

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 термомагнитная кривая $M(T)$ для исходного кристаллического образца ($x=7,5$). На кривой $M(T)$ в области $T=420$ К наблюдается излом, обусловленный исключением 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 термомагнитных 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 $\approx T_{\text{кр}}$, 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

Таблица 1

Фазовые превращения Nb_2O_5 в УВ

Номер опыта	p_1 , ГПа	Исходные фазы	Продукты ударного сжатия	x (Nb_xO_2)	Параметры элементарной ячейки Nb_xO_2	
					a , Å	c , Å
301—87	4	<i>H, M, T</i>	<i>H, M, T</i>	—	—	—
300—87	6	<i>H, M, T</i>	<i>H, M, T</i>	—	—	—
308—87	6	<i>H, M</i>	<i>H, M</i>	—	—	—
298—87	10	<i>H, M, T</i>	<i>T, M</i>	—	—	—
304—87	10	<i>H, M</i>	<i>H, M</i>	—	—	—
315—87	60	<i>T</i>	<i>T, r</i>	—	—	—
299—87	60	<i>H, M, T</i>	<i>T, r</i>	—	—	—
320—87	104	<i>H, M</i>	<i>T, r</i>	0,97	4,83	3,009
323—87	120	<i>H, M</i>	<i>T, r</i>	0,84	4,77	3,069
310—87	138	<i>H, M</i>	<i>T, r</i>	0,83	4,759	3,067
313—87	158	<i>T</i>	<i>T, r</i>	0,84	4,760	3,071

адиабате материала $D = 4000 + 1,58u$ м/с. Давление в исследуемом веществе, по-видимому, отличается от давления в стенке незначительно, за счет многократных отражений.

Ударно-волновое нагружение Nb_2O_5 проведено при $p = 4 \div 158$ ГПа и при начальной температуре $T_n = 268 \div 291$ К. Сохраненный продукт исследовали на рентгеновском дифрактометре. Исходное вещество — $H-Nb_2O_5$ ($a = 21,05$, $b = 3,822$, $c = 19,29$ Å, $\beta = 119,8^\circ$) с небольшим количеством ($\leq 5\%$) примесей $T-Nb_2O_5$ (орторомбическая структура, $a = 6,179$, $b = 29,21$, $c = 3,932$ Å) и $M-Nb_2O_5$ (моноклинная элементарная ячейка, $a = 12,73$, $b = 4,88$, $c = 5,56$ Å, $\beta = 105^\circ$). Результаты представлены в табл. 1. Полное превращение $H-Nb_2O_5$ в $T-Nb_2O_5$ произошло при $p = 10$ ГПа, температура ударно-сжатой окиси ниобия при этом давлении $T_y = 750$ К, длительность ударного импульса 5 мкс. Снижение давления $H-T$ -перехода обусловлено как увеличением времени действия УВ, так и повышением T_y . Фаза $M-Nb_2O_5$ более устойчива, чем $H-Nb_2O_5$, по отношению к воздействию невысоких давлений. При $p > 60$ ГПа образуется смесь двух фаз: $T-Nb_2O_5$ и $r-Nb_xO_2$ со структурой рутила. Получено несколько нестехиометрических фаз Nb_xO_2 со структурой рутила ($0,83 \leq x \leq 0,97$) за счет изменения условий нагружения. Максимальный выход $r-Nb_xO_2$ наблюдается при $p = 138$ ГПа. Отношение сильных рентгеновских линий Nb_xO_2 (110) и $T-Nb_2O_5$ (100) в конечных продуктах составило в этом случае 2,7.

В отличие от сжатия в цилиндрических [1] или плоских [3] ампулах сохранения, в которых охлаждение осуществляется в остаточном

Таблица 2

Ударное сжатие MgF_2

Номер опыта	p , ГПа	Продукты ударного сжатия	Отношение интенсивностей сильных рентгеновских линий
285—86	60	MgF_2, MgO, Mg	$MgO/MgF_2 = 0,58$, Mg — сл.
287—87	104	MgF_2, Mg	$MgO/MgF_2 = 5,9$
288—87	104	MgF_2, MgO, Mg	$MgO/MgF_2 = 0,38$, Mg — сл.
296—87	104	Mg	
273—86	138	MgF_2, MgO, Mg	$MgO/MgF_2 = 0,20$, $Mg/MgF_2 = 0,27$
281—86	138	MgF_2, MgO, Mg	$MgO/MgF_2 = 0,32$, Mg — сл.

Таблица 3

Рентгенограмма продуктов разложения

Рентгенограмма		Картотека ASTM	
$d, \text{Å}$	Интенсивность	$d, \text{Å} (\text{MgF}_2)$	$d, \text{Å} (\text{Mg})$
3,286	ср.	3,265	—
2,816	с.	—	2,780
2,604	о. с.	—	2,606
2,477	ср.	—	2,453
2,233	ср.	2,231	—
2,070	сл.	2,067	—
2,020	—	Железо	
1,910	сл.	—	1,901
1,627	ср.	—	1,605
1,529	сл.	1,526	—
1,479	ср.	—	1,473
1,382	ср.	1,382	—

Примечание. ср.—средняя, с.—слабая, о. с.—очень слабая; $p = 104$ ГПа.

режиме за счет теплоотвода в холодную стенку, давления порядка 100 ГПа при закалке потоком не приводят к образованию высокотемпературных (M, H, X) фаз в конечных продуктах. Это объясняется увеличением скорости закалки и снижением остаточной температуры.

Результаты воздействия УВ с амплитудой ≤ 140 ГПа и неадиабатической разгрузкой на MgF_2 представлены в табл. 2. Рентгеноструктурный анализ показал присутствие металлического магния в продуктах (табл. 3), что объясняется диссоциацией исходного дифторида магния в УВ с последующей закалкой степени диссоциации при разлете. Параметры решетки полученного магния ($a = 3,250, c = 5,206 \text{ Å}$) несколько отличаются от литературных данных ($a = 3,210, c = 5,210 \text{ Å}$), по-видимому, из-за присутствия примесей. После прогрева продуктов ударного сжатия опыта 287-87 до 1070 К на ИК-спектре обнаружена интенсивная линия поглощения $450-550 \text{ см}^{-1}$, характерная для MgO и отсутствовавшая до проведения отжига.

В заключение можно сделать выводы, что при нагружении Nb_2O_5 УВ интенсивностью ≤ 160 ГПа с неадиабатической разгрузкой в конечных продуктах отсутствуют высокотемпературные фазы M, H, X . Полное превращение $H\text{-Nb}_2\text{O}_5$ в $T\text{-Nb}_2\text{O}_5$ происходит при $p = 10$ ГПа. Воздействие УВ давлением ~ 100 ГПа на MgF_2 приводит к его диссоциации и появлению в продуктах металлического магния.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ададунов Г. А., Бреусов О. Н., Дробышев В. Н. и др. // Горение и взрыв.— М.: Наука, 1972.
3. Tamura S. J. Mater. Sci., 1972, 7, 298.
3. Kikuchi K., Kusaba K., Vannai E. et al. Jap. J. Appl. Phys., 1985, 24, 12, 1600.
4. Бреусов О. Н., Дремни А. Н., Дробышев В. Н. и др. Журн. неорг. химии, 1973, 18, 2, 295.

п. Менделеево

Поступила в редакцию 17/V 1988,
после доработки — 31/V 1989