

$k = 10$ мм, 2 — режим пристеночного горения [2], $r = 25$ мм, $k = 5$ мм. Кинетические параметры реакции горения аррениусовского типа: энергия активации 3,5 МДж/кг, тепловой эффект 2 МДж/кг, предэкспонент 10^{10} с⁻¹, порядок реакции — первый. Кривые $DD_0^{-1}(n)$ имеют ярко выраженный минимум. Аналогичный характер зависимостей $DD_0^{-1}(n)$ отмечен в экспериментах [8]. Таким образом, изменение геометрических размеров шероховатости позволяет регулировать скорость детонации, а наблюдаемый минимум скорости объясняется, по-видимому, максимальным значением коэффициента λ .

Заключение

Проведенные исследования показали, что существует возможность целенаправленного изменения скорости газовой детонации путем выбора соответствующих геометрических характеристик шероховатости. Весьма важно, что при этом можно пользоваться данными о гидравлическом сопротивлении каналов с разными типами препятствий в условиях установившегося потока. Последнее существенно расширяет круг проектных решений при разработке защитных устройств, предназначенных для подавления или ослабления детонационных волн. Кроме того, существуют оптимальные размеры шероховатости данного типа, при которых эффект гашения максимален. Например, при использовании защитного экрана из кольцевых вставок в трубопроводе, подверженном риску возникновения детонации, наиболее эффективна расстановка колец с $s/k = 5 \div 10$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зельдович Я. Б. ЖЭТФ, 1940, 10, 5, 542.
2. Зельдович Я. Б., Гельфанд Б. Е., Борисов А. А. и др. Хим. физика, 1985, 4, 2, 279.
3. Зельдович Я. Б., Гельфанд Б. Е., Каждан Я. М. и др. ФГВ, 1987, 23, 3, 103.
4. Craig J. E., Haines K. // Proc. 12th Symp. (Intern.) on Shock Tubes and Waves.— Jerusalem, 1980.
5. Koch R. VDI-Forschungs-Heft 469.— Dusseldorf: VDI-Verlag, GmbH, 1959.
6. Whitham G. Linear and Nonlinear Waves.— London: Wiley & Sons, 1974.
7. Zel'dovich Ya. B., Borisov A. A., Gelfand B. E. et al. // Dynamics of Explosions/ Ed. A. L. Kuhl et al.— N. Y.: AIAA Inc., 1988.— V. 14.
8. Guenoche H., Manson N. Revue de l'Institute du Petrole, 1949, 2, 53.

г. Москва

Поступила в редакцию 21/X 1988,
после доработки — 10/V 1989

УДК 532.593.539.213

Р. С. Исхаков, В. И. Кирко, А. А. Кузовников, М. Л. Зырянов

ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Известно, что ударно-волновое нагружение кристаллических материалов приводит к появлению в них различного рода дефектов, фазовых превращений [1]. Структура аморфных металлических сплавов (АМС) уже в исходном состоянии насыщена дефектами, поэтому вопрос направленности в них структурных перестроек после нагружения является проблематичным. В [2] изучались ленточные образцы АМС после ударно-волновой обработки с давлением $p \leq 35$ ГПа. Наблюдалась неизменность картин рентгеновской дифракции и микротвердости материала. Вследствие этого сформулирован вывод о том, что в АМС будут проис-

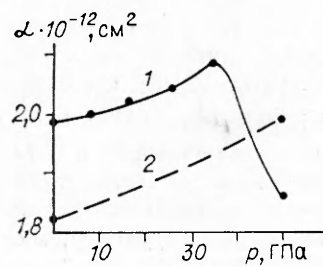


Рис. 1. Изменение параметра обмена α в зависимости от давления нагружения p .
1 — $\text{Co}_{58}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$; 2 — $\text{Fe}_{65}\text{B}_{15}$.

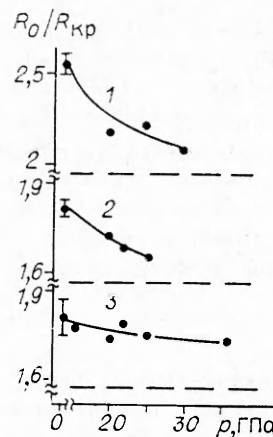


Рис. 2. Отношение $R_0/R_{кр}$ в зависимости от p .
1 — $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{20}\text{Si}_8\text{B}_{12}$; 2 — $\text{Co}_{70}\text{Fe}_5\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$; 3 — $\text{Fe}_{67}\text{Ni}_6\text{Si}_{11}\text{B}_{15}$.

ходить изменения только при $p > 90$ ГПа как результат близости остаточных температур к температуре кристаллизации.

В [3] магнитоструктурными методами по увеличению параметра обменного взаимодействия показано, что на масштабах ~ 10 Å структура АМС $\text{Co}_{58}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$ после нагружения упорядочивается. Кроме того, обнаружено появление гетерогенности микроструктуры: в части объема материала до некоторого давления происходил рост локальной магнитной анизотропии, обусловленный накоплением внутренних напряжений. При больших давлениях менялся характер деформации АМС, что привело к резкому уменьшению величины поля анизотропии, а также параметра обменного взаимодействия (рис. 1).

Настоящая работа посвящена исследованию перестройки структуры АМС под действием ударных волн, которая регистрировалась по изменению электрических характеристик, термической стабильности, а также методами магнитоструктурного анализа. Использовалась схема нагружения типа «сэндвич», подобная [2], остаточная деформация образцов в виде фольг толщиной 20–30 мкм оценивалась по изменению их линейных размеров и не превосходила 6 % при $p \leq 50$ ГПа и длительности импульса ~ 1 мкс. Электрические характеристики изучались на ленточных образцах сплавов $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{20}\text{Si}_8\text{B}_{12}$, $\text{Co}_{70}\text{Fe}_5\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$ и $\text{Fe}_{67}\text{Ni}_6\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$ в исходном состоянии и после обработки с $p \leq 35$ ГПа. Необходимо отметить, что точность определения удельного электросопротивления лент АМС во многом ограничена наличием на поверхности образцов развитого технологического рельефа, вносящего значительную ошибку в величину их сечения. Поэтому в работе использовался метод относительных измерений, обеспечивающий погрешность ~ 1 %.

Изменение электрических характеристик определялось по величине отношения исходного электросопротивления образца к сопротивлению его же в кристаллическом состоянии $R_0/R_{кр}$. Как известно, величина скачка функции $R(T)$ при кристаллизации является структурно-чувствительной характеристикой. Для измерения параметра $R_0/R_{кр}$ образцы отжигались при температуре на 250 К выше температуры кристаллизации $T_{кр}$ в течение 1 ч. Предполагалось, что такой отжиг приводит к формированию кристаллической структуры и устраняет вклад, обусловленный нагружением. Поэтому по $R_0/R_{кр}$ судили об изменении сопротивления вследствие обработки. Эксперименты показали, что после ударно-волнового нагружения характер зависимости сопротивления от температуры не изменился, однако наблюдалось небольшое повышение $T_{кр}$ на 10–15 К при 35 ГПа.

Зависимость $R_0/R_{кр}$ от давления приведена на рис. 2. Нагружение сплавов $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{20}\text{Si}_8\text{B}_{12}$ и $\text{Co}_{70}\text{Fe}_5\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$ привело к уменьшению их элект-

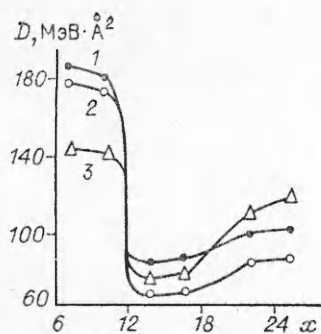


Рис. 3. Зависимость коэффициента спин-волновой жесткости D от концентрации бора x в сплавах $Fe_{100-x}B_x$. 1 — отжиг; 2 — исходная лента; 3 — нагружение 50 ГПа.

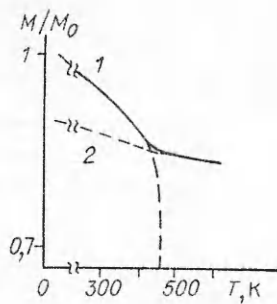


Рис. 4. Термомагнитная кривая M/M_0 для исходного кристаллического образца $Fe_{92.5}B_{7.5}$. Излом отражает выключение вклада фазы $\theta-Fe_3B$. 1 — $\alpha-Fe + \theta-Fe_3B$; 2 — $\alpha-Fe$.

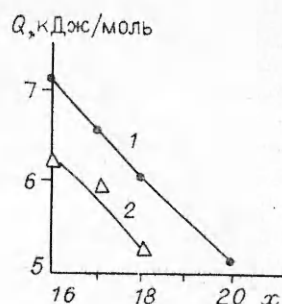


Рис. 5. Величина теплоты кристаллизации Q в зависимости от содержания бора x . 1 — исходная лента; 2 — после нагружения, $p = 35$ ГПа.

росопротивления. Очевидно, что эффект может быть обусловлен упорядочением топологического ближнего порядка (ТБП) под действием ударных волн (УВ). Однако это утверждение нуждается в дополнительных доказательствах, которые будут приведены ниже.

Сравнительный анализ структурных изменений после нагружения в кристаллических и аморфных сплавах проводился на сплавах системы $Fe_{100-x}B_x$. Образцы получали закалкой из расплава в виде лент в кристаллическом ($7,5 \leq x \leq 11$) и аморфном состоянии ($12 \leq x \leq 25$). Измеряли параметр обменного взаимодействия α (характеристика, чувствительная к изменению ТБП на масштабах $\sim 10 \text{ \AA}$), намагниченность насыщения M_0 и температуру Кюри T_K (характеристики, чувствительные к изменению фазового состава). Термическая стабильность образцов исследовалась с помощью дифференциально-термического анализа (ДТА).

Для сплавов системы $Fe - B$ установлено, что они как в кристаллическом, так и в аморфном состоянии микроструктурно гетерофазны. Так, кристаллические сплавы ($7,5 < x < 11$) состоят из матрицы $\alpha-Fe$ и включений орторомбического $\theta-Fe_3B$ [4]. В аморфном состоянии при $12 \leq x \leq 16$ наблюдаются аморфные кластеры с ТБП типа $\theta-Fe_3B$ и $\alpha-Fe$, а при $16 < x \leq 25$ существуют кластеры с ТБП $\theta-Fe_3B$ и $\tau-Fe_3B$ [5]. Данные по микроструктурности структуры кристаллических сплавов $Fe - B$ согласуются с нашими измерениями исходных образцов по ходу кривой намагничивания.

На рис. 3 приведена зависимость коэффициента спин-волновой жесткости $D = g_{\mu_B} \alpha M_0$ ($g_{\mu_B} M_0 = \text{const}$) от содержания бора. Видно, что существуют три характерные области, соответствующие различной кластерной структуре сплавов. Ударно-волновое нагружение приводит к противоположным изменениям обменного взаимодействия для кристаллической и аморфной областей. В кристаллическом сплаве величина D уменьшается, что соответствует повышению дефектности структуры, ее разупорядочению. В аморфном состоянии в обеих областях после обработки D растет, что соответствует упорядочению ТБП. Необходимо учитывать тот факт, что структура образцов в силу ее метастабильности чувствительна также к термическому воздействию, следовательно, упорядочение может происходить в результате влияния остаточных температур. Поэтому исследовалось изменение параметра обмена и после термического отжига в интервале температур и времени выдержки, перекрывающем возможные остаточные температуры.

Рис. 3, 1 соответствует образцам, полученным после отжига исходных сплавов при 420 К в течение 30 мин. Видно, что здесь изменение D носит одинаковый характер и для аморфных, и для кристаллических

областей, повышение соответствует снижению дефектности структуры. (В аморфной области величина роста коэффициента D примерно одинакова для всего интервала концентрации.) Однако различие трансформации исходной кривой $D(x)$ под действием ударных волн и температуры позволяет предполагать, что вклад УВ в изменение ТБП доминирует.

На рис. 4 приведена термоманитная кривая $M(T)$ для исходного кристаллического образца ($x=7,5$). На кривой $M(T)$ в области $T=420$ К наблюдается излом, обусловленный выключением вклада фазы $\theta\text{-Fe}_3\text{V}$ с $T_K \approx 430$ К в интегральную намагниченность образца (фаза $\alpha\text{-Fe}$ имеет $T_K=1130$ К). Видно, что после ударно-волнового нагружения этот излом отсутствует, что свидетельствует об изменении фазового состава. С учетом постоянства намагниченности насыщения M_0 можно предположить, что произошел фазовый переход $\theta\text{-Fe}_3\text{V}$ в более плотноупакованную модификацию $\tau\text{-Fe}_3\text{V}$ с $T_K \approx 870$ К. Для аморфных образцов вид термоманитных кривых и величина намагниченности $M_0 = 1650$ Гс не изменились.

На рис. 5 приведено значение теплоты кристаллизации Q аморфных сплавов $\text{Fe}_{100-x}\text{V}_x$, измеренное на лентах до и после нагружения. Видно, что для всех составов обработка приводит к уменьшению теплоты фазового перехода. Это свидетельствует о перестройке аморфной структуры в более равновесное состояние или об упорядочении ТБП. Так как тепловыделение регистрируется при $T=720$ К $\approx T_{кр}$, то из результатов, представленных на рисунке, следует, что внесенные структурные изменения устойчивы по отношению к предыдущему отжигу.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дерibas А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом.— Новосибирск: Наука, 1980.
2. Murr L. E., Inal O. T., Wang S. Mater. Sci. Engng, 1981, 49, 1, 57.
3. Исхаков Р. С. и др. ФТТ, 1986, 28, 2, 590.
4. Takashi M. et al. Jap. J. Appl. Phys., 1981, 20, 10, 1821.
5. Покатилов В. С., Миичев А. И. Тез. докл. III Всесоюз. конф. «Проблемы исследования структуры аморфных металлических сплавов».— М., 1988.— Ч. 1.

г. Красноярск

Поступила в редакцию 20/XII 1988

УДК 541.12.034.2 : 036

Д. Л. Гурьев, Л. И. Копанева

ВОЗДЕЙСТВИЕ УДАРНОЙ ВОЛНЫ С НЕАДИАБАТИЧЕСКОЙ РАЗГРУЗКОЙ НА Nb_2O_5 И MgF_2

Один из способов понижения остаточной температуры ударно-сжатого вещества — неадиабатическая разгрузка, при которой нарушается изоэнтропная зависимость давления p и температуры T . Ее целесообразно осуществлять закалкой мелкодисперсных частиц в потоке охладителя под давлением.

В настоящей работе ударно-волновая методика закалки потоком используется до $p=160$ ГПа. С целью изучения действия метода на физико-химические превращения конденсированных веществ использовались Nb_2O_5 — вещество со специфическим и хорошо изученным ударно-волновым полиморфизмом [1—4] и MgF_2 , обладающий высокой энергией диссоциации. В применяемом устройстве можно создавать давления до 500 ГПа и проводить разгрузку со скоростями 10^{10} — 10^{11} К/с. В опытах контролировали скорость движения ударной волны (УВ) в стенке рабочей ячейки. Давление в стенке p_1 рассчитывалось по известной ударной