

УДК 539.37, 669.018.2

ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СВОЙСТВА КРИОГЕННОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА — СПЛАВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

В. А. Огородников, Н. Н. Попов, И. В. Севрюгин, Н. Д. Севрюгина,
В. И. Лучинин, С. В. Ерунов, О. А. Есин

Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики,
607190 Саров

Приведены результаты экспериментального исследования ударно-волнового деформирования никелида титана и его влияния на кристаллографическую структуру и температуры аустенитно-мартенситных превращений. Установлено, что в диапазоне давлений до 2 ГПа ударно-волновое нагружение приводит к изменению дефектности и параметров решетки, однако этого оказывается недостаточно для заметных изменений температур аустенитно-мартенситного перехода и проявления эффекта памяти формы.

Сплавы, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ), благодаря своим уникальным свойствам в настоящее время находят широкое применение в промышленности и медицине [1–3]. В ряде случаев сплавы с ЭПФ могут быть использованы для изготовления элементов конструкций, испытывающих в процессе эксплуатации нагрузки ударно-волнового типа [4]. Это обстоятельство обуславливает необходимость изучения влияния ударно-волнового нагружения на проявление такими сплавами ЭПФ. Имеющиеся в литературе данные по этому вопросу, например для высокотемпературных сплавов, неполны и противоречивы. В работе [5] показано, что в результате ударного воздействия на сплав TiNi температуры мартенситных превращений возрастают. В [6] при тех же параметрах высокоскоростного нагружения для того же сплава TiNi этого не наблюдается. Сведения о влиянии ударных нагрузок на поведение криогенного сплава TiNi в литературе отсутствуют.

В данной работе представлены результаты экспериментального исследования ударно-волнового деформирования криогенного сплава никелида титана в аустенитном состоянии. С использованием образцов из этого сплава изучено влияние предварительного ударно-волнового нагружения различной интенсивности на кристаллографическую структуру и температуры аустенитно-мартенситных превращений.

Исследование ударно-волнового деформирования сплавов никелида титана. Для изучения динамического поведения никелида титана и влияния импульсов давления на кристаллографическую структуру и ее свойства проведена серия опытов при различной интенсивности ударно-волновой нагрузки. Исследования проводились на баллистическом ударном комплексе [7] с использованием сплавов с массовыми долями компонентов: Ti — 51,4 %, Ni — 45,8 %, Fe — 2,8 % (сплав 1) и Ti — 50,7 %, Ni — 46,1 %, Fe — 3,2 % (сплав 2).

Исследуемый образец диаметром 28 мм и высотой 20 мм запрессовывали в обойму из стали с наружным диаметром 90 мм. Такую мишень нагружали ударником из стали диаметром 75 мм и высотой 22 мм и тормозили после нагружения в малоплотной среде (полиэтиленовая стружка). В каждом опыте с помощью емкостного датчика диаметром 20 мм с охранным кольцом [8] регистрировали скорость свободной поверхности образца $W(t)$.

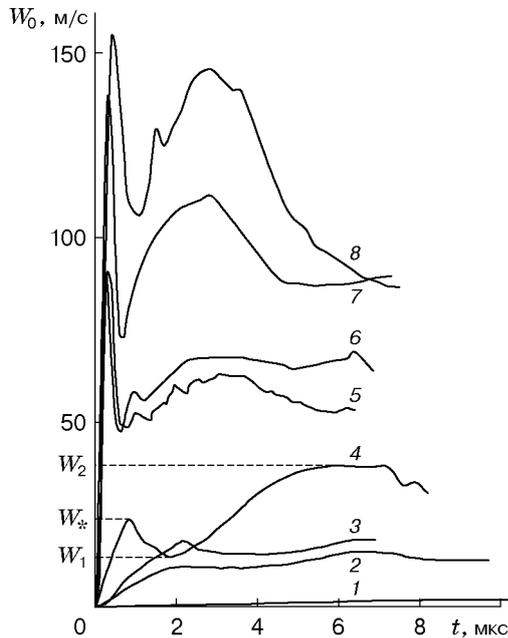


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности сплавов 1, 2:

1–8 — $W_0 = 3,7; 14,5; 18,5; 26,7; 91,4; 95,8; 135,1; 150,8$ м/с

Используя электроконтакты, измеряли также скорость подлета ударника W_0 и скорость ударной волны в образце D . По профилю $W(t)$ оценивали величину динамического предела текучести $\sigma_s = 0,5[(1 - 2\nu)/(1 - \nu)]\rho_0 D_1 W_1$, где ν — коэффициент Пуассона; ρ_0 — плотность сплава TiNi; D_1 — скорость упругой волны; W_1 — скорость свободной поверхности образца при выходе на нее упругой волны.

На рис. 1 приведены профили $W(t)$, полученные в опытах со сплавами 1 и 2 при различных скоростях ударника W_0 . Для кривой 4 показаны скорость свободной поверхности в пике давления W_* , скорость упругой W_1 и пластической W_2 волн. Из анализа рис. 1 следует, что при исследуемых режимах нагружения сплав TiNi ведет себя как упруго-вязкопластическое тело. Видна значительная дисперсия фронта волны сжатия, которая уменьшается с увеличением интенсивности нагружения.

При $W_0 \geq 14,5$ м/с наблюдается двухволновая конфигурация, связанная с упруго-пластическим переходом, причем с увеличением интенсивности нагружения сокращается временной интервал между фронтами упругой W_1 и пластической W_2 волн. При скоростях $W_0 \geq 91,4$ м/с выделить упругую волну в явном виде уже не представляется возможным. При этом на профилях $W(t)$ при $W_0 \geq 18,5$ м/с отчетливо видна нестационарность, связанная с пиком давления на фронте упругой волны W_* . Этот пик давления аналогичен “зубу текучести”, который имеет место для ряда металлов при статических и ударных испытаниях. Аналогичная сложная структура ударной волны с “зубом текучести” наблюдалась, например, в стали [9].

Следует отметить, что профили $W(t)$, измеренные с использованием образцов из различных партий при близких скоростях ударника (опыты 5, 6), практически не отличаются друг от друга. В табл. 1 приведены параметры пика давления $u_* = W_*/2$, p_* , упругой волны $u_1 = W_1/2$, p_1 , σ_s и пластической волны $u_2 = W_2/2$, D_2 , p_2 . При расчете $p_* = \rho_0 c u_*$ и $p_1 = \rho_0 c u_1$ использовались значения $\rho_0 = 6,3$ г/см³ и $D_* = D_1 \approx c = 5,2$ км/с, а при расчете $p_2 = p_1 + \rho_0(D_2 - u_1)(u_2 - u_1)$ — значение D_2 , вычисленное по измеренному временному интервалу с момента соударения ударника с образцом (электроконтактный датчик) до момента выхода пластической волны на свободную поверхность образца (емкостный датчик). Записи датчиков регистрировались на одном измерительном канале. На рис. 2 приведен участок ударной адиабаты, построенной по данным опытов, проведенных со сплавом 1.

Таблица 1

Номер опыта	Сплав	W_0 , м/с	u_* , м/с	p_* , ГПа	u_1 , м/с	p_1 , ГПа	σ_s , ГПа	u_2 , м/с	D_2 , км/с	p_2 , ГПа
1	1	3,7	—	—	1,0	0,03	—	—	—	—
2	1	14,5	—	—	5,0	0,16	0,10	7,4	2,48	0,20
3	1	18,5	8,8	0,29	7,0	0,23	0,13	9,0	2,53	0,26
4	2	26,7	11,8	0,38	7,0	0,23	0,13	19,0	3,50	0,49
5	1	91,4	45,0	1,48	—	—	—	31,0	4,27	0,86
6	2	95,8	46,0	1,49	—	—	—	35,0	4,40	0,99
7	2	135,1	70,0	2,26	—	—	—	56,0	4,44	1,58
8	1	150,8	77,0	2,49	—	—	—	73,0	4,38	2,01

Влияние ударно-волнового нагружения никелида титана на кристаллографическую структуру, температуры аустенитно-мартенситных превращений и ЭПФ. После ударно-волнового нагружения образцы из сплава 1 разрезались на заготовки вдоль направления действия нагрузки. Из них изготавливались образцы диаметром 3 мм и высотой 10 мм с резьбовыми головками. Для проведения рентгенофазовых измерений снимались две фаски шириной 2 мм. С использованием подготовленных таким образом образцов и образцов-свидетелей, выполненных из ненагруженного материала, методом рентгеноструктурного анализа исследовались плотность дислокаций, размеры зерна или область когерентного рассеяния, температуры начала A_s , M_s и конца A_f , M_f аустенитного и мартенситного превращений соответственно.

На рис. 3 приведены дифрактограммы $I(2\theta)$ образцов сплава 1 в аустенитном состоянии при $T = 293$ К и скоростях ударника от 3,7 до 150,8 м/с. Видно, что с ростом скорости нагружения как дефектность, так и параметры решетки аустенита изменяются. При этом уменьшается интенсивность и увеличивается ширина линии отражения, соответствующей кристаллографической плоскости (110). По данным рентгеноструктурного анализа

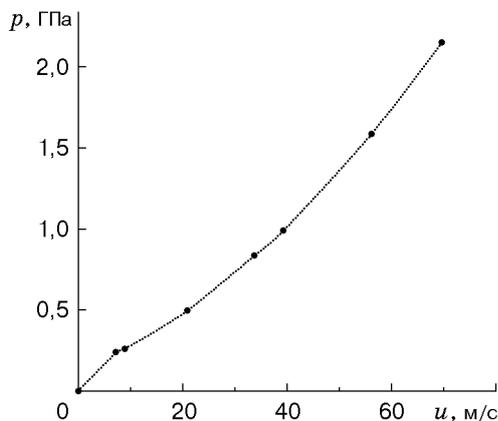


Рис. 2

Рис. 2. Ударная адиабата TiNi

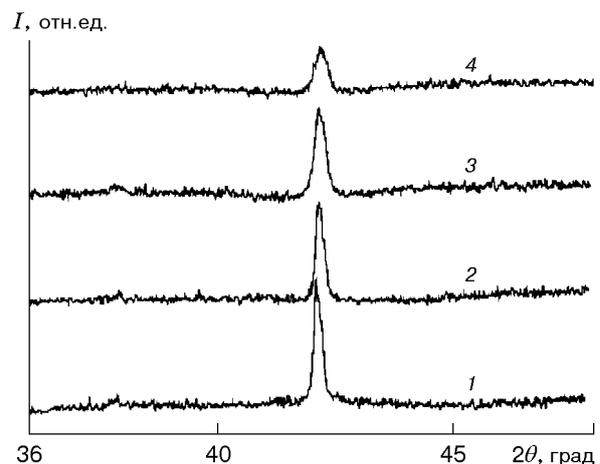


Рис. 3

Рис. 3. Дифрактограмма образцов из TiNi в аустенитном состоянии:
1-4 — $W_0 = 3,7; 18,5; 91,4; 150,8$ м/с

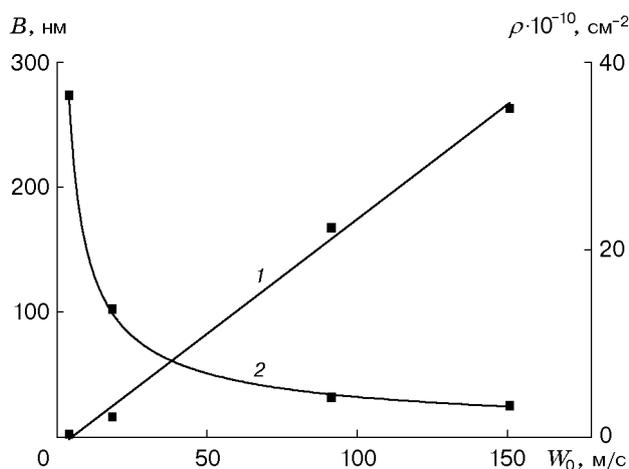


Рис. 4. Зависимость параметров дефектной структуры в сплаве TiNi от интенсивности ударно-волнового нагружения:
1 — ρ , 2 — B

определялись параметры тонкой структуры и плотности дислокаций [10].

На рис. 4 приведена зависимость плотности дислокаций ρ и размера области когерентного рассеяния B от скорости нагружения W_0 . Вид зависимостей свидетельствует о заметной эволюции дефектной структуры с увеличением интенсивности нагружения.

Методом рентгеноструктурного анализа в [11] определялись температуры аустенитного A_s , A_f и мартенситного M_s переходов, значения которых при различных скоростях нагружения представлены в табл. 2. Кроме того, по результатам механических испытаний определялись температуры обратного мартенситного превращения A_s , A_f . Различие между значениями A_s , A_f , полученными разными методами, не превышает погрешности эксперимента.

Из анализа приведенных данных следует, что температура начала прямого мартенситного превращения M_s уменьшается с ростом скорости нагружения, снижаясь на 40 К при достижении максимальной скорости ударника 150,8 м/с. Это свидетельствует о стабилизации аустенитной фазы. В то же время температуры обратного мартенситного превращения A_s , A_f практически не зависят от интенсивности ударной волны в исследованном диапазоне давлений, что обуславливает увеличение ширины гистерезиса мартенситного превращения в сплаве 1. Отмеченное изменение в поведении температур связано, по-видимому, с эволюцией дефектной структуры в сплаве TiNi с увеличением интенсивности ударно-волнового нагружения.

В результате исследований установлено, что сплавы 1, 2 никелида титана в аустенитном состоянии имеют достаточно сложный характер ударно-волнового деформирования. Для сплава 1 в диапазоне давлений до 2 ГПа наблюдается изменение дефектности и параметров решетки аустенита, однако этого оказывается недостаточно для значительного изменения температур A_s , A_f и проявления ЭПФ.

Таблица 2

W_0 , м/с	A_s , К	A_f , К	M_s , К
0	191 (194)	223 (208)	133
3,7	191	218	128
18,5	193	218	128
91,4	193 (186)	216 (207)	113
150,8	193 (187)	205 (204)	93

Примечание. В скобках указаны температуры обратного мартенситного превращения A_s , A_f .

ЛИТЕРАТУРА

1. **Perkins J.** TiNi and TiNi-x shape memory alloys // Metall. 1981. V. 3. P. 153–163.
2. **Гюнтер В. Э., Котенко В. В., Поленичкин В. К., Итин В. И.** Применение сплавов с памятью формы в медицине // Изв. вузов. Физика. 1985. № 5. С. 127–132.
3. **Харрисон Д. Д., Хогсон Д. Е.** Использование сплавов системы TiNi в механических и электрических соединениях. Эффект памяти формы в сплавах. М.: Металлургия, 1979.
4. **Разов А. И., Чернявский А. Г.** Применение сплавов с эффектом памяти формы в космической технике: прошлое и будущее // Материалы XXXV семинара “Актуальные проблемы прочности”, Псков, 15–18 сент. 1999 г. Псков: Изд-во Псков. политехн. ин-та, 1999. С. 254–259.
5. **Богданов А. П., Пикус И. М., Лученок А. Р.** Исследование влияния ударно-волнового нагружения на структурные факторы соединения TiNi // Влияние высоких давлений на свойства материалов: Материалы V Респ. семинара, Киев, 8–12 авг. 1983 г. Киев: Наук. думка, 1983. С. 188–190.
6. **Лихачев В. А., Шиманский С. Р.** Влияние скорости деформирования на обратимую память формы никелида титана // Пробл. прочности. 1988. № 2. С. 65–68.
7. **Минеев В. Н., Погорелов В. П., Иванов А. Г. и др.** Установка для исследования поведения материалов и конструкций при динамических нагрузках // Физика горения и взрыва. 1978. Т. 14, № 3. С. 129–133.
8. **Иванов А. Г., Новиков С. А.** Метод емкостного датчика для регистрации мгновенной скорости движущейся поверхности // Приборы и техника эксперимента. 1963. № 1. С. 135–139.
9. **Иванов А. Г., Новиков С. А., Синицын В. А.** Исследование упругопластических волн в железе и стали при взрывном нагружении // Физика твердого тела. 1963. Т. 5. С. 269–278.
10. **Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н.** Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Моск. ин-т сталей и сплавов, 1994.
11. **Попов Н. Н., Севрюгина Н. Д., Сидоркин М. Ю., Севрюгин И. В.** Измерение температур мартенситно-аустенитного перехода сплава на основе TiNi методом рентгенофазового анализа // Физика металлов и металловедение. 1998. Т. 86. С. 137–144.

Поступила в редакцию 18/VII 2000 г.
