

05

Влияние обратимого α – ε -фазового превращения и предварительного ударного сжатия на откольную прочность армко-железа

© Г.В. Гаркушин,^{1,2} Н.С. Наумова,³ С.А. Атрошенко,^{3,4} С.В. Разоренов^{1,2}

¹ Институт проблем химической физики РАН,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет,
634050 Томск, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН,
199178 Санкт-Петербург, Россия

⁴ Санкт-Петербургский государственный университет,
199034 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: garkushin@icp.ac.ru

(Поступило в Редакцию 22 апреля 2015 г.)

Из анализа полных волновых профилей определены значения динамических пределов упругости и откольной прочности образцов армко-железа с исходной структурой и образцов, сохраненных после их предварительного нагружения плоскими ударными волнами амплитудой 8, 17 и 35 ГПа. Измерения проводились при давлении ударного сжатия ниже и выше $\alpha \rightarrow \varepsilon$ -полиморфного превращения. Металлографический анализ структуры армко-железа показал, что в предварительно сжатых сохраненных образцах формируется развитая структура двойников внутри зерен, их концентрация и размеры увеличиваются при росте давления ударного сжатия. Откольная прочность армко-железа при ударном нагружении ниже фазового превращения возрастает примерно на 10% вследствие его предварительного деформационного двойникования при максимальном давлении ударного сжатия. Откольное разрушение образцов разной структуры при давлении ударного сжатия выше фазового превращения происходит практически при одинаковых растягивающих напряжениях. Полиморфное превращение армко-железа не оказывает заметного влияния на его прочностные характеристики.

Введение

Микроструктурные изменения в металлах при воздействии импульсных нагрузок микросекундной и субмикросекундной длительностей, возбуждаемых ударом или взрывом, давно привлекают внимание исследователей в связи с решением конкретных технических задач, связанных с их упрочнением [1]. Известно, что при высокоскоростном деформировании происходят процессы изменения существующих и образование новых структурных дефектов в материале (дислокации, двойники, микротрещины и т.д.), существенно влияющие на его упруго-пластические и прочностные характеристики. Несмотря на значительный объем литературных данных [2–7] по изучению особенностей динамического деформирования и процессов протекания $\alpha \rightarrow \varepsilon$ -фазового превращения в армко-железе при ударном нагружении различной амплитуды и длительности импульса, до настоящего времени отсутствуют данные о влиянии микроструктурных изменений в структуре армко-железа на его динамическую прочность [8]. Известно, что при ударном сжатии в армко-железе помимо роста плотности дислокаций и двойников может происходить изменение размера исходных зерен в сторону уменьшения [7] в результате полиморфного $\alpha \rightarrow \varepsilon$ -превращения при давлении ~ 13 ГПа, а также происходит изменение направления ориентации зерен [3] в направлении прохождения ударной волны. В работе [3] проведены ударно-волновые эксперименты с армко-железом при амплитудах ударного сжатия ниже превращения (6.2 и 11.3 ГПа). Отмечается изменение

плотности двойников от 900 до 2800 twin/mm², при этом микротвердость изменилась с 103 до 156 kg/mm². В работе [7] были проведены эксперименты по нагружению армко-железа сферическими и квазисферическими ударными волнами при амплитудах ударного сжатия до 60 ГПа. Установлено, что при таком режиме нагружения основным механизмом деформации является внутризеренное скольжение. В сохраненных образцах наблюдается измельчение размера зерна и незначительный рост количества двойников, что, возможно, связано с так называемым „термическим разупрочнением“ вследствие нагрева вещества при интенсивном ударном сжатии [7]. После ударного воздействия отмечается немонокотное изменение микротвердости по сравнению с микротвердостью в исходном состоянии.

Целью настоящей работы является исследование влияния предварительного ударного сжатия образцов армко-железа на его сопротивление разрушению в условиях откола при ударно-волновом нагружении. Откольная прочность исходных и сохраненных после предварительного нагружения образцов армко-железа измерялась при давлении ударного сжатия ниже и выше фазового превращения.

1. Материалы и постановка эксперимента

В экспериментах исследовались образцы армко-железа в состоянии поставки и образцы, сохраненные по-

сле предварительного ударного сжатия различной интенсивности. Плотность армо-железа в исходном состоянии $\rho = 7.85 \text{ g/cm}^3$, продольная и объемная скорости звука составляли соответственно $c_l = 5970 \text{ m/s}$ и $c_b = 4630 \text{ m/s}$. Предварительное плоско-волновое нагружение осуществлялось прямым соударением алюминиевых ударников толщиной 7.4 и 10 mm с круглыми заготовками армо-железа толщиной 15 mm и диаметром 50–30 mm, которые были запрессованы в стальное кольцо. Экспериментальная сборка размещалась на толстой стальной пластине, которая позволяла избежать разрушения заготовки в результате отражения волны сжатия от свободной поверхности. Ударники разгонялись с помощью взрывных устройств [8] до скоростей (V_{imp}) $\sim 1030 \pm 50$, $\sim 1400 \pm 50$ и $\sim 2500 \pm 50 \text{ m/s}$. В результате нагружения расчетная амплитуда ударных волн в армо-железе (P_{max}) составляла 8, 17 и 35 GPa соответственно. Измерения давления ударного сжатия в ходе этих экспериментов не проводилось. После ударного нагружения заготовки извлекались из охранного кольца без видимого деформирования. Для исследования упругопластических и прочностных характеристик в условиях ударно-волнового нагружения из сохраненных заготовок с помощью электроэрозионного станка вырезались образцы толщиной 2–2.7 mm. Направление реза было параллельно распространению ударной волны.

Перед экспериментами по регистрации волновых профилей был проведен металлографический анализ исходных образцов и образцов, сохраненных после ударного сжатия. Металлографические исследования структуры образцов осуществлялись на оптическом микроскопе Axio-Observer-Z1-M в светлом поле и C-DIC после травления в нитале (4%-й раствор HNO_3 в спирте). Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100 g и на микротвердомере SHIMADZU серии HMV-G по методу восстановленного отпечатка четырехгранной алмазной пирамиды с углом 136° между гранями и квадратным основанием (по методу Виккерса). Погрешность измерения микротвердости составляла $\pm 10 \text{ MPa}$.

Метод измерения прочностных характеристик при динамическом нагружении, используемый в настоящей работе, основан на регистрации и анализе полных волновых профилей, эволюция и структура которых отражают все особенности процессов упругопластического деформирования и разрушения материала при распространении ударной волны по образцу. В экспериментах по измерению динамического предела упругости и динамической (откольной) прочности нагружение образцов армо-железа осуществлялось ударом алюминиевых пластин толщиной 0.4–0.45 и 2 mm, разогнанных с помощью взрывных устройств [8] до скоростей 630 ± 30 и $1800 \pm 50 \text{ m/s}$ соответственно. В первом случае максимальное давление в ударной волне было значительно ниже давления начала α - ε -фазового превращения в железе и составляло 4.5–6 GPa. В экспериментах с

высокой скоростью соударения максимальное давление ударного сжатия в образцах значительно превышало давление фазового превращения железа и составляло 23–24.5 GPa. Во всех экспериментах в процессе нагружения проводилась регистрация профилей скорости свободной поверхности образцов $u_{\text{fs}}(t)$ с помощью лазерного доплеровского интерферометра VISAR [9] с высокой точностью и пространственно-временным разрешением. Для вычислений параметров нагружения использовалась ударная адиабата армо-железа в виде $D = 4.63 + 1.33U$ [2], где $U = u_{\text{fs}}/2$.

Для сравнения в аналогичной постановке были проведены эксперименты с образцами ультрамелкозернистого железа [10]. Как показано в работах [11,12], сформированная в металлах текстура и структура после интенсивной статической пластической деформации [13] или ударного сжатия может вносить существенный вклад в развитие деформационных процессов в условиях высокоскоростного деформирования и разрушения. Металлографические измерения [10] показали, что после всестороннего прессования вследствие радикального уменьшения размера зерна микротвердость исходных образцов армо-железа $H\mu$ изменилась с 1560 ± 10 до $3000 \pm 10 \text{ MPa}$, а откольная прочность ультрамелкозернистых образцов увеличилась с 2.13 до 3.3 GPa.

2. Результаты исследований и их обсуждение

2.1. Микроструктурные исследования образцов армо-железа

Исследования исходной структуры образцов армо-железа после травления показали, что площадь, занимаемая перлитом, составляет от 77 до 89% общей площади образца. Измеренный средний размер зерна не превышал $\sim 40 \mu\text{m}$, а выраженной технологической текстуры в объеме исходного железа не обнаружено. Среднее значение микротвердости $H\mu$ в исходных образцах составило $\sim 2000 \pm 10 \text{ MPa}$. Полнота превращения в исследованных образцах разная. При нагружении образцов ударом пластины со скоростью 1400 m/s мартенситное превращение лишь начинается. В сохраненных образцах зерна α -фазы сохраняют свою полиэдрическую форму, однако размер зерна уменьшается, причем наиболее заметно в области начала протекания α - ε -мартенситного превращения. Внутри зерен появляются деформационные двойники. В табл. 1 приведены измеренные размеры зерен феррита (d_{ferrite}) и перлита (d_{perlite}), а также микротвердость ($H\mu$) исследованных образцов в зависимости от давления ударного сжатия (P_{max}).

Как видно из табл. 1, после нагружения наблюдается немонотонное изменение микротвердости материала. При минимальной интенсивности ударного сжатия образцов 8 GPa микротвердость армо-железа увеличилась примерно на 60% по отношению к его твердости в исходном состоянии, что может быть связано

Таблица 1. Размер зерна структурных составляющих и микротвердость образцов армко-железа

Состояние образца	P_{\max} , GPa	$d_{\text{grite}}, \mu\text{m}$	$D_{\text{ferrite}}, \mu\text{m}$	$H\mu$, МПа
Исходное		39.55	38.39	2000 ± 10
$V_{\text{imp}} \sim 1030 \pm 50$ m/s	8	33.74	38.06	3450 ± 10
$V_{\text{imp}} \sim 1400 \pm 50$ m/s	17	28.55	19.63	2080 ± 10
$V_{\text{imp}} \sim 2500 \pm 50$ m/s	35	25.29	27.28	3230 ± 10

Таблица 2. Двойники в структуре армко-железа после ударного сжатия

P_{\max} , GPa	Q_{twins}	$H_{\text{twins}} \mu\text{m}$	$L_{\text{twins}} \mu\text{m}$
8	10(4–16)	0.75(0.3–1.55)	13.2(2.33–35)
17	5(2–10)	0.83(0.43–1.2)	5.8(3.5–11.4)
35	8(5–14)	0.89(0.54–1.2)	10.6(3.9–22.1)

с упрочнением материала вследствие деформационного двойникования структуры. Повышение интенсивности нагружающего импульса выше фазового превращения приводит к сильному уменьшению микротвердости практически до уровня исходного материала, а при максимальной амплитуде волны сжатия она снова сильно возрастает. Уменьшение твердости при давлении выше фазового превращения может быть связано с изменением кристаллической структуры материала вследствие $\alpha \rightarrow \varepsilon$ -превращения, и для дальнейшего роста твердости материала в ε -фазе потребовалось приложение нагрузки более высокой интенсивности для реализации упрочнения материала путем деформационного двойникования структуры, как это было реализовано для материала в α -фазе. Количественные данные о двойниках приведены в табл. 2. Здесь представлены среднее количество двойников в зерне (Q_{twins}), средняя ширина (H_{twins}) и средняя длина (L_{twins}) двойников, а также разброс этих значений в зависимости от давления ударного сжатия (P_{\max}).

В исходных образцах двойники не были найдены, а как видно из табл. 2, их количество в ударно-сжатых образцах немонотонно зависит от интенсивности нагружения и коррелирует с немонотонным изменением микротвердости. Присутствие двойников наблюдается во всем объеме материала, при этом они действуют в основном в одной системе двойникования, близкой к направлению распространения ударной волны. При среднем режиме нагружения 17 GPa плотность двойников, как и микротвердость, минимальна, а сами двойники образуются по разным системам плоскостей двойникования. Таким образом, анализ деформационной структуры армко-железа при всех режимах нагружения показывает, что высокоскоростная пластическая деформация этого материала осуществляется преимущественно двойникованием.

2.2. Результаты измерений упругопластических и прочностных характеристик образцов

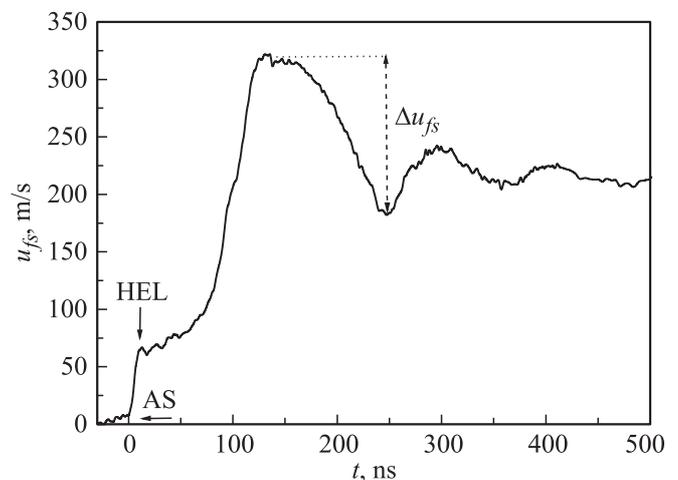
На рис. 1 приведен типичный профиль скорости свободной поверхности образца армко-железа с исходной структурой при ударно-волновом нагружении. Скорость ударников в данных экспериментах составляла 630 ± 30 m/s. Максимальное давление ударного сжатия не превышало 6 GPa.

На волновых профилях регистрируется выход на поверхность упругопластической волны сжатия и части следующей за ней волны разрежения. Слабая волна сжатия перед фронтом упругого предвестника (отмечена как AS на рис. 1) есть результат воздействия воздушной ударной волны перед летящим ударником. Время нарастания параметров в пластической ударной волне определяется вязкостью материала или временем релаксации напряжений. При выбранном соотношении толщин ударника и образца условия нагружения вблизи свободной тыльной поверхности образца соответствуют началу затухания ударной волны под действием нагоняющей ее волны разрежения. После отражения импульса сжатия от свободной поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, в результате чего инициируется его разрушение — откол. При этом происходит релаксация растягивающих напряжений и формируется волна сжатия (откольный импульс), выход которой на поверхность образца обычно вызывает второй подъем ее скорости.

Напряжение одноосного сжатия за фронтом упругого предвестника — динамический предел упругости материала — рассчитывается как

$$\sigma_{\text{HEL}} = \rho_0 c_l u_{\text{fs}}^{\text{HEL}} / 2, \quad (1)$$

где c_l — продольная скорость звука, $u_{\text{fs}}^{\text{HEL}}$ — величина скорости свободной поверхности за фронтом упругого предвестника. Декремент скорости поверхности Δu_{fs}

**Рис. 1.** Профиль скорости свободной поверхности образца армко-железа в исходном состоянии. AS — результат воздействия воздушной волны сжатия.

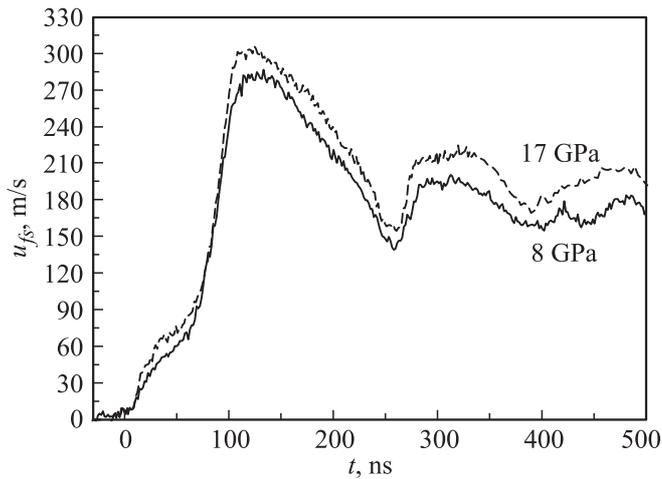


Рис. 2. Профили скорости свободной поверхности образцов армко-железа после предварительного ударного сжатия до 8 и 17 GPa.

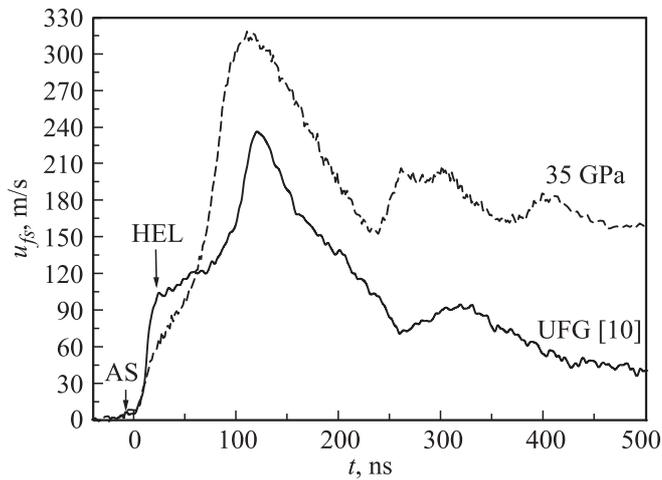


Рис. 3. Сравнение профилей скорости свободной поверхности образцов армко-железа после предварительного ударного сжатия до 35 GPa и образца с ультрамелкозернистой структурой.

при ее уменьшении от максимума до значения перед фронтом откольного импульса пропорционален величине разрушающего напряжения — откольной прочности материала в данных условиях нагружения. В линейном (акустическом) приближении она определяется из соотношения

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

где δu — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скоростей фронта откольного импульса и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним [14]. Подобные искажения имеют место, когда релаксация напряжений при разрушении порождает в растянутом материале волну сжатия, фронт которой представляет собой упругую волну и нагоняет

разгрузочную часть падающего импульса сжатия, движущуюся с объемной скоростью звука (c_b).

На рис. 2 и 3 представлены профили скорости свободной поверхности образцов армко-железа, сохраненных после ударного сжатия различной амплитуды. На рис. 3 показан профиль скорости свободной поверхности образца, полученного после ударного сжатия интенсивностью 35 GPa, и профиль скорости свободной поверхности образца армко-железа после всестороннего прессования из [10]. Сопоставление волновых профилей показывает, что изменение структуры материала в ударной волне заметно влияет на эволюцию упруго-пластического импульса сжатия при его распространении внутрь образца. Видно, что в исходном образце формируется упругий предвестник с быстрым нарастанием параметров во фронте, тогда как в сохраненных образцах наблюдается достаточно сильный завал фронта упругой волны, а ее амплитуда значительно меньше. Переход от упругой волны к пластической во всех образцах осуществляется без релаксации напряжений с плавным нарастанием скорости. В ультрамелкозернистых образцах упругий предвестник имеет крутой фронт и максимальную амплитуду, а релаксации напряжения за фронтом упругой волны также не наблюдается. После откольного разрушения на волновых профилях исходных и сохраненных образцов регистрируются хорошо выраженные колебания скорости, связанные с реверберацией откольного импульса в отколовшейся пластине, тогда как в ультрамелкозернистом образце их практически нет.

На рис. 4 и 5 представлены профили скорости свободной поверхности образцов армко-железа в исходном состоянии, после всестороннего прессования и после предварительного ударного сжатия до 35 GPa. Скорость ударников в данных экспериментах составляла 1800 ± 50 m/s. Максимальное давление ударного сжатия не превышало 25 GPa. При давлении в ударной волне выше фазового превращения (~ 13 GPa) в результате эволюции импульса сжатия при выходе на свободную поверхность образца формируется трехволновая конфигурация волнового фронта. Такая форма связана с выходом на поверхность упругого предвестника (HEL), потерей устойчивости пластической волны сжатия в области фазового превращения (U_{phase}) и формированием двух волн сжатия, распространяющихся с разными скоростями по материалу, находящемуся в разных состояниях (фазах). Как и в экспериментах при низком давлении, отражение волны сжатия от свободной поверхности образца приводит к его откольному разрушению и появлению откольного импульса.

В табл. 3 представлены параметры экспериментов и результаты расчетов динамического предела упругости (σ_{HEL}) и откольной прочности (σ_{sp}) армко-железа. Из таблицы видно, что максимальный предел упругости имеют образцы в ультрамелкозернистом состоянии [10]. Динамический предел упругости образцов армко-железа

Таблица 3. Результаты ударно-волновых экспериментов

№	Состояние образцов	h_{samp} , mm	h_{imp} , mm	V_{imp} , m/s	P_{phase} GPa	P_{max} GPa	σ_{HEL} GPa	σ_{sp} GPa
Давление сжатия ниже полиморфного α - ϵ -превращения								
1	Исходное	2.12	0.46	630 ± 30	—	6.06	1.60	2.90
2	UFG [10]	2.70	0.40	630 ± 30	—	4.47	2.48	3.30
3	8 GPa	2.05	0.46	630 ± 30	—	5.40	1.05	2.95
4	17 GPa	2.07	0.46	630 ± 30	—	5.75	1.05	3.05
5	35 GPa	2.04	0.45	630 ± 30	—	6.02	1.20	3.28
Давление сжатия выше полиморфного α - ϵ -превращения								
6	Исходное	2.50	2.01	1800 ± 50	14.08	24.11	2.06	2.98
7	UFG	2.40	2.0	1800 ± 50	14.03	23.40	2.79	3.40
8	8 GPa	2.07	2.0	1800 ± 50	14.36	24.37	1.30	2.89
9	17 GPa	2.06	1.99	1800 ± 50	14.60	24.50	1.70	2.99
10	35 GPa	2.03	2.01	1800 ± 50	14.55	24.52	1.76	2.99

Примечание. h_{samp} — толщина образца, h_{imp} — толщина ударника, V_{imp} — скорость ударника, P_{phase} — рассчитанное давление полиморфного α - ϵ -превращения, P_{max} — рассчитанное максимальное давление ударного сжатия.

в исходном состоянии ниже на 30–35%, а предварительное ударное сжатие образцов во всех случаях приводит к его снижению в среднем на 50–60% по сравнению с исходными при давлении ударного сжатия ниже фазового превращения и в среднем на 25–35%, когда амплитуда ударной волны превышает давление фазового превращения.

На рис. 6 показана зависимость откольной прочности армо-железа от давления для всех исследованных образцов. Минимальную откольную прочность 2.9 GPa демонстрируют образцы армо-железа в исходном состоянии при минимальном давлении ударного сжатия. Откольная прочность предварительно сохраненных образцов выше прочности исходного материала и увеличивается с ростом давления предварительного сжатия. Максимальные разрушающие напряжения — 3.28 GPa реализуются в сохраненных после максимального нагружения образцах, причем их величина близка к прочности ультрамелкозернистых образцов при этих условиях нагружения. Рост откольной прочности сохраненных образцов в экспериментах с низким давлением подтверждает, что сформировавшаяся после первичного интенсивного ударного сжатия внутренняя структура с высокой концентрацией двойников сохраняется после снятия нагрузки. Увеличение амплитуды импульса сжатия до значения значительно превышающее фазовое превращение, приводит к слабому росту откольной прочности исходных образцов, вероятно, вследствие их деформационного двойникования при сжатии. В экспериментах с предварительно упрочненными образцами во всех случаях наблюдается снижение прочности образцов, причем ее максимальный спад (~10%) происходит в образцах, подверженных максимальному предварительному сжатию. Нужно отметить, что

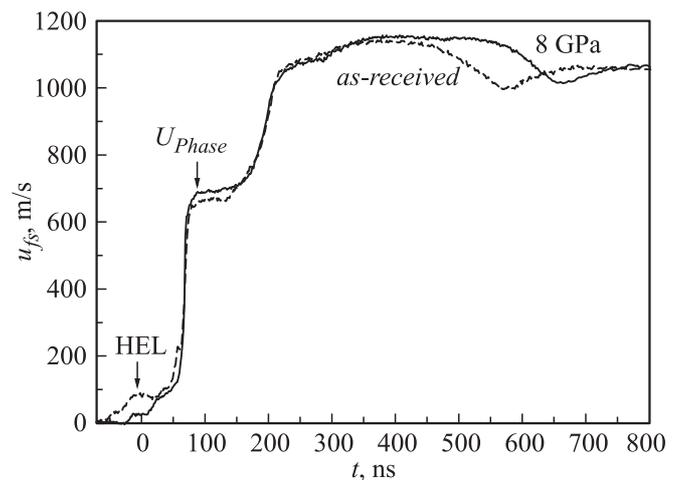


Рис. 4. Профили скорости свободной поверхности образцов армо-железа в исходном состоянии и после предварительного ударного сжатия до 8 GPa.

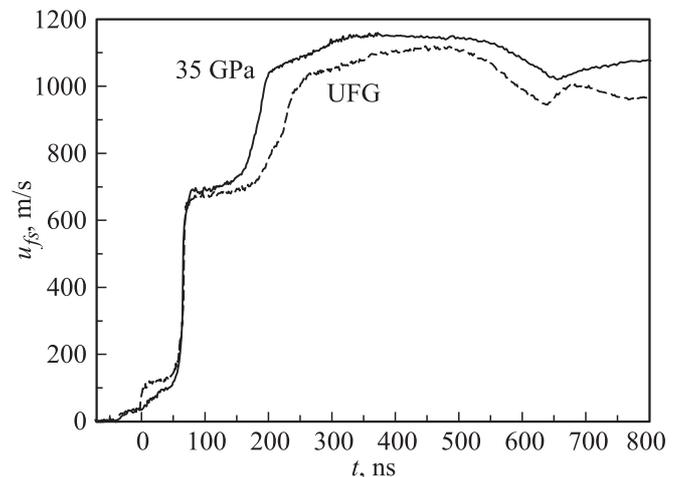


Рис. 5. Сопоставление волновых профилей образцов армо-железа со структурой после предварительного ударного сжатия до 35 GPa и в ультрамелкозернистом состоянии.

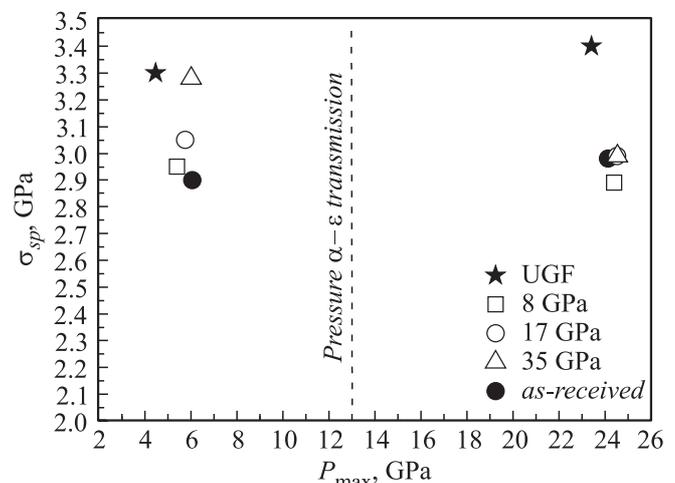


Рис. 6. Зависимость откольной прочности образцов армо-железа различной структуры от давления.

при этих условиях нагружения величина критических разрушающих напряжений всех упрочненных образцов отличается незначительно и практически совпадает с откольной прочностью, измеренной для исходного железа после фазового превращения. Наибольшие разрушающие напряжения 3.3 ГПа реализуются в образцах армо-железа, подверженных предварительной интенсивной пластической деформации путем всестороннейковки и имеющих ультрамелкозернистую структуру [10], причем откольная прочность этих образцов близка к прочности монокристаллического железа [15]. В отличие от крупнокристаллических образцов увеличение давления в волне нагрузки выше фазового превращения в ультрамелкозернистых образцах привело к слабому росту разрушающих напряжений при отколе, и как видно из рис. 6, их прочность остается значительно выше (~ 15%) откольной прочности крупнокристаллических образцов.

Можно предположить, что причиной такого довольно сложного поведения прочностных характеристик армо-железа является совместное влияние двух механизмов упрочнения — деформационного двойникования в ударной волне и изменение зеренной структуры вследствие $\alpha \rightarrow \epsilon$ -полиморфного превращения, индуцированного ударным сжатием железа. Однако, как показали металлографические исследования сохраненных образцов, размеры зерен вследствие фазового превращения уменьшаются лишь на 30–40%, оставаясь достаточно большими. Известно [13], что прочностные характеристики при статических нагрузках сильно зависят от зеренной структуры материала. Однако при ударном нагружении, например в случае титановых и алюминиевых сплавов [16], практически не наблюдалось изменения критических растягивающих напряжений при отколе, тогда как откольная прочность высокооднородных мелкозернистых образцов меди и армо-железа оказалась близкой к прочности монокристаллических образцов, в которых реализуются максимальные растягивающие напряжения [10,17]. С другой стороны, давно известно, что процессы деформационного двойникования внутренней структуры металлов при динамических нагрузках увеличивают прочностные характеристики металлов и сплавов как при статических нагрузках [1], так и при откольном разрушении [18,19]. Проведенный в настоящей работе металлографический анализ показал, что в сохраненных после ударного сжатия образцах армо-железа наблюдается формирование развитой структуры двойников внутри зерен, причем их концентрация и размеры увеличиваются при росте давления ударного сжатия. Найденное уменьшение размера зерна в объеме материала вследствие фазового превращения можно считать незначительным по сравнению с результатом воздействия на структуру образцов интенсивной пластической деформации, уменьшающей размеры зерен в сотни раз, что реально, как это видно на примере ультрамелкозернистого железа, может приводить к сильному росту прочностных характеристик материала.

Наименьшее влияние как фазовое превращение, так и деформационное двойникование оказывают на образцы в ультрамелкозернистом состоянии. Инициирование процесса деформационного двойникования таких материалов требует, по-видимому, приложения гораздо более высоких напряжений. Таким образом, можно сделать вывод, что в нашем случае основным механизмом, определяющим рост откольной прочности армо-железа при данных условиях нагружения, является деформационное двойникование при сильном ударном сжатии.

Заключение

Таким образом, проведены измерения откольной прочности и динамического предела упругости армо-железа с различной внутренней структурой при ударном сжатии интенсивностью ниже и выше $\alpha \rightarrow \epsilon$ -полиморфного превращения. Минимальную откольную прочность демонстрируют образцы армо-железа в исходном состоянии при минимальном давлении ударного сжатия. Откольная прочность образцов, сохраненных после ударного нагружения с разной интенсивностью, возрастает в зависимости от амплитуды сжатия, а ее максимальные значения реализуются в образцах после предварительного сжатия с максимальными параметрами и практически достигают прочности ультрамелкозернистых образцов. Фазовое превращение несколько снижает разрушающие напряжения для всех предварительно нагруженных образцов, а их прочность между собой различается незначительно. Максимальные разрушающие напряжения реализуются в ультрамелкозернистых образцах армо-железа, причем увеличение давления в импульсе сжатия выше фазового перехода приводит к их незначительному росту. Основным механизмом, определяющим рост откольной прочности армо-железа при данных условиях нагружения, является деформационное двойникование его структуры при ударном сжатии, а полиморфное $\alpha \rightarrow \epsilon$ -превращение железа при ударном сжатии выше 13 ГПа оказывает незначительное влияние на его прочностные характеристики. В заключение следует отметить, что если, как это видно из рис. 6, прочность ультрамелкозернистых образцов железа заметно превышает прочность остальных образцов, кроме образцов, подверженных предварительному нагружению ударной волной максимальной амплитуды, то вариации откольной прочности остальных образцов армо-железа можно считать незначительными при всех условиях нагружения.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований президиума РАН П-02, Подпрограмма 1 „Энергетика и механика быстропотекающих процессов и самоорганизация в плазменных, газовых и конденсированных средах“ и грантов СПбГУ 6.39.319.2014 и РФФИ 13-01-00335-а.

Список литературы

- [1] Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. М.А. Мейерс, Л.Е. Мурр. М.: Металлургия, 1984. 512 с.
- [2] *Barker L.M., Hollenbach R.E.* // J. Appl. Phys. 1974. Vol. 45. N 11. P. 4872–4887.
- [3] *Харитонов Н.В., Степанов Г.В., Красовский А.Я.* // Проблемы прочности. 1974. Вып. 9. С. 52–56.
- [4] *Атрошенко Э.С., Паиков И.О., Рядинская И.М.* // ФММ. 1965. Т. 19. Вып. 5. С. 797–799.
- [5] *Атрошенко Э.С., Паиков П.О., Ряденская И.М.* // ФММ. 1965. Т. 19. Вып. 6. С. 923–925.
- [6] *Козлов Е.А., Теличко И.В., Горбачев Д.М., Панкратов Д.Г., Добромислов А.В., Талуц Н.И.* // ФММ. 2005. Т. 9. Вып. 3 С. 83–97.
- [7] *Добромислов А.В., Козлов Е.А., Талуц Н.И.* // ФММ. 2008. Т. 106. Вып. 5. С. 548–560.
- [8] *Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е.* Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996. 408 с.
- [9] *Barker L.M., Hollenbach R.E.* // J. Appl. Phys. 1972. Vol. 43. N 11. P. 4669–4675.
- [10] *Razorenov S.V., Kanel G.I., Savinykh A.S., Fortov V.E.* Large Tensions and strenght of iron in different structure states. In: Shock compression of condensed matter — 2005 / Ed. by M.D. Furnish, M. Elert, T.P. Russell, C.T. White. 2006. AIP Conference Proceedings 845. P. 650–653.
- [11] *Гаркушин Г.В., Игнатова О.Н., Канель Г.И., Мейер Л., Разоренов С.В.* // Механика твердого тела. 2010. Вып. 4. С. 155–165.
- [12] *Гаркушин Г.В., Разоренов С.В., Канель Г.И., Скрипняк В.А., Красковейкин В.А., Козулин А.А.* // ФТТ. 2015. Т. 57. Вып. 2. С. 321–327.
- [13] *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
- [14] *Канель Г.И.* // ПМТФ. 2001. Т. 42. Вып. 2. С. 194–198.
- [15] *Канель Г.И., Разоренов С.В., Фортвов В.Е.* // Механика твердого тела. 2005. Вып. 4. С. 86–111.
- [16] *Канель Г.И., Разоренов С.В., Савиных А.С., Зарецкий Е.Б., Колобов Ю.Р.* Исследование структурных уровней, определяющих сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению металлов и сплавов. М.: Препринт ОИВТ РАН № 1-478. 2004. 32 с.
- [17] *Гаркушин Г.В., Разоренов С.В., Игнатова О.Н.* // Деформация и разрушение материалов. 2008. Вып. 4. С. 38–43.
- [18] *Огородников В.А., Иванов А.Г., Тюнькин Е.С.* // ФГВ. 1992. Вып. 1. С. 94–98.
- [19] *Гаркушин Г.В., Разоренов С.В.* // ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 7. С. 77–82.