

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНОГО НИКЕЛЬ-ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ПРЕССОВАНИЯ ВЗРЫВОМ

Л. С. Тарасова, В. П. Жереб*, В. И. Кирко

Научно-исследовательский физико-технический институт
Красноярского государственного университета, 660036 Красноярск

*Сибирская аэрокосмическая академия, 660123 Красноярск

*Институт химии и химической технологии СО РАН, 660049 Красноярск

Методами рентгенофазового, дифференциально-термического и термогравиметрического анализов изучено воздействие ударно-волнового нагружения на состояние аморфного сплава $Ni_{50}Ti_{50}$, полученного механоактивационным синтезом. Показано, что ударно-волновое нагружение приводит, с одной стороны, к дополнительному разупорядочению аморфной матрицы, с другой — к улучшению структуры микрокристаллов кристаллической составляющей аморфного сплава $Ni_{50}Ti_{50}$.

Получение изделий из аморфного никель-титанового сплава состава $Ni_{50}Ti_{50}$ — сплава с эффектом памяти формы — неизбежно связано с применением давления. В [1, 2] установлено сильное влияние давления и пластического течения на дисперсность, механические свойства и характер фазовых превращений кристаллического никелида титана.

Перспективным методом получения высокоплотных образцов является применение сверхвысоких давлений, в том числе ударно-волнового нагружения.

Цель настоящей работы — изучить физико-химические последствия ударно-волнового нагружения взрывом на состояние исходного аморфного сплава $Ni_{50}Ti_{50}$, полученного механоактивационным синтезом, и на процесс его кристаллизации.

Механоактивационный синтез проводили по методике, описанной в [3]. Порошок прессовали в режиме динамического компактирования по плоской схеме. На массивную металлическую подложку приклеивали рамку из алюминиевой фольги, состоящую из нескольких ячеек, в которые засыпали порошок аморфного сплава. С внешней стороны рамки для ограничения деформации прессовки в волне разгрузки засыпали порошок алебаstra. На поверхность порошка накладывалась металлическая пластина с размещенным на ней зарядом взрывчатого вещества. Прессование осуществлялось метанием металлической пластины скользящей детонационной волной. В результате прессования получали прямоуголь-

ные образцы-компакты размерами $10 \times 10 \times 3$ мм. Параметры прессования приведены в табл. 1. Все режимы прессования обеспечивали высокую механическую прочность полученных компактов, их микротвердость по Виккерсу (нагрузка 100 г) не превышала 700 кг/мм^2 .

Исследование полученных образцов-компактов проводили методами рентгенофазового (РФА) (дифрактометр ДРОН-3, CuK_{α} -излучение), дифференциально-термического (ДТА) и термогравиметрического (дериватографы С и Q-1500, воздушная и гелиевая среды) анализов.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Использованная ранее [3] методика обработки экспериментальных результатов, выделяющая по данным РФА микрокристаллическую и аморфную составляющие в сплавах, полученных механоактивационным синтезом, обеспечивает возможность наблюдения и анализа влияния ударно-волнового нагружения на обе составляющие отдельно.

Результаты РФА компактов показали, что ударно-волновое нагружение сплава $Ni_{50}Ti_{50}$ приводит к ослаблению интенсивности аморфного гало по сравнению с ненагруженным сплавом; полуширина гало при увеличении мощности нагружения (в режимах прессования № 1–3) уменьшается незначительно и резко возрастает при максимальной интенсивности нагружения (в режиме № 4) (табл. 2). Совокупность этих данных позволяет говорить об

Таблица 1

Параметры прессования порошков аморфного сплава Ni₅₀Ti₅₀

Режим прессования	Взрывчатое вещество	Масса взрывчатого вещества, г	Площадь поверхности порошка, см ²
1	Аммонит + 30 % NaCl	140	12
2	Аммонит + 30 % NaCl	140	20
3	Аммонит	140	9
4	Аммонит	160	6

Таблица 2

Влияние режима ударно-волнового нагружения на параметры аморфного гало прессовок сплава Ni₅₀Ti₅₀

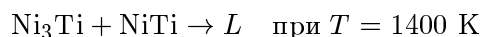
Параметры аморфного гало	Режимы прессования				Исходный порошок
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	
Интенсивность (<i>I</i>), отн.ед.	82	80	78	63	86
Полуширина (<i>l</i> _{1/2}), отн.ед.	72	66	60	73	76
<i>l</i> _{1/2} / <i>I</i>	0,87	0,83	0,77	1,16	0,88

усилении разупорядочения в аморфной матрице при ударно-волновом нагружении.

Анализ фазового состава микрокристаллической составляющей образца после ударно-волнового нагружения показывает, что динамическое прессование не меняет разнообразия кристаллических фаз по сравнению с исходным состоянием образца, полученного механоактивационным синтезом [3]: в нем также присутствуют фазы NiTi в различных модификациях и Ni₃Ti, но диффузность дифракционных максимумов понижена, что связано, по-видимому, с повышением совершенства кристаллической структуры образующихся фаз. Отмечено некоторое изменение соотношения интенсивности рефлексов гексагональной структуры Ni₃Ti, вероятнее всего, в результате преимущественной ориентации сильно разупорядоченных атомных плоскостей, их микроструктурирования.

Обнаруженная тенденция в изменении структуры образца после ударно-волнового нагружения меняет поведение материала при нагревании. По данным ДТА нагревание компакта до температуры $T = 1473$ К (в потоке He) после ударно-волнового нагружения по режиму № 4 (см. табл. 1) сопровождается четырьмя слабыми экзотермическими эффектами при $T = 423, 513, 733$ и 873 К и двойным эндотермическим эффектом при $T = 1400$ и 1444 К (рис. 1). Эндотермические эффекты относятся, вероятно, к плавлению (*L*) эвтектической сме-

си NiTi и Ni₃Ti:



— и к полному плавлению фаз NiTi и Ni₃Ti:



Для интерпретации слабых тепловых эффектов в низкотемпературной области был проведен изотермический отжиг прессованных образцов с последующим их рентгенофазовым

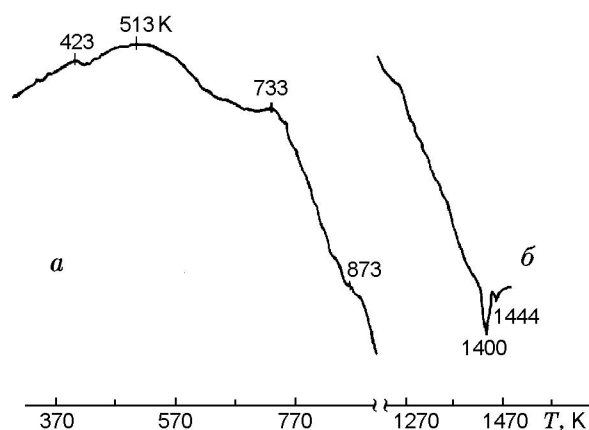


Рис. 1. Кривая ДТА (поток He, линейное нагревание) образца аморфного сплава Ni₅₀Ti₅₀ после ударно-волнового нагружения в низко- (а) и высокотемпературной (б) областях

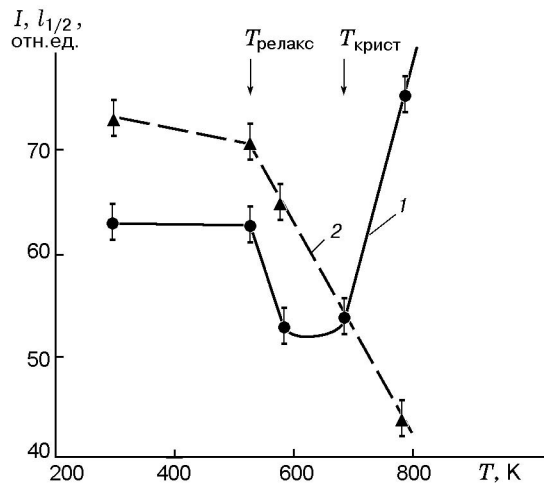


Рис. 2. Изменение интенсивности I (1) и ширины l (2) гало на дифрактограммах прессовок аморфного сплава $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ после изотермического отжига

анализом. Сопоставление результатов ДТА с данными РФА образцов после изотермического отжига позволяет связать процессы, происходящие в интервале $T = 473 \div 623$ К, со структурной релаксацией аморфной матрицы, а экзотермические эффекты, наблюдаемые при $T = 733$ и 873 К, — с процессами кристаллизации Ni_3Ti и NiTi за счет роста микрокристаллов той же кристаллической структуры, сформировавшихся еще в ходе механоактивационного синтеза.

Конечными продуктами кристаллизации (при нагревании в инертной среде) аморфного сплава $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$, полученного механоактивационным синтезом и подвергнутого затем ударно-волновому нагружению, являются Ni_3Ti и NiTi в кубической модификации, а также Ni и $\alpha\text{-Ti}$.

Обращает на себя внимание существенно иной характер изменения интенсивности гало после изотермического отжига образцов-компактов по сравнению с ненагруженными образцами [3], отожженными при тех же условиях (рис. 2). Минимум на кривой изменения интенсивности гало в интервале $T = 523 \div 723$ К указывает на глубокую перестройку структуры материала в этом интервале, не связанную с кристаллизацией, а имеющую релаксационный характер — аннигиляция микронапряжений, введенных в материал в процессе ударно-волнового нагружения.

С этим интервалом температур связана еще одна особенность поведения материала по-

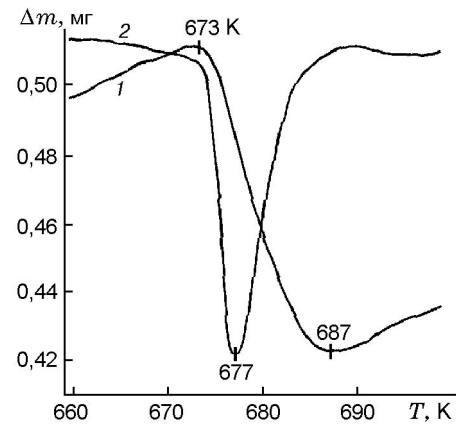


Рис. 3. Термогравиметрическая кривая нагревания (1) и ее производная (2) свежепрессованного с помощью ударно-волнового нагружения образца аморфного сплава $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$

сле ударно-волнового нагружения. По данным термогравиметрии (рис. 3) при нагревании свежепрессованного с помощью ударно-волнового нагружения образца $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ при $T = 677$ К наблюдается скачкообразное уменьшение массы вещества на $\approx 0,2\%$. У образцов, пролежавших после прессования три месяца или год, изменение массы менее выражено и происходит в более широком интервале температур. Убыль массы может быть связана с выделением газов, включенных в материал при ударно-волновом нагружении. Этот процесс может протекать параллельно с релаксацией микронапряжений и сопровождаться сильным разупорядочением структуры. Именно он может быть ответственным за снижение интенсивности рентгеновского гало прессованных образцов в интервале $T = 523 \div 723$ К.

Прочность компактов значительно увеличится, если перед прессованием провести низкотемпературный отжиг исходного аморфного порошка $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$. При кристаллизации аморфного вещества образуются продукты, зерна которых меньше исходных аморфных частиц, из которых они образуются, т. е. происходит диспергирование материала, а это, в свою очередь, увеличивает прочность сцепления частиц. При взрывном прессовании происходит перемешивание слоев материала, вводится дополнительная энергия, которая усиливает кристаллизационные процессы, умножает число кристаллических зародышей. Поэтому, если привести аморфную систему в предкристаллизационное состояние — отжечь при $T = 423 \div 523$ К

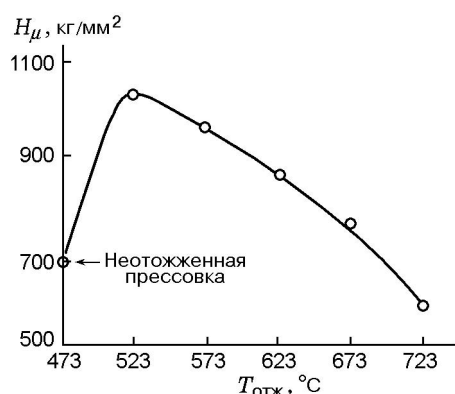


Рис. 4. Изменение микротвердости компактов аморфного сплава $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ после изотермического отжига

и затем провести ударно-волновое нагружение, плотность компактов становится значительно больше, чем у тех, которые прессовались без такой предварительной подготовки. Максимальная прочность наблюдается в образце, отожженном при $T = 523 \text{ K}$, и составляет 1025 кг/мм^2 , что в полтора раза превышает значение микротвердости неотожженной прессовки (рис. 4).

ВЫВОДЫ

Ударно-волновое нагружение аморфного сплава $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$, полученного с помощью механоактивационного синтеза, усиливает разупорядочение в аморфной матрице при некотором повышении степени совершенства кристаллической структуры микрокристаллической составляющей, не меняя при этом ее исходного фазового состава.

Кристаллизация аморфного сплава $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ после ударно-волнового нагружения проходит в интервале $T = 733 \div 873 \text{ K}$ с образованием конечных продуктов — Ni_3Ti и NiTi в кубической модификации, а также Ni и $\alpha\text{-Ti}$.

При нагревании до $T = 523 \div 673 \text{ K}$ в образцах $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ после ударно-волнового нагружения происходит релаксация напряжений, сопровождаемая слабым изменением массы образца (0,2 %) за счет выделения включенных при нагружении газов.

Предварительный отжиг аморфного порошка при $T = 423 \div 523 \text{ K}$ увеличивает микротвердость компакта в полтора раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Жорин В. А., Федоров В. Б., Хакимов Д. К. и др.** Формирование ультратонкой структуры в никелиде титана при пластическом течении под высоким давлением // Докл. АН СССР. 1984. Т. 275, № 6. С. 1447–1449.
2. **Морохов И. Д., Федоров В. Б., Галкина Е. Г. и др.** Изучение гетерогенной структуры и свойств никелида титана после обработки давлением // Физикохимия ультрадисперсных систем. М.: Наука, 1987. С. 157–160.
3. **Тарасова Л. С., Жереб В. П., Кирко В. И. и др.** Поведение аморфного никель-титанового сплава, полученного механоактивационным синтезом, при нагревании в различных средах // Металлофизика и новейшие технологии. 1994. Т. 16, № 11. С. 68–73.

*Поступила в редакцию 18/X 1999 г.,
в окончательном варианте — 31/I 2001 г.*