

УДК 621.762

Н.В. АРТЮХОВА, Ю.Ф. ЯСЕНЧУК*, KIM JI-SOON**, В.Э. ГЮНТЕР****РЕАКЦИОННОЕ СПЕКАНИЕ ПОРИСТЫХ СПЛАВОВ
НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Работа посвящена вопросам реакционного спекания пористых сплавов никелида титана, проявляющих эффект памяти формы. Проведен анализ структуры и параметров эффекта памяти формы для сплавов, полученных при различных режимах реакционного спекания. Определены температурные и временные интервалы появления очагов жидкофазного спекания, ответственных за качественное изменение фазы TiNi в спекаемой реакционной системе Ti–Ni. Исследованы морфология структуры и свойства пористого сплава. Предложены модели взаимодействия фаз и фазовых превращений в спекаемом сплаве. Установлено, что изменение параметров формоизменения пористого никелида титана коррелирует с увеличением объемной доли фазы TiNi и ее связанностью при увеличении времени спекания.

Ключевые слова: пористый сплав никелида титана, система Ti–Ni, реакционное спекание, твердофазное спекание, память формы, фаза TiNi, метод растровой электронной микроскопии, метод микрорентгеноспектрального анализа.

Известно, что пористый никелид титана, полученный методом реакционного спекания, крайне неоднороден по структуре и химическому составу, и это характерно для данного металлургического метода [1]. Основная доля неоднородностей связана с недостаточно полным превращением в ходе реакционного синтеза. Структурно-фазовая неоднородность спеченного сплава особенно высока на твердофазной стадии спекания. Повышение температуры переводит спекаемую систему из твердофазной стадии в жидкофазную, увеличивая гомогенность продукта. Однако рост температуры ограничен одновременным ростом пор и усадкой образца, что является нежелательным. Задача получения высокопористого никелида титана путем реакционного спекания сводится к нахождению оптимального сочетания температуры, времени выдержки, размеров пор и фазовой однородности структуры сплава. Главными обобщенными показателями качества спекания являются сохранение формы первичных частиц порошка и степень оплавленности поверхности пористого сплава после спекания. При оптимальном сочетании появление расплава вызывает резкое ускорение процессов массопереноса и, как следствие, приводит к увеличению прочности образца. Заметим, что для снижения до минимума процессов усадки, роста пор и внутризеренной ликвиации сплава количество расплава должно оставаться минимальным.

При реакционном спекании системы Ti–Ni наиболее легкоплавкой составляющей является фаза Ti₂Ni, плавление которой стимулирует этап жидкофазного спекания, запускающий процессы реакционно-диффузионного взаимодействия. Это приводит к появлению крупных пор [2, 3], в дополнение к уже образовавшимся на твердофазном этапе оболочек фазы TiNi. На жидкофазном этапе формируется дополнительная губчатая фаза TiNi, которая может играть значительную роль в проявлении физико-механических свойств спеченного сплава.

Целью данной работы является изучение структуры и закономерностей формирования фазы TiNi при реакционном спекании системы Ti–Ni в зависимости от времени выдержки 1.5–3 ч и влияния ее на физико-механические характеристики спеченного высокопористого сплава.

Наибольший интерес в сплавах на основе никелида титана представляет эффект памяти формы и явление сверхэластичного поведения. В данной работе также исследуется влияние особенностей структуры фазы TiNi полученных пористых сплавов на многократный эффект памяти формы и в сочетании с результатами измерения удельного электросопротивления проводится сравнительный анализ с уже имеющимися в литературе данными исследования монолитных сплавов с памятью формы.

Материалы и методы исследования

Три группы цилиндрических образцов пористого сплава никелида титана, размером 8×52 мм, получали методом реакционного спекания в электровакуумной печи в кварцевых формах. В качестве компонентов шихты использовали порошки титана марки ПТЭМ и никеля марки ПНК-ОТ4.

Обязательным условием при спекании является получение высокопористых образцов. Температурный интервал спекания определялся экспериментально в интервале до 950 °С. Исходя из необходимости сохранения высокой пористости образца, допускалось плавление лишь фазы Ti_2Ni для получения расплава и инициирования жидкофазного взаимодействия без усадки [4].

При спекании первой группы образцы нагревали до максимальной температуры, а затем сразу охлаждали до комнатной температуры. Вторую группу выдерживали при максимальной температуре 90 мин, третью – 180 мин соответственно.

Структуру пористых образцов изучали с использованием шлифов, приготовленных типовыми металлографическими методиками [5] – световой и электронной растровой микроскопии, на микроскопах Axiovert 25Mat и PHILIPS SEM 515. Состав фаз определяли с помощью микроанализатора EDAX ECON IV.

Спеченные пористые цилиндрические образцы разрезали электроэрозионным методом на пластины размером 35×7×1 мм. Исследование многократного эффекта памяти формы (МЭПФ) проводили методом макродеформации в режиме изгиба.

Этот метод надежно регистрирует изменение величины остаточной и необратимой деформации образца, позволяя оценить параметры МЭПФ, с изменением структуры продукта реакционного спекания. Большая часть температурной зависимости всего многофазного образца отражает сложную деформацию небольшой составляющей сплава – фазы $TiNi$, испытывающей обратимое фазовое превращение под действием температуры и постоянной нагрузки.

Анализ результатов

В результате анализа структуры пористых образцов, спеченных с различной выдержкой, удалось выделить некоторые общие черты процесса спекания, который мы разделили на два этапа: твердофазный и жидкофазный.

Твердофазный этап

После спекания с максимальной температурой 950 °С и нулевой выдержкой микроструктура пористого сплава максимально дифференцирована, что дает возможность представить ее в виде набора реакционных ячеек (РЯ) и определить пять структурных составляющих этих ячеек (рис. 1, а): 1 – ядро РЯ образовано твердым раствором на основе Ti_β ; 2 – сплошная оболочка ядра образована фазой Ti_2Ni , толщина которой не превышает 20 мкм; 3 – сплошная оболочка образована фазой $TiNi$; 4 – островки на внешней поверхности оболочки $TiNi$ образованы фазой $TiNi_3$; 5 – внешняя губчатая оболочка РЯ, образованная твердым раствором $N\gamma$, имеет особенности (табл. 1).

Часто титановое ядро (рис. 1, б) состоит из нескольких частей 1, разделенных дендритами 6 и оболочкой 2, состав которых близок к Ti_2Ni , либо может быть образовано эвтектоидом $Ti_\beta+Ti_2Ni$, либо только интерметаллидом Ti_2Ni . Наряду с закрытыми симметричными ячейками встречаются ячейки открытые, несимметричные (рис. 1, а).

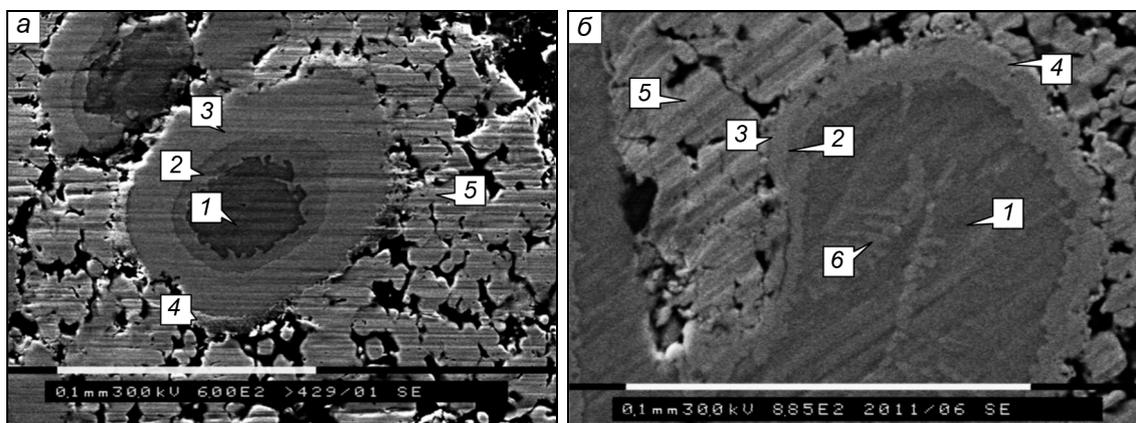


Рис. 1. РЯ в структуре образца на этапе твердофазного спекания: а – закрытая симметричная РЯ; б – РЯ с составным титановым ядром

Исходя из существующих представлений о реакционном спекании [2, 6] и экспериментальных данных, можно сделать вывод, что уже при минимальной выдержке в результате встречного

диффузионного транспорта между титановой частицей и окружающими ее частицами никеля формируются РЯ, состоящие из трех интерметаллических оболочек – Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$ и двух твердых растворов – Ti_β и N_γ . Твердый раствор Ti_β , образующий монолитное ядро РЯ и содержащий до 10 ат. % Ni, при охлаждении может претерпевать изотермический распад с превращением в эвтектид Ti_2Ni+Ti_β либо оставаться в метастабильном состоянии. В твердом растворе N_γ , образующем пористую периферию РЯ, содержание титана меняется в пределах 0.6–3.0 ат. %. Формирование оболочки фазы Ti_2Ni происходит благодаря диффузии никеля со стороны никелевого губчатого массива через образующиеся продукты реакции, которые тормозят дальнейшую диффузию никеля [7].

Внешняя губчатая оболочка реакционной ячейки, образованная твердым раствором N_γ , имеет неоднородную плотность. На периферии образца реакционные ячейки имеют менее плотную губчатую оболочку по сравнению с центральной зоной. Рост контактных шеек в соответствии с диффузионной теорией массопереноса [8, 9] сопровождается сильной деформацией частиц никеля, за счет которой уменьшаются межчастичные поры в центральной части образца. Так, на периферии образца в губчатой оболочке средний размер межчастичных пор около 150 мкм, а в центре – примерно 0.5–1.0 мкм. Средний же размер пор по образцу – 12 мкм.

Таблица 1

Концентрационный состав фаз

№ п/п	Наименование фазы	Концентрация* Ni, ат. %
1	Титановое ядро Ti_β	9.7
2	Оболочка, близкая к Ti_2Ni	35.4
3	Оболочка, близкая к $TiNi$	54.3
4	Оболочка с островками $TiNi_3$	76.3
5	Область губчатого массива, близкая к N_γ	98.8
6	Дендриты, близкие к Ti_2Ni	32.3
7	Зернограничные фазы, близкие к $Ti_\beta+Ti_2Ni$	30.0
8	Тело зерна Ti_β	7.5
9	Переходная зона	–
10	Область грануляций	–
11	Область дендритов	–
12	Темно-серая фаза в пределах переходной зоны	37.55
13	Светло-серая фаза в пределах переходной зоны	49.80

Примечание. *Остальное Ti.

Интенсивный теплоотвод с периферии образца является причиной пониженной температуры на периферии и вследствие этого сохранения крупных межчастичных пор. Спекание в реакционной системе Ti–Ni осуществляется благодаря суммарному теплу от главного внешнего источника – нагревателя печи и от дополнительного внутреннего источника – экзотермической реакции синтеза интерметаллидов. Собственная температура спекаемой системы за счет экзотермической добавки превышает температуру окружающей среды и с поверхности образца происходит отток тепла. При этом спекаемая система разделена на две зоны: более горячую центральную, в которой тепловой поток из центра к периферии не оказывает влияния на структуру образца, и менее горячую периферию, где его влияние заметно проявляется в более крупных порах сплава, так как тепла в этой зоне не достаточно для уплотнения частиц никеля.

В результате реакционной диффузии титана в мелкие никелевые частицы, смежные с крупной титановой частицей, содержание титана в них достигает примерно 25 ат. % в соответствии со стехиометрией интерметаллида $TiNi_3$. Уже в следующем ряду частиц никеля, не соприкасающихся с титановой, концентрация титана уменьшается до 1–3 ат. % и соответствует твердому раствору N_γ . Такое скачкообразное изменение концентрации титана можно объяснить резким прекращением диффузионного потока, вызванного отрывом частиц, смежных с титаном от остального губчатого никелевого массива в результате их усадки. Усадка этих частиц вызвана, в свою очередь, появлением эвтектики $TiNi+TiNi_3$ на границе с оболочкой фазы $TiNi$ и локальным повышением температуры выше 1100 °С благодаря экзотермичности фазового превращения $TiNi+Ni \rightarrow TiNi_3$.

Жидкофазный этап

Увеличение времени выдержки до 90 мин при температуре около 950 °С приводит к плавлению наиболее легкоплавкой составляющей – фазы Ti_2Ni и, в соответствии со взглядами на жидкофазное спекание, вызывает качественный переход процесса спекания от твердофазной стадии к жидкофазной с формированием вторичной структуры. Интенсивность этого перехода определяется скоростями плавления фазы Ti_2Ni , капиллярного растекания расплава и растворения в расплаве фаз $TiNi$, Ti_β , N_γ , $TiNi_3$.

Вторичная структура при этом теряет регулярность, свойственную первичной, а также существенно меняются поры спекаемой системы. Вместо одного типа межчастичных пор первичной структуры образуются три типа пор во вторичной структуре.

1 тип – центральные поры размером 30–70 мкм формируются на месте ядра РЯ (рис. 2) в результате плавления фазы Ti_2Ni и одновременным растворением фазы Ti_β . Часть расплава впитывается оболочкой $TiNi$ и в ней формируется зона, обогащенная титаном, которая при кристаллизации образует вторичную фазу Ti_2Ni . Центральные поры часто содержат остатки титанового ядра в виде зерен δ с оболочкой γ (см. табл. 1).

2 тип – кольцевые поры образуются между интерметаллической оболочкой $TiNi$ и титановым ядром в результате плавления фазы Ti_2Ni и частичного растворения титанового ядра.

3 тип – извилистые поры образуются в губчатом массиве в результате взаимодействия твердого раствора N_γ с расплавом фазы Ti_2Ni . Расплав, растекаясь под действием капиллярных сил по губчатому массиву, частично растворяет его. После взаимодействия с расплавом эта остаточная фаза сохраняет свою морфологию, но приобретает неоднородный концентрационный состав, местами близкий к $TiNi$, местами – к $TiNi_3$. Средний размер извилистых пор вторичной структуры увеличивается примерно до 25 мкм за счет частичного плавления и капиллярного растекания губчатого массива никеля. Эти предполагаемые процессы вполне согласуются с принципами жидкофазного спекания, описанными другими авторами [9–11].

Взаимодействие расплава фазы Ti_2Ni 2 с оболочкой первичной фазы $TiNi$ 3 на жидкофазной стадии спекания приводит к появлению переходной зоны 9 шириной 5–20 мкм (рис. 3, а).

Диффузионная переходная зона (рис. 3, б) состоит из двух областей: грануляций 10 и дендритов 11. Шири-

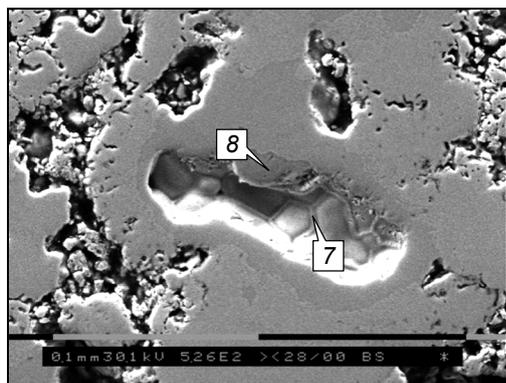


Рис. 2. Микрофотографии вторичной структуры. Общий вид центральной поры после расплавления ядра РЯ

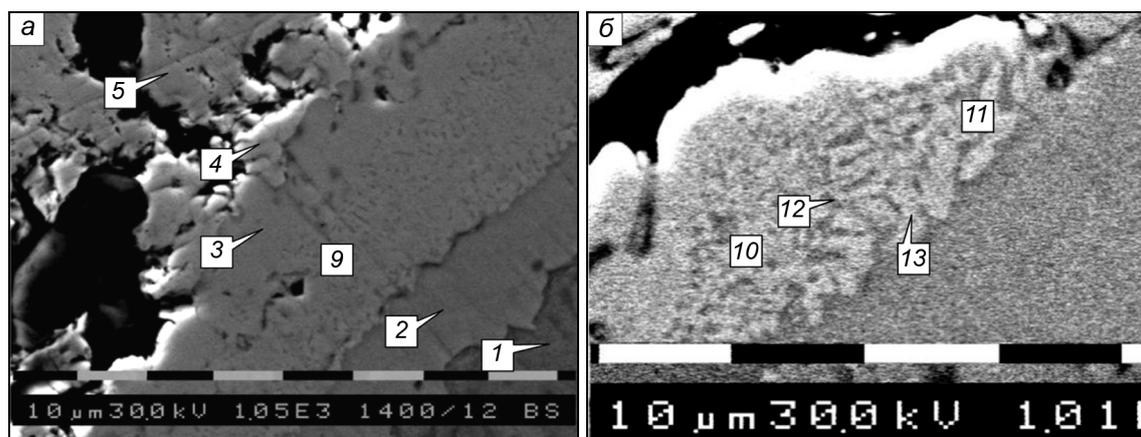


Рис. 3. Микрофотографии фрагментов переходной зоны Ti_2Ni – $TiNi$ в реакционной ячейке: а – общий вид переходной зоны; б – области грануляции и дендритов

на области грануляций составляет 3–11 мкм, области дендритов – 4–10 мкм. Состав темно-серой фазы 12 – $Ni_{38}Ti_{62}$ в пределах переходной зоны соответствует области $(Ti_2Ni+TiNi)$ фазовой диаграммы системы Ti – Ni , а светло-серая фаза 13 – $Ni_{50}Ti_{50}$ – области гомогенности соединения $TiNi$. Фаза $TiNi$ 1, образовавшаяся на первом этапе спекания в результате твердофазной реакции между

порошками Ti и Ni, на втором жидкофазном этапе взаимодействует с расплавом фазы Ti_2Ni 2 в течение 3-часовой выдержки, что приводит к появлению переходной зоны шириной 5–17 мкм на периферии фазы TiNi.

В ходе кристаллизации переходной зоны твердая фаза TiNi взаимодействует с окружающим расплавом Ti_2Ni по перитектическому механизму. При этом идут два разнонаправленных процесса: ветвление дендритов, способствующее уменьшению концентрационного переохлаждения; изотермическое укрупнение структуры согласно эффекту Гиббса – Томсона благодаря поверхностной диффузии. Большой градиент концентрации перед фронтом кристаллизации дендритных ветвей приводит к нестабильности процесса, в ходе которого меняется состав и количественное соотношение дендритов и расплава переходной зоны [12, 13].

Множественный эффект памяти формы под нагрузкой

При анализе полученных для серии пористых образцов экспериментальных зависимостей МЭПФ использованы результаты работы [4], в которой исследованы монолитные сплавы и проведен совместный анализ рентгеноструктурных исследований и температурных зависимостей макродеформации под нагрузкой, в результате которого определена последовательность фазовых превращений в температурном интервале $-196 \div +200$ °С. Также проведен сравнительный анализ полученной экспериментальной зависимости МЭПФ для пористого образца, спеченного с 1.5-часовой выдержкой (рис. 4), и известной зависимости МЭПФ для литого сплава $Ti_{50}Ni_{48}Fe_2$ (рис. 5). Полученную зависимость разбили на участки подобно известной и сопоставили им последовательности фазовых превращений, найденные для монолитного сплава. Перегибы зависимости МЭПФ на участках $b-M_s$ и $h-i$ свидетельствуют о двухстадийности как прямого, так и обратного мартенситного превращения $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ [4].

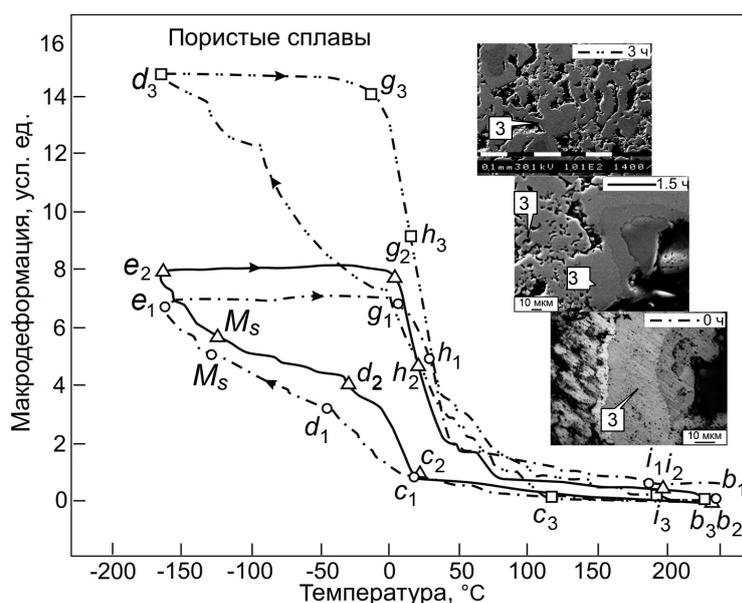


Рис. 4. Множественный эффект памяти формы под постоянной нагрузкой совместно с микроструктурой пористых образцов с выдержками спекания 0, 1.5 и 3.0 ч

При подобии на отмеченных участках зависимостей МЭПФ пористого и монолитного образцов существуют и отличия. На полученной зависимости отсутствуют два участка, отмеченные для литого сплава, что вызвано недостаточной полнотой превращения, характерной для пористых сплавов никелида титана [14]. Отсутствуют участки $e-f$ и $f-g$, для которых в литом сплаве характерно исчезновение и появление вновь R -фазы при заметном росте и доминировании фазы $B19'$. Из этого можно сделать вывод, что в исследуемом пористом сплаве количество R -фазы в конце прямого перехода уменьшается, а рост фазы $B19'$ тормозится и ее значительно меньше, чем в литом сплаве.

Температурный гистерезис $\Delta T_{R \leftrightarrow B19'}$, графически определенный по полученной температурной зависимости МЭПФ, для образца с 1.5-часовой выдержкой спекания составляет 120–150 °С, в то время как для сплава $Ti_{50}Ni_{48}Fe_2$ этот интервал составляет 30 °С. Для перехода $B2 \leftrightarrow R$ значения

температур находятся в интервале (42–130 °С), для перехода $R \leftrightarrow B19$ – в интервале (152–182 °С) (табл. 2).

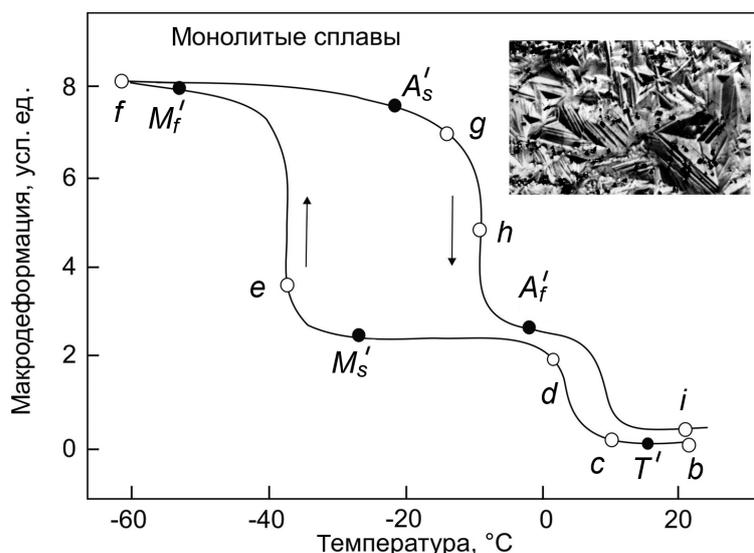


Рис. 5. Схематическое представление многократного эффекта памяти формы $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ под постоянной нагрузкой в монолитном сплаве $Ti_{50}Ni_{48}Fe_2$

Таблица 2

Параметры эффекта памяти формы для пористых образцов, полученных при различных выдержках

Параметры эффекта памяти формы	Выдержка, ч		
	Нет выдержки	1.5-часовая выдержка	3-часовая выдержка
Температурный гистерезис $\Delta T_{B2 \leftrightarrow R}$, °С	130	66	42
Температурный гистерезис $\Delta T_{R \leftrightarrow B19}$, °С	182	167	152
Накопленная деформация, усл. ед.	6.3	7.8	13.8
Остаточная деформация, усл. ед.	0.81	0.74	0.52

Накопление деформации при прямом переходе $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ (рис. 5) проходит намного медленнее, чем возврат при обратном переходе $B19' \rightarrow R \rightarrow B2$, что позволяет отнести кинетику прямого перехода к атермическому типу, характерному для превращений 2-го типа по Тонгу и Вайману, а кинетику обратного перехода – к взрывному типу, характерному для превращений 1-го типа [15].

У образца с 3-часовой выдержкой спекания ветвь прямого превращения на зависимости МЭПФ стала еще больше соответствовать атермической кинетике перехода, хотя на участке прямого превращения b_3-d_3 не удалось выделить участков, характерных как для превращения $B2 \rightarrow R$, так и для $R \rightarrow B19'$, и высокотемпературная и низкотемпературная фазы присутствуют в пористом образце на всем температурном интервале превращений $-196 \div +200$ °С [4].

Подводя итог описанным особенностям, можно отметить, что температурные интервалы мартенситных превращений в пористых образцах расширяются из-за неоднородности концентрационного и фазового состава продукта спекания. Неоднородность структуры усугубляется крайней неоднородностью нагрузки высокопористых образцов, при которых в образцах всегда достаточно много участков, одновременно находящихся в состоянии либо растяжения, либо сжатия или изгиба.

Как видно из распределения максимальной и остаточной деформации в зависимости от времени спекания (табл. 2), наименьшую величину максимальной накопленной деформации 6.3 усл. ед. имеет образец с нулевой выдержкой спекания, что связано с наибольшей степенью изоляции фазы $TiNi$ между оболочками фазы Ti_2Ni и губчатым массивом никеля в пределах каждой реакционной ячейки (рис. 5). Увеличение максимальной накопленной деформации от 7.8 до 13.8 усл. ед. при увеличении выдержки спекания от 1.5 до 3 ч связано с образованием дополнительной губчатой составляющей фазы $TiNi$ за счет взаимодействия губчатого никеля с расплавом фазы Ti_2Ni . Иначе меняются величины температурного гистерезиса переходов $B2 \leftrightarrow R$, $R \leftrightarrow B19$ –

они уменьшаются с увеличением времени выдержки, что особенно заметно для перехода $B2 \leftrightarrow R$ (см. табл. 2). Температурный гистерезис характерен для бездиффузионного перехода $R \leftrightarrow B19$, в то время как переход $B2 \leftrightarrow R$ не имеет температурного гистерезиса [4], что хорошо видно на примере сплава $Ti_{50}Ni_{48}Fe_2$. В пористом сплаве зависимость имеет другой вид (см. рис. 5), что можно объяснить смешанным типом перехода, при котором превращения $B2 \rightarrow R$ и $R \rightarrow B19$ проходят не последовательно на малом числе центров роста, а одновременно на большом количестве центров роста, оказывая взаимное влияние. Именно поэтому на этой зависимости сложно выделить участки $B2 \rightarrow R$ - и $R \rightarrow B19$ -переходов, хорошо различимые для литого сплава (см. рис. 5). Обратный переход $B19 \rightarrow R \rightarrow B2$ у всех образцов занимает примерно один и тот же температурный интервал. В то же время благодаря увеличению выдержки спекания и приросту фазы $TiNi$ за счет губчатой составляющей температурный интервал прямого перехода $B2 \rightarrow R$ смещается, уменьшая температурный гистерезис. В результате, в известной зависимости для сплава $Ti_{50}Ni_{48}Fe_2$ температурный гистерезис на первой и второй стадии составляет примерно 5–25 °С, а для полученных нами пористых образцов – примерно 50–130 °С.

Выводы

1. Для реакционного спекания порошков Ni (ПНК-ОТ4) и Ti (ПТЭМ) установлена максимальная температура спекания – 950 °С и время выдержки – 3 ч, при которых достигнуто оптимальное сочетание пористости сплава, его структурно-фазового состава и МЭПФ.

2. В результате плавления фазы Ti_2Ni при температуре 950 °С и перехода спекания от твердофазного к жидкофазному появляются крупные поры в ядрах реакционных ячеек. В процессе твердо-жидкого взаимодействия расплава с губчатым массивом никеля появляется дополнительная вторичная фаза $TiNi$, в которой формируется переходная зона с дендритной структурой.

3. Увеличение времени спекания приводит к росту объемной доли вторичной фазы $TiNi$, благодаря чему максимальная накопленная деформация образцов становится больше, а термический гистерезис зависимости ЭПФ уменьшается.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Скороход В.В., Солонин С.М. Физико-металлургические основы спекания порошков. – М.: Металлургия, 1984. – 159 с.
2. Whitney M., Corbin S.F., and Gorbet R.B. // *Acta Mater.* – 2007. – V. 56. – No. 3. – P. 559.
3. Артюхова Н.В., Моногенов А.Н., Ясенчук Ю.Ф., Гюнтер В.Э. // Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2010. – № 3. – С. 44–49.
4. Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф. и др. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. – Томск: Изд-во МИЦ, 2006. – 296 с.
5. Беккер И. и др. Практические вопросы испытания металлов: пер. с нем. / под ред. О.П. Елютина. – М.: Металлургия, 1979. – 280 с.
6. Филимонов В.Ю. // Ползуновский вестник. – 2005. – № 4-1. – С. 36.
7. Алдушин А.П., Мержанов А.Г., Хайкин Б.И. // ДАН СССР. – 1972. – Т. 204. – № 5. – С. 1139–1142.
8. Weller P. and Exner H. // *Phys Sintering.* – 1973. – V. 5. – No. 2/2. – P. 25–37.
9. Савицкий А.П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. – Новосибирск: Наука, 1991. – 183 с.
10. Либенсон Г.А. Основы порошковой металлургии. – М.: Металлургия, 1987. – 207 с.
11. Страумал Б.Б. Фазовые переходы на границах зерен. – М.: МИСиС, 2004. – 80 с.
12. Флемингс М. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
13. Добаткин В.И. Избранные труды В.И. Добаткина. – М.: ВИС, 2001. – 668 с.
14. Ходоренко В.Н., Гюнтер В.Э., Моногенов А.Н., Ясенчук Ю.Ф. // Письма в ЖТФ. – 2001. – Т. 27. – Вып. 22. – С. 80–85.
15. Tong H.C. // *Acta Metall.* – 1974. – V. 22. – No. 7. – P. 887.

*НИИ медицинских материалов и имплантатов с памятью формы
Сибирского физико-технического института им. В.Д. Кузнецова
Томского государственного университета, г. Томск, Россия
**Университет Ульсан, г. Ульсан, Южная Корея
E-mail: nii_mm@sibmail.com

Поступила в редакцию 08.04.14.

Артюхова Надежда Викторовна, инженер;
Ясенчук Юрий Федорович, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр.;
Гюнтер Виктор Эдуардович, д.т.н., профессор, директор.
Kim Ji-Soon, PhD, профессор.