

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПЕРСПЕКТИВНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti-Ni-Nb С ШИРОКИМ МАРТЕНСИТНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ В ЛИТОМ И ПРЕССОВАННОМ СОСТОЯНИИ

Д. В. Пресняков, Е. В. Щедрина, Н. Н. Попов, В. Ф. Ларькин, А. А. Аушев,  
Т. И. Сысоева, В. Н. Веселов, Е. Б. Суворова, А. А. Костылева

ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», г. Саров Нижегородской обл.

## Введение

Перспективность материалов с памятью формы (МПФ) при использовании их в качестве новых конструктивных и функциональных материалов для разработки устройств и изделий из них в различных отраслях техники и медицины является общепризнанной.

Сплавы на основе никелида титана имеют высокие прочностные и пластические свойства, уникальные по величине и воспроизводимости эффекты термомеханической памяти (однократного эффекта памяти формы (ЭПФ) и эффекта обратимой памяти формы (ЭОПФ), псевдоупругости, демпфирования и др.), высокую надежность, механо- и термоциклическую долговечность, коррозионную стойкость, сравнительную простоту химического состава, технологического металлургического процесса и последующих производственных переделов [1].

С целью повышения надежности разрабатываемых изделий в РФЯЦ-ВНИИЭФ создана экспериментально-методическая база [2, 3] для исследования термомеханических характеристик (ТМХ) МПФ в широком диапазоне температур и скоростей деформаций, в том числе и после ударно-волнового нагружения. При этом определение термомеханических характеристик МПФ проводится различными взаимно дополняющими методами (рентгенофазовым, деформационным, ультразвуковым).

В данной работе приведены результаты исследований структурного, фазового состава, механических и термомеханических свойств перспективного сплава с памятью формы системы Ti-Ni-Nb с широким мартенситным гистерезисом в литом и прессованном состоянии.

## 1. Объекты исследований

В качестве объекта исследования был выбран сплав системы Ti-Ni-Nb (никелид титана, легированный ниобием), партия № 72 (поставщик ФГУП «ВИАМ», г. Москва) в литом и прессованном состоянии.

Для исследования элементного состава и проведения микроструктурных исследований сплава от каждого из прутков отрезали заготовки в виде цилиндров, из которых затем изготавливали шлифы. Рентгенофазовые исследования проводили на образцах, эскиз и размеры которых приведен на рис. 1.

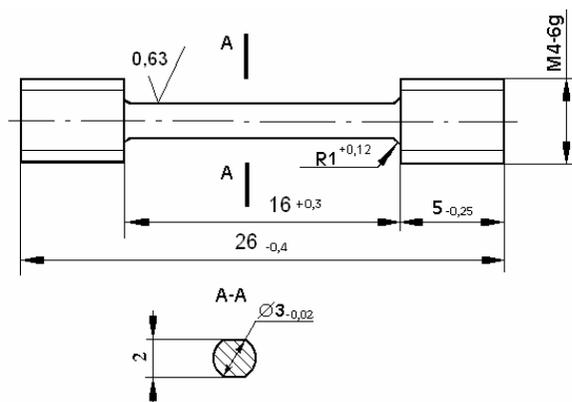


Рис. 1. Эскиз микрообразца для рентгенофазовых исследований

Исследования основных механических и термомеханических свойств сплава Ti-Ni-Nb проводили на цилиндрических образцах. Эскиз и размеры образца приведены на рис. 2.

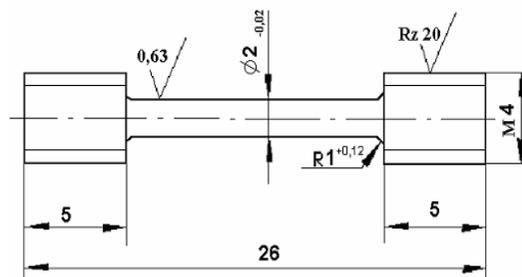


Рис. 2. Эскиз микрообразца для исследования механических и термомеханических свойств

В табл. 1 представлены виды и режимы термической обработки (ТО) для проведения исследований различных свойств сплава Ti-Ni-Nb, которые были выбраны с учетом результатов предыдущих экспериментов.

Таблица 1

Виды и режимы термообработки сплавов системы Ti-Ni-Nb

№ режима ТО	Вид ТО	Режим ТО
1	без ТО	Состояние поставки
2	закалка	-196 °С → 800 °С выдержка 15 минут → охлаждение в воду
25	вакуумный отжиг	+20 °С → 850 °С выдержка 4 часа → охлаждение с печью

## 2. Описание экспериментов и обсуждение результатов

### 2.1. Определение элементного состава, микроструктуры сплава системы Ti-Ni-Nb

Химический состав (масс. %) сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии (ТО № 1) по результатам проведения элементного анализа на рентгеновском электронно-зондовом микроанализаторе представлен в табл. 2.

Таблица 2

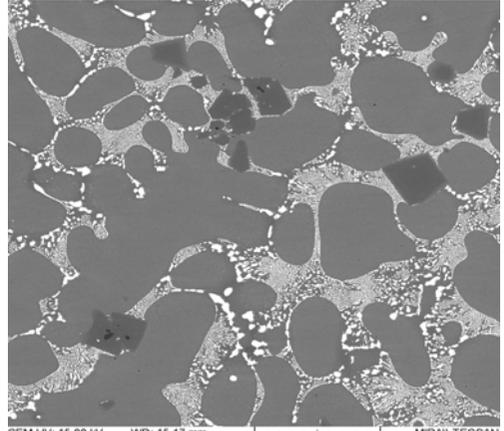
Средние значения концентраций элементов в образцах сплава системы Ti-Ni-Nb в состоянии поставки (ТО № 1), определенных микроструктурным методом

Состояние прутка	Элементный состав		
	Ti	Ni	Nb
Массовое содержание, %			
Литой	36,7 ± 0,9	45,9 ± 2,7	17,4 ± 3,2
Прессованный	38,1 ± 0,6	45,7 ± 0,9	16,2 ± 1,3

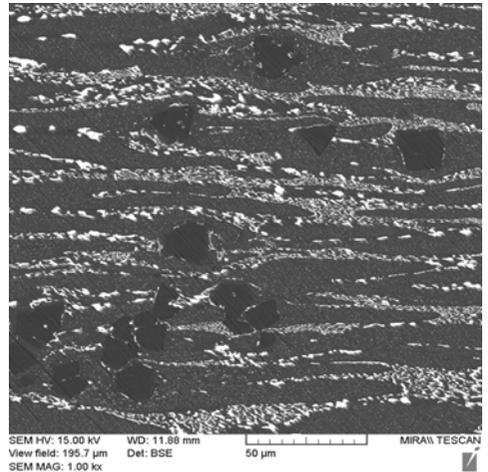
При статистической обработке результатов измерения элементного состава сплава Ti-Ni-Nb по критериям Фишера, Стьюдента и приближенному *t*-критерию [4] для элементов Ni и Nb не выявлено статистически значимого различия значений массового содержания элемента в прессованном и литом состоянии, но выявлено статистически значимое различие значений массового содержания элемента Ti, которое может повлиять на механические и термомеханические свойства данного сплава.

На рис. 3 в режиме атомного контраста представлено изображение структуры сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии, полученное в результате микроструктурного анализа. Установлено, что основной фазой структуры сплава Ti-Ni-Nb являются зерна интерметаллида TiNi с примесью нио-

бия округлой или дендритной формы серого цвета; по границам располагаются включения чистого ниобия белого цвета округлой формы размером до 6 мкм. В эвтектике присутствуют отдельные включения Ti<sub>2</sub>Ni темно-серого цвета размером до 20 мкм. В прессованном состоянии фиксируется мелкодисперсная структура TiNi, также хорошо видна сильная вытянутость структуры вдоль проката.



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура сплава Ti-Ni-Nb (ТО № 1) в литом (а) и прессованном (б) состояниях (в режиме атомного контраста)

Анализ изображений участков поверхности шлифов образцов сплава Ti-Ni-Nb в исходном состоянии позволил выделить несколько фазовых структур, в которых находятся элементы исследуемого сплава, а также включения, образовавшиеся в процессе плавки. Результаты измерения элементного состава с указанием фазовых структур в областях различного атомного контраста представлены в табл. 3.

Результаты измерения элементного состава сплавов системы Ti-Ni-Nb в литом и прессованном исходном состояниях в областях различного атомного контраста

Наименование областей равного атомного контраста (по уровню серого цвета)	Элементный состав, масс. %				Атомная концен- трация	Фазы
	Ti	Ni	Nb	C		
Литой						
Серого цвета	40,1	52,6	7,2	–	Ti <sub>46,2</sub> Ni <sub>49,5</sub> Nb <sub>4,3</sub>	никелид титана (TiNi) легированный ниобием (атомное соотношение Ti/Ni≈0,93)
Темно-серого цвета	48,3	35,1	14,1	–	Ti <sub>57,4</sub> Ni <sub>34</sub> Nb <sub>8,6</sub>	Ti <sub>2</sub> Ni легированный ниобием (атомное соотношение Ti/Ni≈1,69)
Белого цвета	13,4	3,7	82,9	–	Ti <sub>22,7</sub> Ni <sub>5,1</sub> Nb <sub>72,2</sub>	ниобий (Nb) легированный Ti и Ni
Черного цвета	74	1,3	6,4	16	Ti <sub>52,1</sub> Ni <sub>0,8</sub> Nb <sub>2,3</sub> C <sub>44,8</sub>	карбид (Ti,Nb)C
Прессованный						
Серого цвета	42	50	7,2	–	Ti <sub>48,6</sub> Ni <sub>47,2</sub> Nb <sub>4,3</sub>	никелид титана (TiNi) легированный ниобием (атомное соотношение Ti/Ni≈1,03...1,0)
Темно-серого цвета	47	32	16	–	Ti <sub>57,8</sub> Ni <sub>32,1</sub> Nb <sub>10,1</sub>	Ti <sub>2</sub> Ni легированный ниобием (атомное соотношение Ti/Ni≈1.85...1.64)
Белого цвета	10,5	6,6	82,6	–	Ti <sub>18</sub> Ni <sub>9,2</sub> Nb <sub>72,8</sub>	ниобий (Nb) легированный Ti и Ni

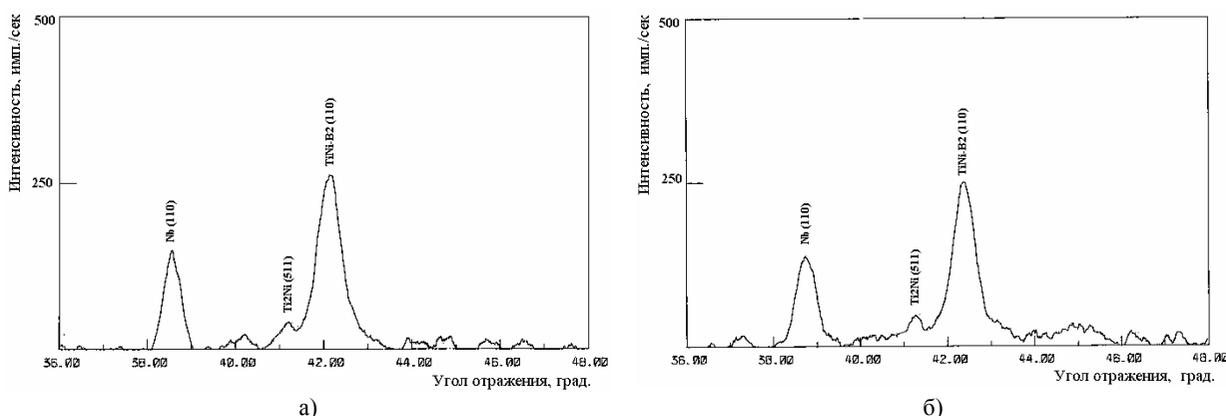


Рис. 4. Дифрактограммы образца № 1 сплава Ti-Ni-Nb в литом состоянии (ТО № 1), снятые при температуре: а) 20 °С; б) минус 180 °С

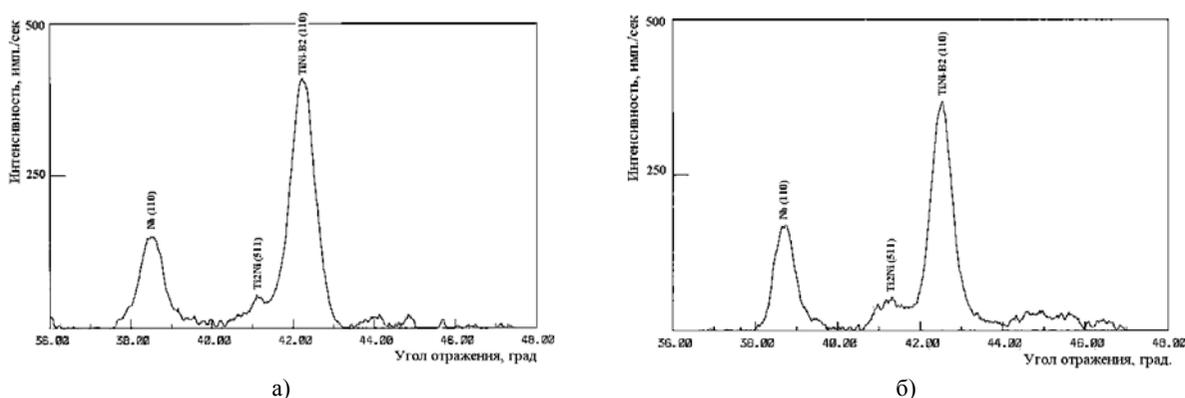


Рис. 5. Дифрактограммы образца № 3 сплава Ti-Ni-Nb в прессованном состоянии (ТО № 1), снятые при температуре:

**2.2. Исследования фазового состава и температур фазовых превращений сплава системы Ti-Ni-Nb рентгеноструктурным методом**

На рентгеновском дифрактометре проведены рентгеноструктурные исследования сплава Ti-Ni-Nb после различных видов и режимов ТО (см. табл. 1): образцов № 1 (ТО № 1), № 2 (ТО № 25), находящихся

в литом состоянии, и образцов № 3 (ТО № 1), № 4 (ТО № 2), находящихся в прессованном состоянии.

На дифрактограммах образцов исследуемого сплава (рис. 4а, 5а, 6а, 7а), снятых в интервале брэгговских углов  $2\theta = 36 \div 48^\circ$ , регистрируются три фазы. Основной фазой является никелид титана TiNi (B2-аустенит), имеющей ОЦК решетку. Другая фаза, присутствующая в значительном количестве, – нио-

бий (Nb) с ОЦК решеткой. Кроме линий основных фаз на рентгенограммах присутствует слабая линия «паразитной» фазы  $Ti_2Ni$  с ГЦК решеткой. Эта фаза образуется в условиях неравновесной плавки и мало изменяется при дальнейшей обработке.

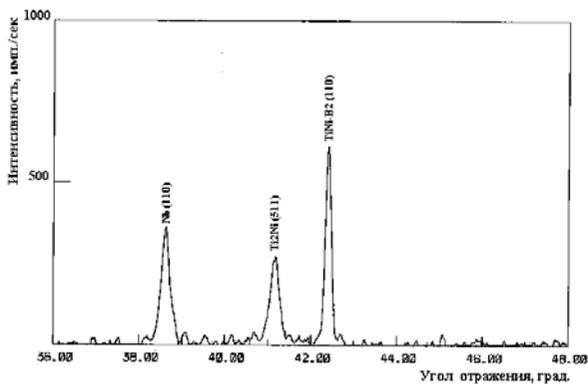
Для реализации в сплаве мартенситного превращения образцы сначала охлаждали до температуры минус 180 °С, а затем нагревали до температуры 25 °С. В процессе охлаждения образцов при температуре начала прямого мартенситного превращения  $M_s$  интенсивность пика фазы TiNi (B2) с упорядоченной кристаллической ОЦК-решеткой уменьшается до температуры окончания прямого мартенситного превращения  $M_f$ , при этом появляются и увеличиваются пики низкотемпературной моноклинно-искаженной орторомбической мартенситной фазы TiNi (B19'). В результате фаза TiNi (B2) претерпевает прямое мартенситное превращение. При последующем нагреве образцов сплава развивается обратное мартенситное превращение, при этом регистрируются температуры  $A_s$  и  $A_f$  начала и окончания обратного мартенситного превращения, соответственно.

Исследование кинетики мартенситного превращения в образцах № 1 (литой) и № 3 (прессованный), находящегося в исходном состоянии (ТО № 1), показало, что интенсивность отражения фазы TiNi (B2) незначительно уменьшается, при этом в интервале брегговских углов  $2\theta = 44 \div 46^\circ$ , в которых должны

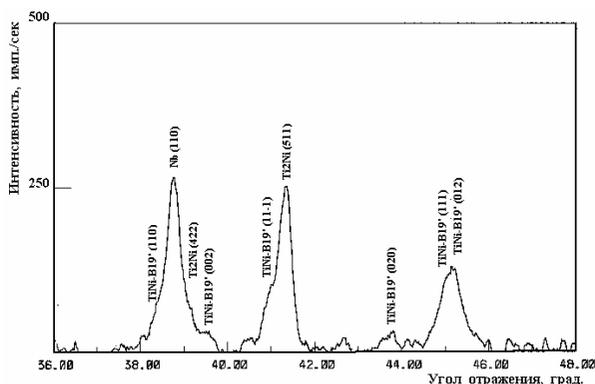
располагаться основные отражения фазы TiNi (B19'), наблюдается небольшое колебание фона (рис. 4, 5). Исходя из этого, можно предположить, что в этих образцах произошло частичное мартенситное превращение, однако методом рентгенофазового анализа зарегистрировать его не удалось.

Исследование кинетики мартенситного превращения в образцах № 2 (литой, ТО № 25) и № 4 (прессованный, ТО № 2) показало, что прямое мартенситное превращение развивается по одностадийной схеме  $B2 \rightarrow B19'$ . При этом в образце № 2 фаза TiNi (B2-аустенит) полностью переходит в TiNi (B19'-мартенсит) (рис. 6), а в образце № 4 мартенситное превращение не полное, в сплаве присутствует значительное количество остаточного B2-аустенита вплоть до минимальной температуры охлаждения (-180) °С (рис. 7). При нагреве от минус 180 °С в указанных образцах сплава развивается обратное мартенситное превращение, при этом B19'-мартенсит полностью переходит в B2-аустенит.

В результате исследования кинетики мартенситного превращения в образцах сплава Ti-Ni-Nb были зарегистрированы температуры фазовых превращений, которые приведены в табл. 4. Погрешность измерения температур фазовых переходов, полученных методом рентгенофазового анализа, составляет ( $\pm 5$ ) °С.

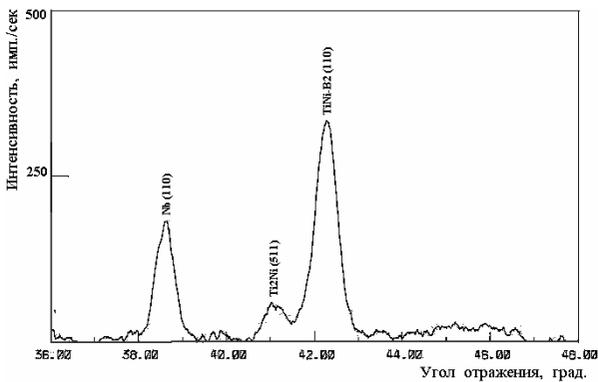


а)

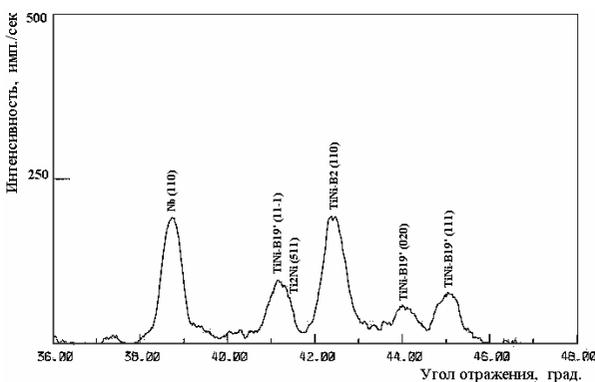


б)

Рис. 6. Дифрактограммы образца № 2 сплава Ti-Ni-Nb в литом состоянии (ТО № 25), снятые при температуре: а) 20 °С; б) минус 180 °С



а)



б)

Рис. 7. Дифрактограммы образца № 4 сплава Ti-Ni-Nb в прессованном состоянии (ТО № 2), снятые при температуре: а) 20 °С; б) минус 180 °С

Температуры фазовых превращений образцов сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии

№ образца	Состояние сплава	№ ТО	Температуры фазовых переходов, °С			
			$M_s$	$M_f$	$A_s$	$A_f$
образец № 1	Литой	1	*	*	*	*
образец №2		25	-50	-105	-50	0
образец № 3	Прессованный	1	*	*	*	*
образец № 4		2	-30	-80	-20	20

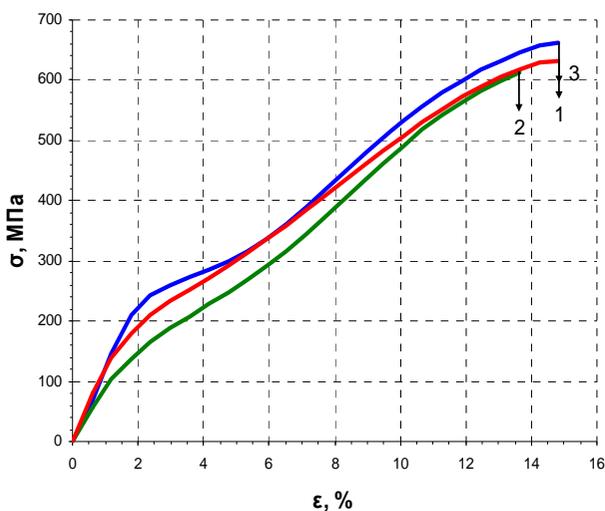
\* – в данных образцах указанные температуры фазовых переходов методом рентгенофазового анализа зарегистрировать не удалось

Таблица 5

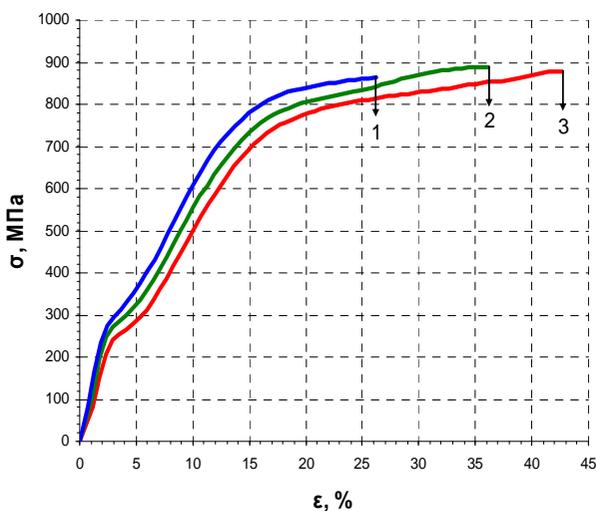
Средние значения основных механических характеристик, полученных при растяжении образцов сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии

Состояние сплава	Количество образцов	№ ТО	$\sigma_{\phi}$ , МПа	$\sigma_{\tau}^{\text{МПФ}}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\varepsilon_0^{\text{max}}$ , МПа	$\delta$ , %
Литой	3	1	210	603	635	14,84	7,42
	3	2	153	560	613	14,05	9,57
	3	25	223	630	652	15,23	10,20
Прессованный	3	1	262	832	864	26,68	17,96
	3	2	255	838	868	33,99	25,85
	3	25	255	810	880	43,00	31,02

№ ТО – номер режима термообработки;  $\sigma_{\phi}$  – фазовый предел текучести;  $\sigma_{\tau}^{\text{МПФ}}$  – предел текучести материала с памятью формы;  $\sigma_{\text{в}}$  – предел прочности;  $\varepsilon_0^{\text{max}}$  – максимальная деформация образца перед разрывом (под нагрузкой), соответствующая напряжению предела прочности;  $\delta$  – относительное удлинение образца после разрыва



а) в литом состоянии



б) в прессованном состоянии

1 – ТО № 1; 2 – ТО №2; 3 – ТО № 25

Рис. 8. Типичные диаграммы растяжения в координатах ( $\sigma$ - $\varepsilon$ ) образцов сплава Ti-Ni-Nb, полученные по результатам ис-

### 2.3. Определение механических свойств сплава системы Ti-Ni-Nb

Проведены механические испытания на растяжение образцов (рис. 2) сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии после ТО по режимам №№ 1, 2, 25 (табл. 1). Растяжение образцов проводили на испытательной машине UTS-100K в диапазоне температур  $T = (-55 \div -65)^\circ\text{C}$ , со скоростью деформации  $\dot{\varepsilon} \approx 1,2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  (скорость передвижения траверсы 1 мм/мин).

Типичные диаграммы растяжения образцов сплава Ti-Ni-Nb в различных состояниях и средние значения основных механических характеристик представлены на рис. 8 и в табл. 5, соответственно.

При статистической обработке результатов механических испытаний образцов сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии по критериям Фишера, Стьюдента и приближенному  $t$ -критерию [4] выявлено статистически значимое влияние состояния сплава на механические характеристики  $\sigma_{\phi}$ ,  $\sigma_{\tau}^{\text{МПФ}}$ ,  $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\varepsilon_0^{\text{max}}$ ,  $\delta$  для каждого из режимов ТО, кроме параметра  $\sigma_{\phi}$  после режима ТО № 25. Причем сред-

ние значения механических характеристик, полученных при испытании образцов сплава Ti-Ni-Nb в прессованном состоянии, в 1,2÷3 раза больше средних значений, полученных при испытании образцов сплава Ti-Ni-Nb в литом состоянии.

#### 2.4. Определение термомеханических характеристик сплава системы Ti-Ni-Nb

Проведены эксперименты по определению термомеханических характеристик сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии после ТО по режимам №№ 1, 2, 25 (табл. 1). Характеристические температуры формовосстановления  $A_s^{\text{ЭПФ}}$ ,  $A_f^{\text{ЭПФ}}$  и формоизменения  $M_s^{\text{ЭОПФ}}$ ,  $M_f^{\text{ЭОПФ}}$  в свободном состоянии, обусловленные фазовыми превращениями, – это рабочие температуры, при которых происходит изменение линейных размеров образца (срабатывание).

Сначала на испытательной машине UTS-100K при температурах  $T = (-55 \div -65)^\circ\text{C}$  образцам навели деформацию растяжением со скоростью деформации  $\dot{\epsilon} \approx 1,2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  (скорость передвижения траверсы 1 мм/мин), при заданной одинаковой общей деформации  $\epsilon_0 = 11\%$ .

Сразу же после наведения деформации в диапазоне температур  $T = (-55 \div -65)^\circ\text{C}$  исследуемые образцы при отрицательных температурах поочередно устанавливали в предварительно охлажденную до приблизительно такой же температуры термокамеру устройства P1084 для исследования ТМХ материалов с памятью формы. Затем производили нагрев образцов до температуры  $T = (100 \div 110)^\circ\text{C}$  с темпом нагрева  $4^\circ\text{C}/\text{мин}$  и их охлаждение до температуры  $T = (-120 \div -140)^\circ\text{C}$ . При нагреве образцы укорачивались – наблюдалось проявление ЭПФ. При охлаждении образцы незначительно удлинялись – наблюдалось проявление ЭОПФ.

В ходе проведения экспериментов с помощью цифровой растровой системы линейных измерений устройства P1084 происходила регистрация изменения длины образцов при их нагреве и охлаждении. Регистрацию температуры осуществляли при помощи термопары хромель-копель.

По результатам исследований были построены диаграммы формовосстановления при нагреве (проявлении ЭПФ) и формоизменения при охлаждении (проявлении ЭОПФ) образцов сплава Ti-Ni-Nb, которые представлены на рис. 9 и 10, соответственно. По этим диаграммам методом касательных определяли температуры начала  $A_s^{\text{ЭПФ}}$  и окончания  $A_f^{\text{ЭПФ}}$  формовосстановления в свободном состоянии при проявлении ЭПФ (рис. 9) и температуры начала  $M_s^{\text{ЭОПФ}}$  и окончания  $M_f^{\text{ЭОПФ}}$  формоизменения при проявлении ЭОПФ в свободном состоянии во время охлаждения после проявления ЭПФ (рис. 10). Значения полученных результатов приведены в табл. 6.

При статистической обработке результатов исследования термомеханических характеристик образцов сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии по критериям Фишера, Стьюдента и приближенному  $t$ -критерию [4] выявлено статистически значимое влияние состояния сплава на термомеханические характеристики:  $A_s^{\text{ЭПФ}}$  после режимов ТО №№ 1, 2, 25;  $A_f^{\text{ЭПФ}}$  после режимов ТО №№ 1, 2;  $M_f^{\text{ЭОПФ}}$  после режима ТО № 25; интервал температур ( $A_s^{\text{ЭПФ}} - A_f^{\text{ЭПФ}}$ ) после режима ТО № 1; интервал температур ( $M_s^{\text{ЭОПФ}} - M_f^{\text{ЭОПФ}}$ ) после режима ТО № 25. Причем средние значения ТМХ, полученных при испытании образцов сплава Ti-Ni-Nb в прессованном состоянии, в 1,2÷3,4 раза больше средних значений, полученных при испытании образцов сплава Ti-Ni-Nb в литом состоянии. Средние значения интервала температур ( $A_s^{\text{ЭПФ}} - A_f^{\text{ЭПФ}}$ ) после режимов ТО № 1 и интервала температур ( $M_s^{\text{ЭОПФ}} - M_f^{\text{ЭОПФ}}$ ) после режима ТО № 25, полученных при испытаниях образ-

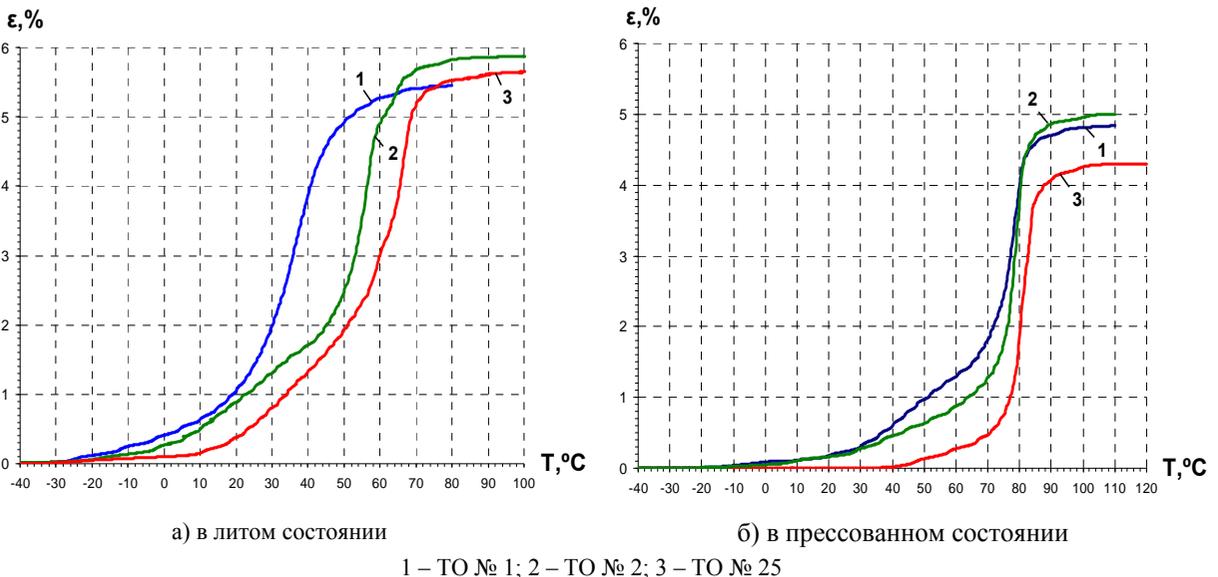


Рис. 9. Типичные диаграммы формовосстановления образцов сплава Ti-Ni-Nb при проявлении ЭПФ после предварительной деформации растяжением при температурах  $(-55 \div -65)^\circ\text{C}$  со скоростью  $\dot{\epsilon} \approx 1,2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$

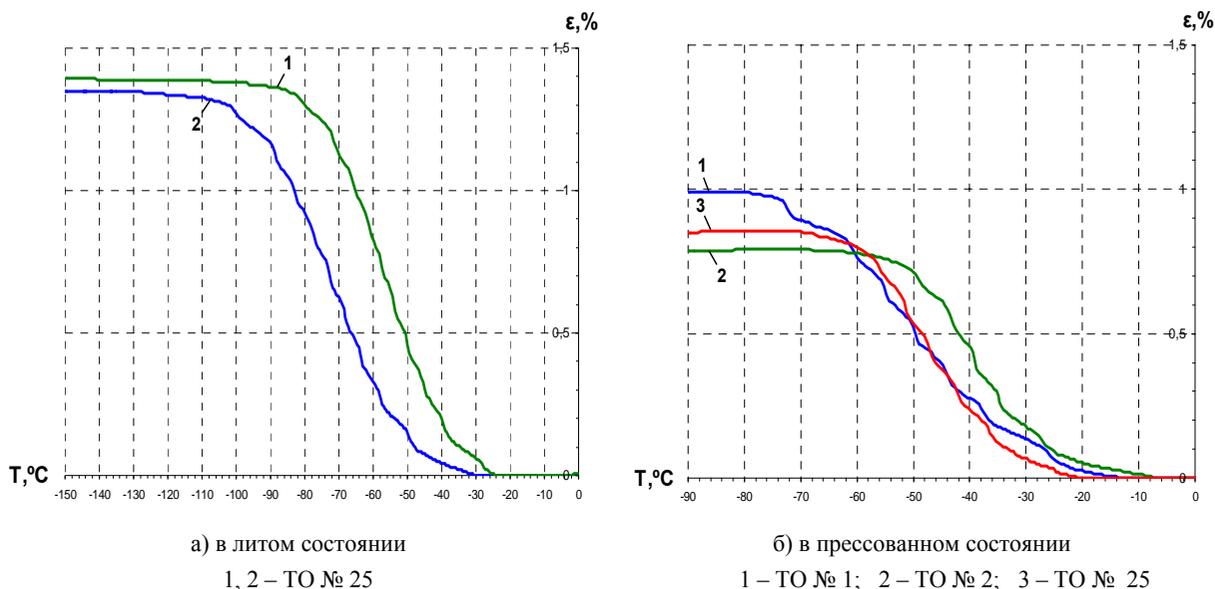


Рис. 10. Типичные диаграммы формоизменения образцов сплава Ti-Ni-Nb при проявлении ЭОПФ после предварительной деформации растяжением при температурах  $(-55 \div -65)^\circ\text{C}$  со скоростью  $\dot{\epsilon} \approx 1,2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$

Таблица 6

Средние значения характеристических температур формовосстановления и формоизменения образцов сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии при проявлении ЭПФ и ЭОПФ, соответственно

Состояние сплава	Количество образцов	№ ТО	$A_s^{\text{ЭПФ}}, ^\circ\text{C}$	$A_f^{\text{ЭПФ}}, ^\circ\text{C}$	Интервал $(A_s^{\text{ЭПФ}} - A_f^{\text{ЭПФ}}), ^\circ\text{C}$	$M_s^{\text{ЭОПФ}}, ^\circ\text{C}$	$M_f^{\text{ЭОПФ}}, ^\circ\text{C}$	Интервал $(M_s^{\text{ЭОПФ}} - M_f^{\text{ЭОПФ}}), ^\circ\text{C}$
Литой	2	1	20	47	28	—	—	—
	2	2	42	64	22	—	—	—
	2	25	43	74	31	-43	-86	43
Прессованный	3	1	67	81	14	-25	-63	38
	3	2	70	84	14	-24	-47	22
	3	25	76	86	11	-33	-51	21

№ ТО – номер режима термообработки;  $A_s^{\text{ЭПФ}}$  – температура начала формовосстановления образца при проявлении ЭПФ;  $A_f^{\text{ЭПФ}}$  – температура окончания формовосстановления образца при проявлении ЭПФ;  $M_s^{\text{ЭОПФ}}$  – температура начала формоизменения образца при проявлении ЭОПФ;  $M_f^{\text{ЭОПФ}}$  – температура окончания формоизменения образца при проявлении ЭОПФ

цов сплава Ti-Ni-Nb в прессованном состоянии, в 2 раза меньше средних значений данных интервалов в литом состоянии. Статистически значимого влияния состояния сплава на термомеханические характеристики  $A_f^{\text{ЭПФ}}$  и  $M_s^{\text{ЭОПФ}}$  после режимов ТО №25, а также на интервал температур  $(A_s^{\text{ЭПФ}} - A_f^{\text{ЭПФ}})$  после режимов ТО №2, 25 не выявлено.

### Выводы

1. В работе проведены исследования различных свойств перспективного сплава с памятью формы системы Ti-Ni-Nb с широким мартенситным гистерезисом в литом и прессованном состоянии.

2. В результате электронно-зондового анализа определен элементный качественный и количественный состав сплава Ti-Ni-Nb в состоянии поставки; выделено несколько фазовых структур, в которых находятся элементы сплава. Выявлены сходство и

различия в микроструктуре сплава в литом и прессованном состоянии.

3. В результате рентгеноструктурного анализа определены основные фазы и исследована кинетика мартенситного превращения в сплаве Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии после различных видов и режимов термообработки, а также зарегистрированы температуры фазовых превращений.

4. На испытательной машине UTS-100K со скоростью деформации  $\dot{\epsilon} \approx 1,2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  проведены механические испытания на растяжение образцов сплава Ti-Ni-Nb после различных видов и режимов термообработки и определены средние значения основных механических характеристик, которые в прессованном состоянии в 1,2÷3 раза больше, чем в литом. В основном выявлено статистически значимое влияние состояния сплава на механические характеристики  $\sigma_\phi$ ,  $\sigma_T^{\text{МПФ}}$ ,  $\sigma_b$ ,  $\epsilon_0^{\text{max}}$ ,  $\delta$  для различной термообработки.

5. Определены термомеханические характеристики сплава Ti-Ni-Nb в литом и прессованном состоянии после различных видов и режимов термообработки. В ряде случаев выявлено статистически значимое влияние состояния сплава на ТМХ для различной термообработки.

6. Полученные данные свидетельствуют о целесообразности применения сплава Ti-Ni-Nb с эффектом памяти формы в разработках института, а именно: термомеханическом соединении трубопроводов и обратном клапане в системе газового наполнения, размыкателе электрических цепей в системах автоматики, устройстве безопасности для перерезания при возникновении пожара жгутов системы кольцевой разводки и др.

### Литература

1. Пушин В. Г. Особенности структурных и фазовых превращений и физико-механические свойства

сплавов с термомеханической памятью. Новые технологии. Применение // Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы: Труды XXXVIII семинара «Актуальные проблемы прочности», посвященного памяти В. А. Лихачева. Санкт-Петербург, Россия, 2001. Ч. 1. С. 289–292.

2. Попов Н. Н. Новые технологии с использованием материалов, обладающих эффектом памяти формы // Конверсия в машиностроении. 2005. № 3. С. 27–40.

3. Попов Н. Н. Экспериментально-методическая база для исследования термомеханических свойств материалов с эффектом памяти формы // Заводская лаборатория: Диагностика материалов. 2006. Т. 72, № 12. С. 34–39.

4. Степнов М. Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний. М: Машиностроение, 1985.