

06

Упрочнение металлов и сплавов при ударном сжатии

© С.В. Разоренов,^{1,2} Г.В. Гаркушин^{1,2}

¹ Институт проблем химической физики РАН,
142432 Черноголовка, Московская область, Россия

² Томский государственный университет,
634050 Томск, Россия
e-mail: razsv@icp.ac.ru

(Поступило в Редакцию 26 июня 2014 г.)

Исследовано влияние интенсивности ударного сжатия на откольную прочность меди, латуни, никеля, нержавеющей стали, армко-железа и никелида титана $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ в диапазоне давлений от 2 до 80 GPa при скоростях деформирования свыше 10^4 s^{-1} путем регистрации волновых профилей с помощью лазерного измерителя скорости VISAR и их последующего анализа. Показано, что прочность металлов, подверженных сильному двойникованию при ударном сжатии, растет с давлением в ударной волне, а зависимость имеет пороговый характер вследствие термического разупрочнения при максимальных амплитудах ударной волны. Металлы с фазовыми превращениями имеют более сложный характер зависимости откольной прочности от интенсивности ударного сжатия.

Введение

Улучшение механических свойств металлов — пределов прочности и текучести в условиях динамических нагрузок — является актуальной задачей современного материаловедения. В этом смысле техника ударных волн является мощным инструментом изучения свойств металлов и сплавов при экстремально высоких скоростях деформирования в широком диапазоне амплитуд и длительностей импульсов нагрузки. Основной целью исследований ударно-волновых явлений в конденсированных средах является обеспечение прогнозируемости действия взрыва и других импульсных воздействий на материалы и конструкции. Исследования механических свойств материалов при ударно-волновом нагружении основаны на том факте, что процессы упругопластического деформирования и разрушения сопряжены с изменением сжимаемости материала и проявляются в структуре интенсивных волн сжатия и разрежения [1]. Динамическая прочность материалов на разрыв в субмикросекундном диапазоне длительностей нагрузки определяется путем изучения процессов откольного разрушения при отражении одномерного импульса сжатия от свободной поверхности тела [2]. Интерференция падающей и отраженной волн разрежения приводит к появлению растягивающих напряжений во внутренних сечениях ударно-нагруженных образцов, в результате чего инициируется их высокоскоростное разрушение — откол [1]. Величина разрушающего напряжения при отколе в последнее время определяется, как правило, на основании измерений профиля скорости свободной поверхности как функции времени $u_{fs}(t)$.

Откольная прочность не является константой материала и зависит как от начального состояния материала, так и от условий нагружения, в частности от параметров ударной нагрузки. В связи с необходимостью прогнозирования поведения материалов и конструкций в

условиях высокоэнергетических воздействий различной интенсивности возникает вопрос о возможном влиянии амплитуды ударных волн на величину разрушающих напряжений. Такое влияние возможно вследствие необратимого разогрева вещества в ударной волне [3], образования многочисленных дефектов в материале при высокоскоростном деформировании [4,5], а в случае железа и некоторых других материалов — вследствие полиморфных превращений при ударном сжатии [3]. Хорошо известно, что высокоскоростное деформирование металлов и сплавов при ударно-волновом нагружении приводит к сильным изменениям внутренней структуры. Плотность дислокаций может увеличиваться на порядки, происходит сильное увеличение концентрации точечных дефектов, двойников и т.п. [4]. Все это в свою очередь влияет на прочностные характеристики металлов и сплавов. Несмотря на достаточно большое количество исследований, посвященных данным вопросам, влияние высокоскоростного деформирования на прочностные характеристики материалов остается до конца не ясным.

Ранее были выполнены эксперименты по откольному разрушению образцов титановых (BT5-1 и BT8) и алюминиевых (AMg6M и AD1) сплавов, а также малоуглеродистой стали при интенсивностях ударных волн 2–90 GPa [6,7]. Измерения показали, что откольная прочность титановых и алюминиевых сплавов практически не зависит от амплитуды ударной нагрузки во всем диапазоне. Отметим, что суммарная деформация в цикле ударного сжатия и разгрузки перед разрушением в опытах с титаном доходила до 50%, а остаточный разогрев — до 1100 К. В экспериментах с алюминием ударный разогрев достигал 90% температуры плавления, а суммарная деформация — 60%. Не было зафиксировано влияние интенсивности ударной нагрузки на откольную прочность и в опытах с мягкой сталью, где, как известно, происходит обратимое полиморфное превращение при давлении 13 GPa [8].

С другой стороны, данные по откольному разрушению ряда металлов и сплавов в ударных волнах различной интенсивности других авторов демонстрируют достаточно сильную зависимость разрушающих напряжений от амплитуды ударного сжатия для меди, никеля, нержавеющей стали, железа [9,10].

Сложность экспериментального решения поставленной задачи заключается в необходимости измерений с достаточной точностью эффектов, относительный вклад которых в динамику процесса движения вещества по мере увеличения интенсивности ударного сжатия снижается. Применение в наших экспериментах для регистрации волновых профилей лазерного интерферометра, когда измерения носят дифференциальный характер и точность определения малых изменений скорости не зависит от ее максимального значения, позволило с высокой точностью определять откольную прочность материалов во всем диапазоне интенсивностей ударной нагрузки.

Материал и постановка эксперимента

В настоящей работе проведены измерения разрушающих напряжений, действующих в плоскости откола, для ряда металлов и сплавов при интенсивности ударного сжатия от 2 до 80 ГПа. Образцы меди, латуни 75/25, нержавеющей стали 12X18H10T, технически чистого никеля толщиной ~ 10 мм нагружались ударом алюминиевых пластин толщиной 2 мм, разогнанных до скоростей 660, 1800, 2600 и 4600 м/с с помощью взрывных устройств [1]. Кроме того, исследовались образцы арможелеза и никелида титана $\text{Ti}_{51.1}\text{Ni}_{48.9}$ толщиной ~ 2 мм при нагружении алюминиевым ударником 0.4 мм в том же диапазоне скоростей. Информацию о процессе откольного разрушения получали из обработки профилей скорости свободной поверхности образцов, регистрируемых с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [11].

Результаты измерений

На рис. 1 представлены типичные профили скорости свободной поверхности, измеренные в опытах с образцами меди толщиной ~ 10 мм. Максимальная скорость свободной поверхности образцов составила 402, 1013, 1660 и ~ 2914 м/с при соответствующих скоростях удара. Там же указаны расчетные значения максимально-го давления ударного сжатия, реализуемые в образцах в этих условиях.

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

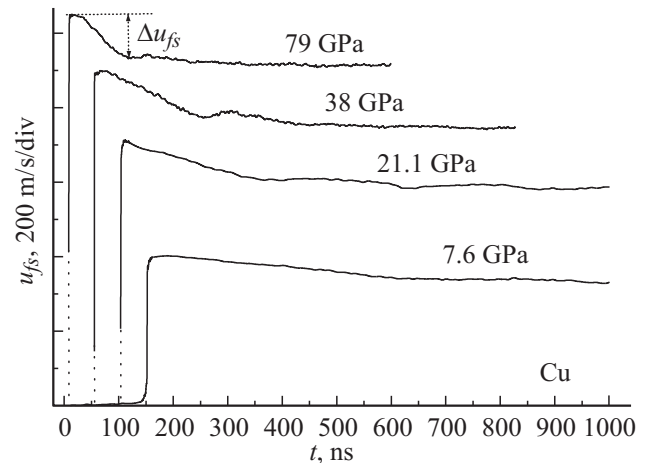


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности, полученные в экспериментах с образцами меди толщиной 10 мм при ударе алюминиевой пластины толщиной 2 мм со скоростью 660, 1800, 2600 и 4600 м/с.

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 вызывает второй подъем ее скорости. Дальнейшие затухающие по амплитуде колебания скорости связаны с реверберацией откольного импульса в откольной пластине. Декремент скорости поверхности Δu_{fs} (рис. 1) при ее спаде от максимума до значения перед фронтом откольного импульса пропорционален величине разрушающего напряжения — откольной прочности материала, которая для данных условий нагружения определяется как $\sigma_{sp} = 0.5 \rho_0 c_b (\Delta u_{fs} + \delta u)$, где ρ_0 — начальная плотность материала, c_b — объемная скорость звука, а δu — поправка на искажение волнового профиля вследствие различия скоростей фронта откольного импульса и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним [1]. Из рис. 1 видно, что с ростом давления в образцах декремент скорости поверхности Δu_{fs} увеличивается.

На рис. 2 представлены суммированные данные откольной прочности меди в зависимости от амплитуды ударного сжатия, полученные из обработки волновых профилей (рис. 1). Видно, что до давления 30–35 ГПа величина разрушающих напряжений заметно растет, а затем при возрастании амплитуды до 80 ГПа остается примерно постоянной. Там же представлены данные по откольной прочности из работы [9] и данные по твердости предварительно ударно-сжатых образцов меди из работы [4]. Видно, что все зависимости имеют пороговый характер роста прочностных характеристик. Основным упрочняющим механизмом при ударном деформировании является процесс двойникования, и концентрация двойников в объеме материала увеличивается с ростом давления. Однако ударное сжатие приводит также к сильному нагреву материала, который, в свою

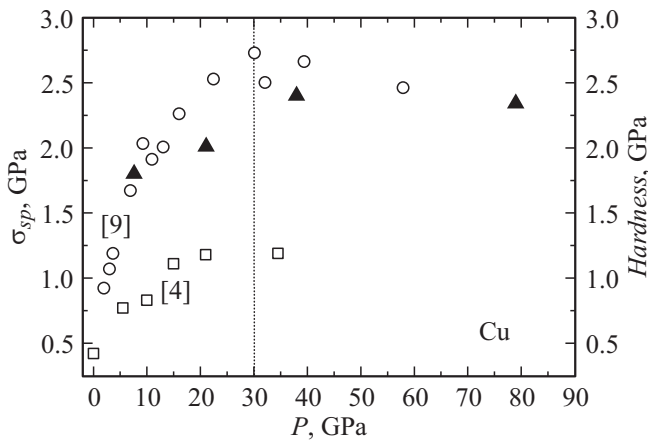


Рис. 2. Зависимость прочностных характеристик меди от интенсивности ударного сжатия. Треугольники — экспериментальные данные, полученные в работе, кружки — данные работы [9]. Квадраты — данные по твердости предварительно ударно-сжатых образцов меди из работы [4].

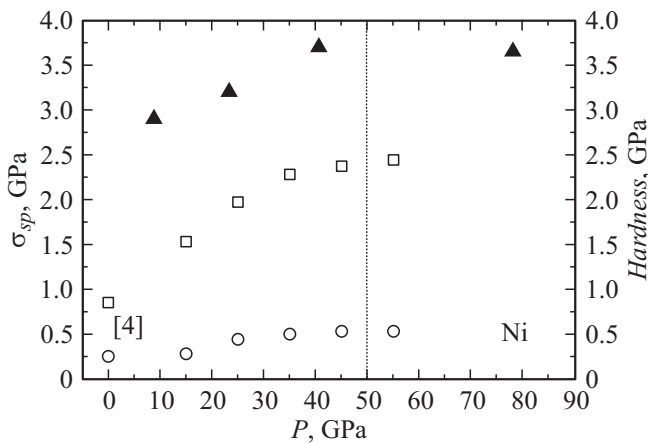


Рис. 3. Зависимость прочностных характеристик никеля от интенсивности ударного сжатия. Треугольники — экспериментальные данные, полученные в работе, кружки — значения прочности на разрыв при статическом растяжении сохраненных после ударного сжатия образцов для никеля [4]. Квадраты — данные по твердости предварительно сжатых образцов никеля из работы [4].

очередь, с определенной для каждого материала величины уменьшает концентрацию двойников вследствие его отжига, т.е. происходит так называемое „термическое разупрочнение“ материала. Металлографические исследования процесса двойникования меди в ударной волне [12] выявили, что порог увеличения концентрации двойников в меди как раз составляет около 30 GPa. Аналогичные эксперименты с латунию показали такой же пороговый характер прочностных зависимостей от амплитуды ударной волны на уровне давления ударного сжатия ~ 30 GPa, как и для меди, вследствие близкого элементного состава данных металлов — 75% меди в составе исследованной латуни.

На рис. 3 показаны зависимости прочностных характеристик никеля от интенсивности ударного сжатия. Никель демонстрирует более высокий порог роста откольной прочности, находящийся на уровне 40–45 GPa. Увеличение давления ударного сжатия до ~ 73 GPa приводит к небольшому снижению разрушающих напряжений. Твердость и предел прочности при статическом растяжении предварительно ударно-сжатых образцов никеля [4] также возрастают в диапазоне давлений до ~ 50 GPa.

Такой характер зависимости упрочнения меди, латуни и никеля от давления ударного сжатия связан с процессом формирования двойниковой микроструктуры в объеме материала. При ее формировании определяющими и конкурирующими факторами являются действующие напряжения и температура. Как показывают металлографические исследования [12], рост концентрации двойников как основного упрочняющего фактора имеет также пороговый характер, а рост температуры вещества в ударной волне и определяет уровень порогового давления. Дальнейший рост температуры с ростом давления может даже приводить к уменьшению прочности металла вследствие термического разупрочнения, как это видно на рис. 2 и 3. В качестве примера на рис. 4 приведена расчетная зависимость остаточной температуры меди и никеля от начального давления ударного сжатия [13]. Видно, что в диапазоне давлений, реализуемых в наших экспериментах, температура образцов могла достигать значительных величин.

Аналогичные эксперименты были выполнены с образцами нержавеющей стали 12X18H10T и железом Армко, результаты их представлены на рис. 5, 6. Для нержавеющей стали в отличие от меди, латуни и никеля во всем диапазоне давлений ударного сжатия наблюдается как рост ее откольной прочности при динамическом разрушении, так и предела прочности и твердости, полученных в статических условиях на сохраненных после ударного сжатия образцах [4]. Вероятно, в силу высокого сопротивления нержавеющей стали разрушению в этих

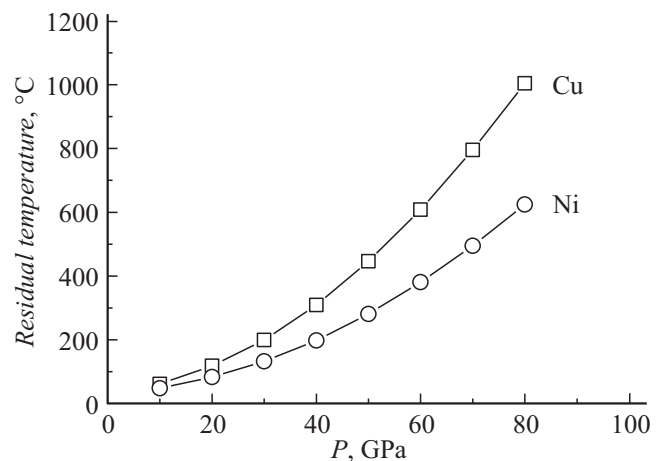


Рис. 4. Расчетная зависимость остаточной температуры для меди и никеля от давления ударного сжатия [13]. Температура плавления меди 1083.4°C и никеля 1453°C.

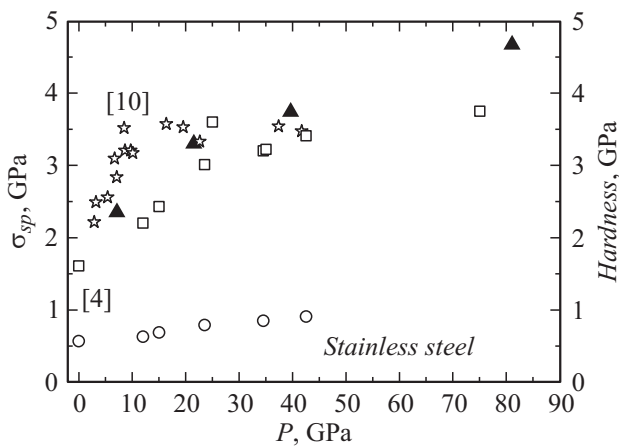


Рис. 5. Зависимость прочностных характеристик нержавеющей стали 12X18H10T от интенсивности ударного сжатия в сравнении с литературными данными [10]. Треугольники — экспериментальные данные, полученные в работе, кружки — значения прочности на разрыв при статическом растяжении сохраненных после ударного сжатия образцов [4]. Квадраты — данные по твердости предварительно сжатых образцов [4].

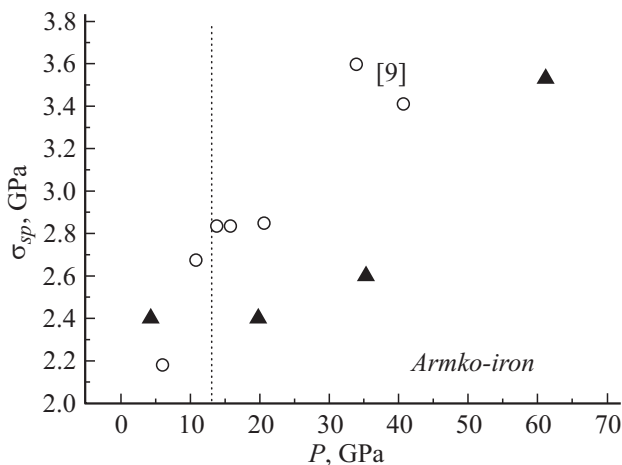


Рис. 6. Зависимость откольной прочности железа Армко от интенсивности ударного сжатия. Пунктиром указано начальное давление α - ϵ фазового перехода [8].

экспериментах не был достигнут порог двойникования и упрочнение наблюдается даже при максимальном давлении ударного сжатия.

На рис. 6 показана зависимость прочностных характеристик, полученных для образцов железа Армко при различных давлениях ударного сжатия. Характер зависимости разрушающих напряжений при отколе, значения которых получены из обработки этих профилей, имеет „обратный“ вид. В диапазоне давлений ударного сжатия до ~ 20 GPa откольная прочность железа Армко практически не изменяется. При дальнейшем росте интенсивности сжатия наблюдается сильный рост сопротивления материала откольному разрушению вплоть до максимальных значений давления, достигнутого в наших

экспериментах. Такой характер зависимости может быть связан с протеканием фазового превращения железа Армко из α -фазы в ϵ -фазу при превышении давления ударного сжатия 13 GPa [8]. В работе [14] также не наблюдалось зависимости откольной прочности железа от амплитуды ударной волны в диапазоне до давления фазового перехода. Можно предположить, что в α -фазе железо слабо подвержено процессу двойникования, который является ответственным за упрочнение материала, тогда как в ϵ -фазе концентрация двойников сильно увеличивается с ростом давления сжатия, приводя к сильному упрочнению материала.

Эксперименты, выполненные с образцами никелида титана $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ — сплава с так называемой „памятью формы“, в котором при варьировании температуры происходит мартенситно-аустенитное превращение [15], также показали немонокотное изменение величины разрушающих напряжений при отколе (рис. 7).

Откольная прочность никелида титана возрастает с ростом давления ударного сжатия, причем сильный рост прочности наблюдается в диапазоне давлений 5–15 GPa, что, по-видимому, обусловлено изменением микроструктуры образцов вследствие мартенситно-аустенитного превращения, инициируемого приложенными напряжениями и ростом температуры образцов при ударном сжатии [15,16]. Пунктиром на рисунке указан возможный диапазон давлений, при котором вследствие роста температуры образцов инициируется мартенситно-аустенитное превращение структуры образцов. Дальнейшее многократное увеличение амплитуды волны сжатия до ~ 65 GPa приводит к слабому увеличению откольной прочности никелида титана, когда материал находится в аустенитной фазе.

Известно, что откольная прочность металлов зависит от скорости деформирования перед разрушением — практически для всех исследованных металлов наблюдается ее рост с уменьшением длительности импульса сжатия [1]. В наших экспериментах, как это можно ви-

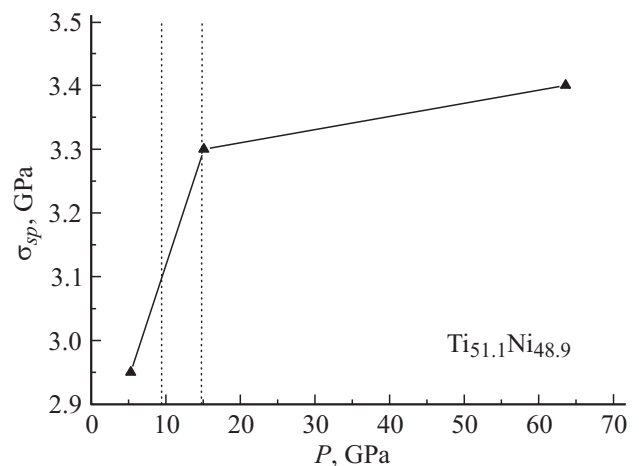


Рис. 7. Зависимость откольной прочности никелида титана $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ от интенсивности ударного сжатия.

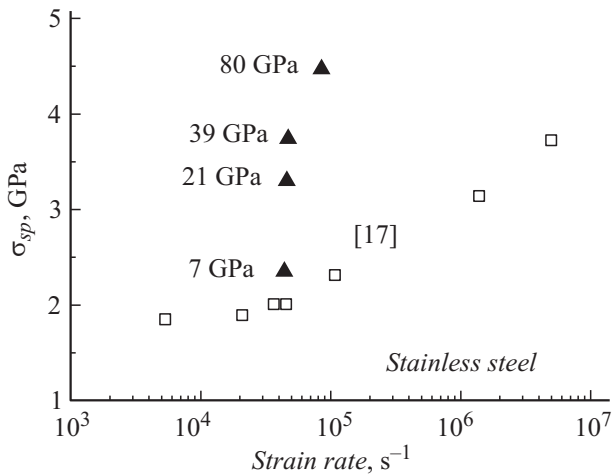


Рис. 8. Зависимость откольной прочности нержавеющей стали 12X18H10T от скорости деформирования и интенсивности импульса сжатия. Квадраты — данные работы [17].

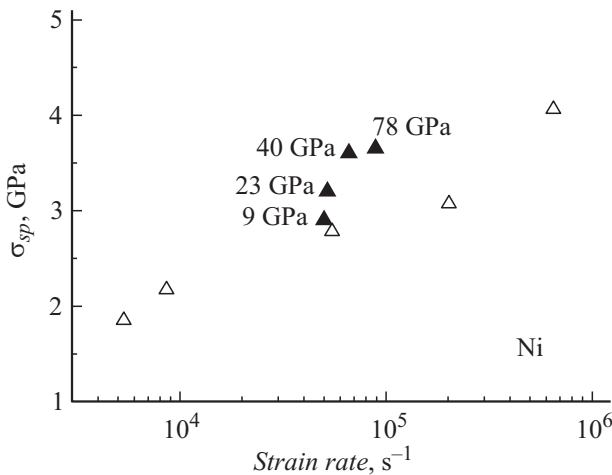


Рис. 9. Зависимость откольной прочности никеля от скорости деформирования и интенсивности импульса сжатия.

деть из сравнения волновых профилей (рис. 1), скорость деформирования растет с ростом амплитуды ударной волны сжатия, что связано с ростом скоростей звука в ударно-сжатом материале. На рис. 8 и 9 показаны зависимости величины разрушающего напряжения при отколе в нержавеющей стали 12X18H10T [17] и никеле от скорости деформирования, полученные при невысоких (> 10 GPa) давлениях ударного сжатия в широком диапазоне длительностей нагрузки, и результаты измерений откольной прочности для этих металлов в широком диапазоне амплитуд импульса сжатия. Под скоростью деформирования здесь понимается скорость расширения вещества в волне разрежения, определяемой из анализа волновых профилей как [1]

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

где c_b — объемная скорость звука, \dot{u}_{fsr} — измеренная скорость спада скорости свободной поверхности испытуемого образца в разгрузочной части импульса ударного сжатия.

Видно, что при незначительном росте скорости деформирования в исследуемых металлах реализуются значительно более высокие критические разрушающие напряжения при отколе с ростом давления в ударной волне.

Заключение

Проведена серия экспериментов по исследованию влияния интенсивности ударного сжатия на откольную прочность ряда технических металлов и сплавов в диапазоне давлений 10–80 GPa. Увеличение динамической прочности металлов, подверженных сильному двойникованию при высокоскоростном деформировании, имеет пороговый характер, обусловленный сильным нагревом вещества при ударном сжатии и, как следствие, термического разупрочнения при максимальных амплитудах ударной волны. Металлы с фазовыми превращениями имеют более сложный характер зависимости прочностных характеристик от интенсивности ударного сжатия. Одинаковое упрочнение металлов наблюдается как после предварительного ударного сжатия, так и в процессе ударно-волнового нагружения образцов, т.е. объемная микроструктура, сформировавшаяся внутри материала, подверженного ударному сжатию, сохраняется после разгрузки в волне разрежения.

Авторы выражают благодарность Л.Г. Ермолову за помощь в подготовке образцов и проведении взрывных экспериментов.

Работа выполнялась в рамках Программы фундаментальных исследований президиума РАН 2П „Вещество при высоких плотностях энергий“, подпрограмма „Термофизические, кинетические и структурные аспекты высокоскоростного деформирования и разрушения твердых тел“.

Список литературы

- [1] Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996. 402 с.
- [2] Antoun T., Seaman L., Curran D.R., Kanel G.I., Razorenov S.V., Utkin A.V. Spall Fracture. Springer, 2003. 404 p.
- [3] Зельдович Я.Б., Райзер Ю.П. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. М.: Наука, 1966. 407 с.
- [4] Мейерс М.А., Мурр Л.Е. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. (Пер с англ.). М.: Металлургия, 1984. 512 с.
- [5] Эпштейн Г.Н. Строение металлов, деформированных взрывом. М.: Металлургия, 1980. 262 с.

- [6] Канель Г.И., Разоренов С.В., Фортвов В.Е. // ЖТФ. 1986. Т. 56. Вып. 3. С. 586–588.
- [7] Канель Г.И., Разоренов С.В., Фортвов В.Е. // ДАН СССР. 1987. Т. 294. Вып. 2. С. 350–352.
- [8] Barker L.M., Hollenbach R.E. // J. Appl. Phys. 1974. Vol. 45. P. 4872–4887.
- [9] Огородников В.А., Иванов А.Г., Тюнькин Е.С. // ФГВ. 1992. Вып. 1. С. 94–98.
- [10] Pavlenko A.V., Malyugina S.N., Kazakov D.N. / Shock compression of condensed matter — 2011 / Ed. by M.L. Elert, W.T. Buttler, J.P. Borg, J.L. Jordan, T.J. Vogler. AIP Conf. Proc. 1426. Chicago, Illinois, USA, 2012. P. 1137–1140.
- [11] Barker L.M., Hollenbach R.E. // J. Appl. Phys. 1972. Vol. 43. N 11. P.4669–4675.
- [12] Гаркушин Г.В., Иванчихина Г.Е., Игнатова О.Н., Каганова И.И., Мальшев А.Н., Подурец А.М., Раевский В.А., Разоренов С.В., Скоков В.И., Тюпанова О.А. // ФММ. 2011. Вып. 2. С. 1–7.
- [13] Fortov V.E., Khishchenko K.V., Levashov P.R., Lomonosov I.V. // Nucl. Instrum. Meth. Phys. A. 1998. Vol. 415. P. 604–608.
- [14] Stevens A.L., Tuler F.R. // J. Appl. Phys. 1971. Vol. 42. P. 5665–5670.
- [15] Корнилов И.И., Белоусов О.К., Качур Е.В. Никелид титана и другие сплавы с эффектом „памяти“. М.: Наука, 1977. 180 с.
- [16] Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предмартенситные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО, 1998. 368 с.
- [17] Канель Г.И., Разоренов С.В., Фортвов В.Е. // ДАН СССР. 1984. Т. 275. Вып. 2. С. 369–371.