости деформирования отожженного и деформированного Армко-железа в сравнении с Армко-железом в состоянии поставки [32] и монокристаллическим железом [32], в скорость роста откольной прочности от скорости деформирования вносит существенный вклад увеличение давления. Подобные измерения откольной прочности от давления проводились для титанового сплава [33] и стали [34], где были выявлены более крутые зависимости откольной прочности от скорости деформирования от давления в

сравнении с зависимостью от откольной прочности от скорости деформирования при одном давлении.

На вставке рис. 7 видно, что наименьшие значения откольной прочности реализуются у образцов Армко-железа после отжига. Максимальные значения откольной прочности среди исследованных состояний регистрируются у образцов после предварительной деформации 0.6 %. Рост значений откольной прочности в сравнении с отожженным материалом при тех же скоростях деформирования составил примерно 10 %. Значения откольной прочности после предварительного деформирования 5.5 % расположены между отожженным материалом и после предварительной деформации 0.6 %. Поскольку механизмом откольного разрушения пластического материала является зарождение и рост микротрешин или пор [35], то возможно, что при повышенной плотности дислокаций, наведенных в результате предварительной деформации, они начинают блокировать друг друга, тем самым образование пор в плоскости откола инициируется при более высоких растягивающих напряжениях.

#### 4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены измерения эволюции упруго-пластических волн ударного сжатия и разгрузки Армко-железа в отожженном и предварительно деформированном до 0.6 % и 5.5 % состояниях в диапазоне давлений 2–9 ГПа. Показано, что предварительная пластическая деформация 0.6 % значительно понижает величину динамического предела текучести и в то же время незначительно увеличивает откольную прочность Армко-железа. При росте предварительной деформации до 5.5 % образцы демонстрируют промежуточные значения динамического предела текучести и откольной прочности между отожженным состоянием и после предварительной деформации 0.6 %. Изменение начальной плотности дислокаций практически не повлияло на скорость сжатия в пластической ударной волне и на предел текучести ударно-сжатого материала. При разгрузке от 2.5 ГПа как в отожженном состоянии, так и после предварительной пластической деформации 0.6 % и 5.5 % наблюдалось резкое падение динамического предела текучести до значений примерно 70 МПа. При дальнейшем росте давления до 9 ГПа регистрировалось незначительное увеличение динамического предела текучести ударно-сжатого Армко-железа, которое можно связать с деформационным упрочнением

и действием давления. Увеличение начальной температуры образцов Армко-железа до температуры 600 °С ожидаемо привело к уменьшению его динамического предела текучести и откольной прочности. Динамический предел текучести ударно-сжатого Армко-железа при температуре 600 °С с ростом давления меняется так же, как и в отожженном материале при комнатной температуре. Не выявлено влияние амплитуды ударного сжатия на динамический предел упругости и текучести во всех исследованных состояниях Армко-железа, за исключением экспериментов с отожженным материалом при наименьшем давлении. Регистрируется незначительный рост откольной прочности с увеличением давления во всех исследованных начальных состояниях Армко-железа. Наибольшие значения откольной прочности получены у образцов после предварительной деформации 0.6 %.

**Финансирование.** Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 19-02-00416А), а также в рамках Госзадания, номер госрегистрации AAA-A19-119071190040-5. Эксперименты проведены с использованием оборудования Московского регионального взрывного центра коллективного пользования Российской академии наук.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Я. Б. Зельдович, Ю. П. Райзер, *Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений*, Наука, Москва (1966).
2. Г. И. Канель, Е. Б. Зарецкий, С. В. Разоренов и др., УФН **187**, 525 (2017).
3. Г. И. Канель, *Ударные волны в физике твердого тела*, Физматлит, Москва (2018).
4. Г. И. Канель, А. С. Савиных, Доклады РАН. Физика, технические науки **490**, 29 (2020).
5. G. I. Kanel, A. S. Savinikh, G. V. Garkushin et al., J. Appl. Phys. **127**, 035901 (2020).
6. G. I. Kanel, A. S. Savinikh, G. V. Garkushin et al., J. Appl. Phys. **128**, 115901 (2020).
7. Г. И. Канель, А. С. Савиных, Г. В. Гаркушин и др., ЖЭТФ **159**, 524 (2021).
8. B. Gurrutxaga-Lerma, M. A. Shehadeh, D. S. Balint et al., Int. J. Plasticity **96**, 135 (2017).

9. E. B. Zaretsky and G. I. Kanel, J. Appl. Phys. **117**, 195901 (2015).
10. E. B. Zaretsky, J. Appl. Phys. **106**, 023510 (2009).
11. P. L. Hereil, J. Phys. Colloques **49**, C3-77 (1988).
12. E. B. Zaretsky and G. I. Kanel, J. Appl. Phys. **114**, 083511 (2013).
13. E. B. Zaretsky and G. I. Kanel, J. Appl. Phys. **110**, 073502 (2011).
14. H. Shu, S. Fu, X. Huang et al., J. Appl. Phys. **116**, 033506 (2014).
15. B. Zuanetti, S. D. McGrane, C. A. Bolme et al., J. Appl. Phys. **123**, 195104 (2018).
16. G. I. Kanel, G. V. Garkushin, A. S. Savinykh et al., J. Appl. Phys. **116**, 143504 (2014).
17. G. I. Kanel, S. V. Razorenov, and G. V. Garkushin, J. Appl. Phys. **119**, 185903 (2016).
18. Г. И. Канель, Г. В. Гаркушин, А. С. Савиных и др., ЖЭТФ **154**, 392 (2018).
19. М. А. Мейерс, Л. Е. Мурр, *Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов*, Металлургия, Москва (1984).
20. С. В. Разоренов, Г. В. Гаркушин, Е. Г. Астафурова и др., Физическая мезомеханика **20**, 43 (2017).
21. T. de Reseguier, E. Lescoute, and D. Loison, Phys. Rev. B **86**, 214102 (2012).
22. Zhuowei Gu, Xiaogang Jin, and Guoqing Gao, J. Mater. Sci. **35**, 2347 (2000).
23. A. E. Mayer, K. V. Khishchenko, P. R. Levashov et al., J. Appl. Phys. **113**, 193508 (2013).
24. Songlin Yao, Xiaoyang Pei, Zhanli Liu et al., Mech. Mater. **140**, 103211 (2020).
25. M. W. Guinnan and D. J. Steinberg, J. Phys. Chem. Sol. **35**, 1501 (1974).
26. D. Bancroft, E. L. Peterson, and S. Minshall, J. Appl. Phys. **27**, 291 (1956).
27. L. M. Barker and R. E. Hollenbach, J. Appl. Phys. **45**, 4872 (1974).
28. L. M. Barker and R. E. Hollenbach, J. Appl. Phys. **43**, 4669 (1972).
29. Г. И. Канель, А. С. Савиных, Г. В. Гаркушин и др., Доклады РАН. Физика, технические науки **496**, 5 (2021).
30. J. L. Brown, C. S. Alexander, J. R. Asay et al., J. Appl. Phys. **114**, 223518 (2013).
31. Г. И. Канель, ПМТФ **42**, 194 (2001).
32. S. V. Razorenov, G. I. Kanel, A. S. Savinykh et al., in Shock Compression of Condensed Matter — 2005, ed. by M. D. Furnish, M. Elert, T. P. Russell et al., AIP CP 845, 650 (2006).
33. R. L. Whelchel, D. S. Mehoke, K. A. Iyer et al., J. Appl. Phys. **119**, 115901 (2016).
34. C. Li, B. Li, J. Y. Huang et al., Mater. Sci. Eng. A **660**, 139 (2016).
35. M. A. Meyers and C. T. Aimone, Prog. Mater. Sci. **28**, 1 (1983).