

УДК 669.245; 539.26

## ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ И СКОРОСТИ ЗАДАНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti-Ni-Fe

Н.Н. Попов, Н.Д. Севрюгина, М.Ю. Сидоркин, И.В. Костылев

*Российский Федеральный Ядерный Центр -Всероссийский научно-исследовательский  
институт экспериментальной физики (РФЯЦ-ВНИИЭФ)  
Россия, 607188, г. Саров, пр.Мира, 37  
popov@astra.vniief.ru*

Исследовано влияние степени и скорости задания деформации на некоторые особенности мартенситных превращений в криогенных сплавах  $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$ , где  $x = 3,0; 3,3$ .

Обнаружено, что влияние скорости деформирования сказывается как на характеристических температурах аустенитно – мартенситного перехода, так и на эволюции дефектной структуры. С ростом скорости деформации наиболее подвержена изменению температура  $A_s$ , что подтверждает положение о стабилизации мартенситной фазы; изменение же дислокационного ансамбля становится заметным лишь при деформациях  $\epsilon > 12\%$ .

### Введение

Настоящее исследование посвящено изучению влияния скорости задания и величины деформации на фазовый состав сплавов, атомно-кристаллическую структуру мартенсита и аустенита, параметры тонкой структуры аустенита, температурно-концентрационные зависимости параметров кристаллических решеток этих фаз, характеристические температуры начала ( $M_s$ ,  $A_s$ ) и конца ( $M_f$ ,  $A_f$ ) мартенситных переходов, гистерезис ( $\Delta T$ ) и проявления эффекта памяти формы (ЭПФ).

На примере сплавов  $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$  рассматривали процесс стабилизации B2(CsCl) фазы, формирование цепочек мартенситных превращений и, соответственно, особых свойств, которые реализуется при температурах ниже 273 К.

### Методика эксперимента

Для исследований использовали два сплава (№1 и №2) соединения  $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$ , химический состав которых приведен в таблице.1. Сплавы поставлялись в виде прутков. Электроискровым методом вдоль направления прокатки вырезали заготовки, из которых на токарном станке изготавливали образцы с рабочей частью  $\varnothing 3$  мм и длиной 10 мм. После этого образцы подвергали отжигу при температуре 1073 К в течение 0,5 часа. Для снятия поверхностного наклепанного слоя использовали травление раствором азотной и плавиковой кислот.

Предварительную деформацию задавали на испытательной машине 1231У-10 с использованием дополнительного устройства, позволяющего варьировать скорости деформации в диапазоне от  $1,7 \cdot 10^{-4}$  до  $1,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ , проводить нагружение образцов в среде

жидкого азота, а также их термоциклировать в диапазоне температур от 77 К до 373 К [1]. Динамическое нагружение образцов проводили на вертикальном копре с падающим грузом с использованием специализированных устройств [2].

Т а б л и ц а 1. Химический состав сплавов № 1 и № 2 марки ТН1К

Сплав	Элементы, вес. %									Сумма примесей
	Ti	Ni	Fe	C	Si	Co	N <sub>2</sub>	O	H	
№1	основа	51,2-51,3	3,3	0,01	<0,1	0,04	0,01	0,08	0,001	<0,3
№2	основа	51,0-51,2	3,0	0,1	0,15	0,2	0,05	0,2	0,013	0,3

Рентгеноструктурные исследования проводили на рентгеновском дифрактометре с мощностью генератора 18 кВт с использованием излучения  $K_{\alpha}Cu$  анода. Образец закрепляли в держателе низкотемпературной приставки, затем производили сборку приставки и её установку на широкоугловой гониометр.

Полученные дифрактограммы подвергали стандартной обработке (сглаживание, вычитание фона, отделение линий  $K_{\alpha 1}$  и т.д.).

### Результаты и их обсуждение

1. Так как рентгеновские эксперименты позволяют определить фазовый состав и атомно-кристаллические структуры образующихся фаз, изменения параметров решетки исходной фазы, мартенсита и другие их особенности, то первоначально на основе снятых дифрактограмм были рассчитаны параметры решеток для обоих сплавов в исходном состоянии на момент их появления.

Сплав № 1: В2:  $a = 3,015 \text{ \AA}$ ;

R:  $a = 3,015 \text{ \AA}$ ;  $c = 5,192 \text{ \AA}$ ;  $a/c = 1,419$ .

Сплав № 2: В2:  $a = 3,025 \text{ \AA}$ ;

R:  $a = 7,444 \text{ \AA}$ ;  $c = 5,238 \text{ \AA}$ ;  $a/c = 1,421$ ;

В19':  $a = 2,599 \text{ \AA}$ ;  $b = 4,150 \text{ \AA}$ ;  $c = 4,646 \text{ \AA}$ ;  $\beta = 97,169^\circ$ .

В сплаве № 1 в отожженном равновесном состоянии зафиксирован только один мартенситный переход  $B2 \leftrightarrow R$  вплоть до температуры 77 К, а в сплаве № 2 зафиксированы два мартенситных перехода по схеме  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ . Характеристические температуры аустенитно-мартенситных переходов:

Сплав № 1:  $T_R = 231 \text{ К}$ ,

Сплав № 2:  $M_s = 123 \text{ К}$ ,  $M_f < 77 \text{ К}$ ,  $A_s = 191 \text{ К}$ ,  $A_f = 223 \text{ К}$ ,  $T_R = 258 \text{ К}$ .

Необходимо отметить, что температура конца мартенситного превращения ( $M_f$ ) для сплава № 2 ниже 77 К, и поэтому при этой температуре данный сплав находится в двухфазовом состоянии (R+B19'). Параметры R-фазы рассчитаны на момент ее появления. Поведение R-фазы, существующей в широком (160÷180 К) температурном диапазоне, для обоих сплавов различается.

На рис. 1 приведена зависимость фактора  $\Delta = d_{300} - d_{112}$ , где  $d_{300}$ ,  $d_{112}$  — соответственно межплоскостные расстояния для отражений (300) и (112), характеризующая нарастание гексагональных изменений в параметрах решетки

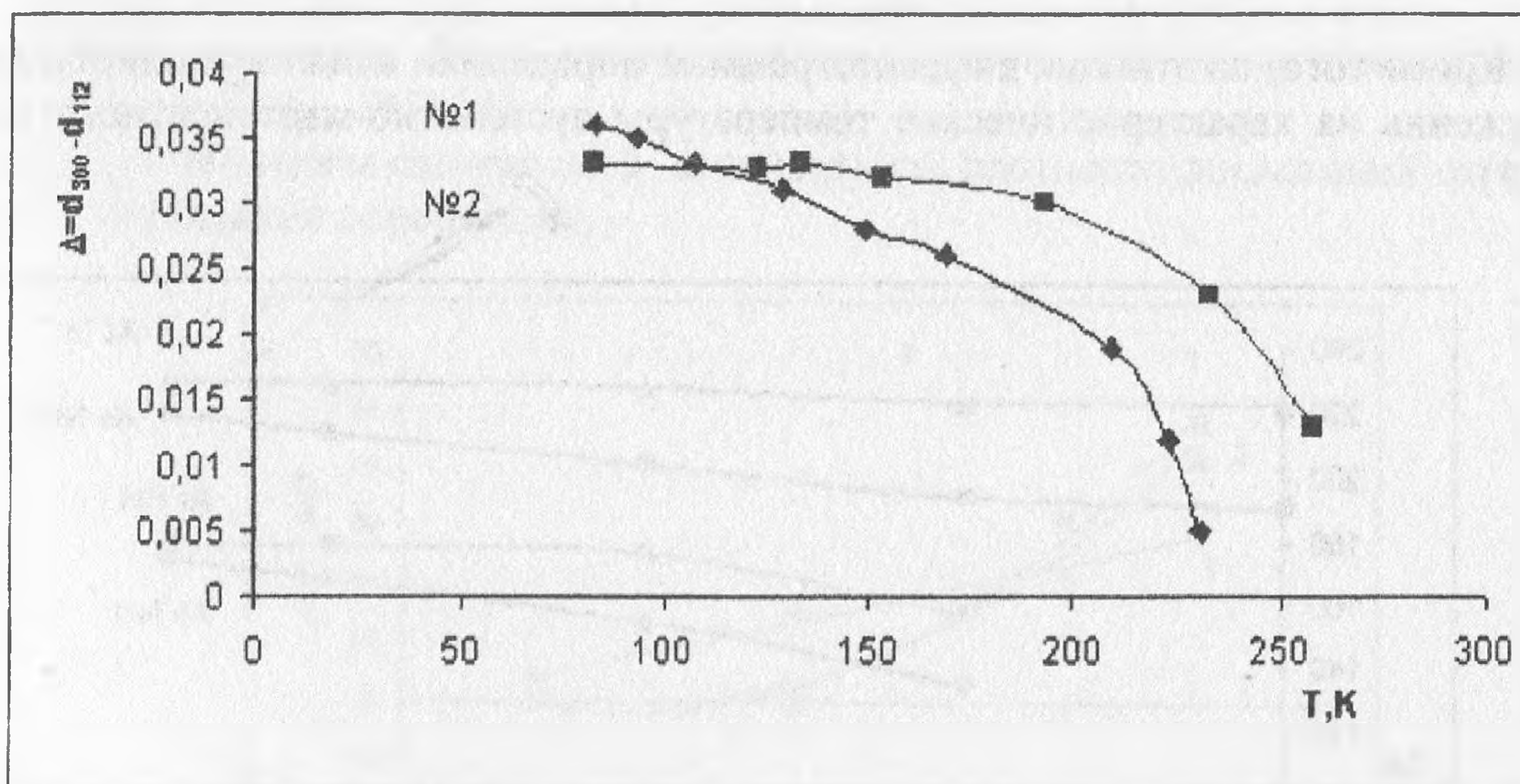


Рис.1 Зависимость фактора  $\Delta = d_{300} - d_{112}$  от температуры испытания для сплавов №1 и №2.

Из анализа рис.1 видно, что нарастание гексагональности R-фазы в сплаве №1 более заметно, чем в сплаве №2. А при появлении в сплаве №2 при  $T = 123$  К мартенсита В19' параметры R-фазы практически не изменяются.

2. Теперь перейдем к полученным экспериментальным данным по изучению влияния скорости и степени нагружения на механизм деформации и ЭПФ.

Проводили рентгеноструктурные исследования образцов, которые подвергались различной деформации при температуре  $T = 77$  К со скоростью  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . По полученным дифрактограммам по формуле  $\rho = \frac{\beta_{211}^2 \cdot c \cdot \lg^2 Q_{211}}{b^2 \cdot l}$  [3] оценивали интегральную плотность дислокаций. Здесь  $\beta_{211}$  – уширение линии (210);  $Q_{211}$  – угол, соответствующий максимуму интенсивности отражения (210);  $b$  – вектор Бюргера дислокации;  $l$  – параметр, учитывающий ориентационные и упругие особенности дислокаций.

На рис.2 приведена зависимость плотности дислокаций от степени деформации для сплавов №1 и №2 соответственно.

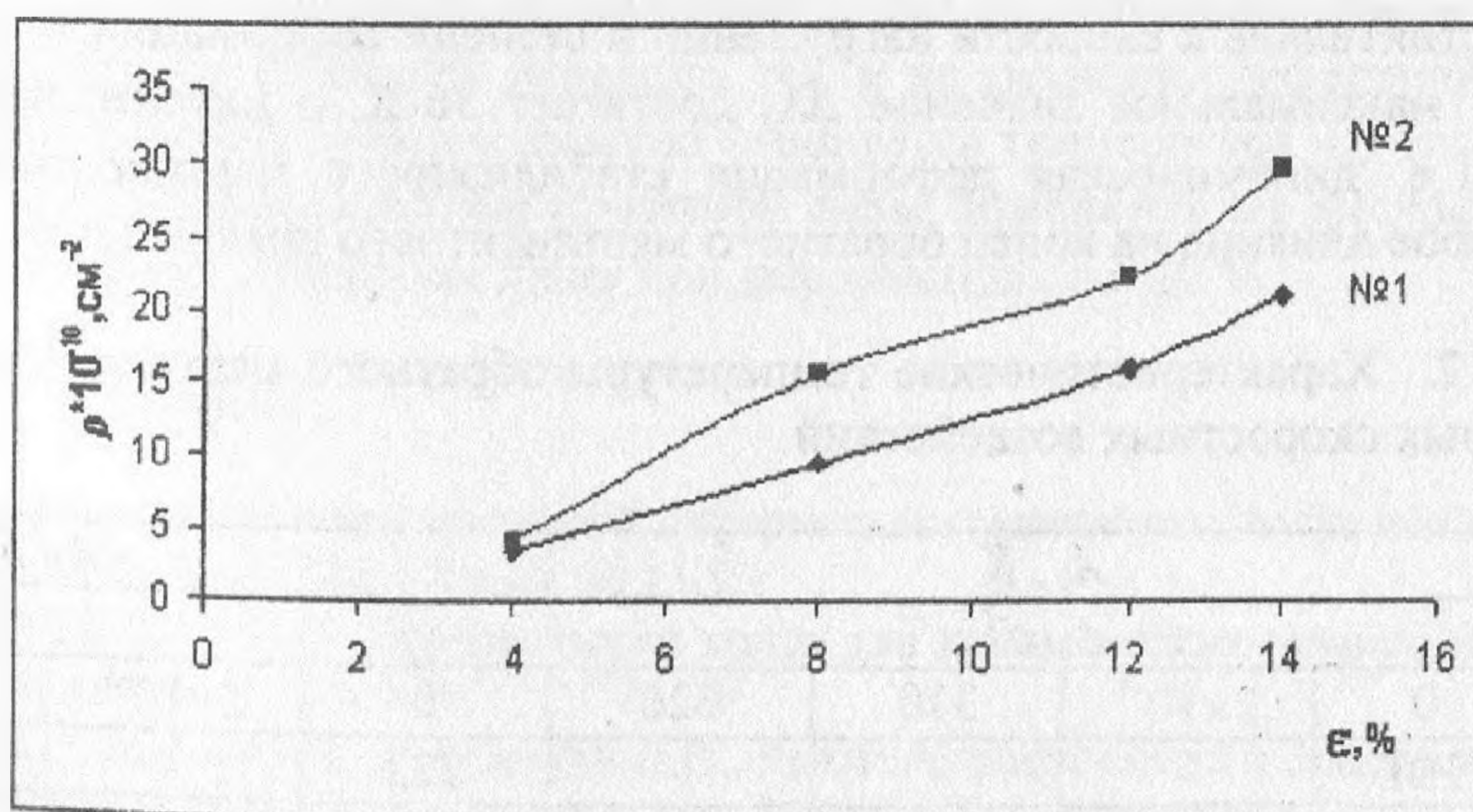


Рис.2. Зависимость интегральной плотности дислокаций от величины деформации для сплавов №1 и №2.

Кроме того, по этим же дифрактограммам определили влияние квазистатического нагружения на характеристические температуры аустенитно-мартенситного перехода (рис.3)

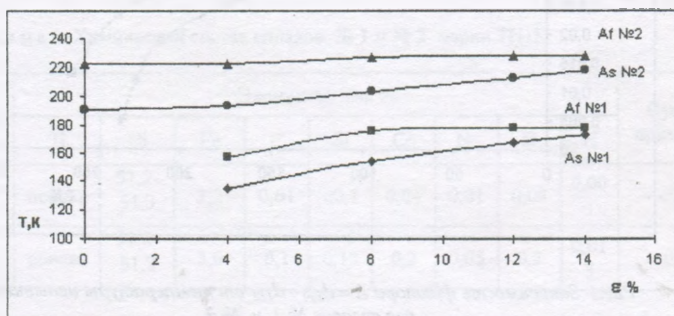


Рис.3. Зависимость температур  $A_s$  и  $A_f$  от величины деформации для сплавов № 1 и № 2.

При сравнении кривых для сплавов № 1 и № 2 наблюдается заметное отличие в изменении температур обратного мартенситного превращения. Так, для сплава № 1 изменение температур начала ( $\Delta A_s$ ) и конца ( $\Delta A_f$ ) обратного мартенситного превращения соответственно равны  $\Delta A_s = 40$  К,  $\Delta A_f = 20$  К, а для сплава № 2 —  $\Delta A_s = 25$  К,  $\Delta A_f = 5$  К при изменении  $\epsilon$  от 4 % до 14 %. Если учесть, что в свободном состоянии сплав № 1 не претерпевает мартенситного превращения, то значения  $\Delta A_s$  и  $\Delta A_f$  будут еще больше.

3. Было проведено комплексное исследование влияния динамического нагружения образцов на копре в среде жидкого азота  $T = 77$  К со скоростями деформации

$310 \text{ с}^{-1}$  и  $620 \text{ с}^{-1}$ . Были определены характеристические температуры аустенитно-мартенситного перехода. Все обобщенные данные по изменению температур обратного мартенситного перехода приведены в таблице 2. Из анализа этих данных видно, что наиболее чувствительна к скорости нагружения и степени деформации температура  $A_s$ . Для примера: максимальное значение  $\Delta A_s$  достигает 36 К, а максимальное значение  $\Delta A_f = 12$  К. Т.е. динамическая деформация стабилизирует мартенситную фазу, но оказывает слабое влияние на конец обратного мартенситного превращения.

Т а б л и ц а 2. Характеристические температуры обратного мартенситного перехода после различных скоростных воздействий.

$\epsilon, \%$	$A_s, \text{ K}$				$A_f, \text{ K}$			
	$\dot{\epsilon}, \text{ с}^{-1}$				$\dot{\epsilon}, \text{ с}^{-1}$			
	0	$2 \times 10^{-3}$	310	620	0	$2 \times 10^{-3}$	310	620
0	191	-	-	-	223	-	-	-
4	-	193	193	203	-	223	223	223
8	-	203	211	211	-	225	225	229
12	-	213	217	218	-	228	229	231
14	-	218	218	227	-	228	225	235

Похожее поведение было ранее зарегистрировано для высокотемпературного сплава на основе TiNi – TiNi [4].

На рис.4 приведена зависимость интегральной плотности дислокаций от величины и скорости задания деформации.

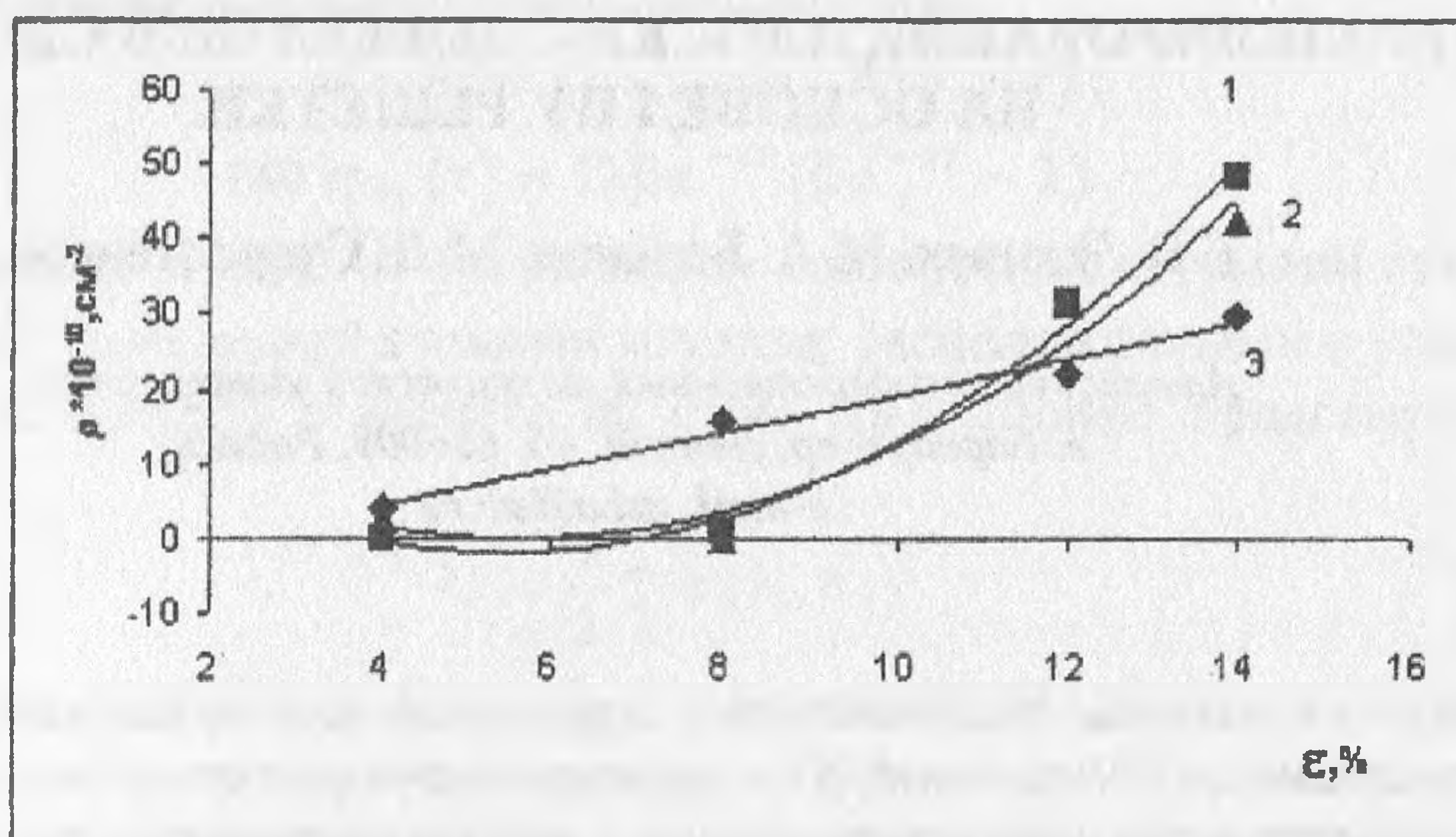


Рис.4. Зависимость интегральной плотности дислокаций от предварительной деформации для сплава № 2 при  $\dot{\epsilon} = 620$  (1); 310 (2) и  $2 \cdot 10^{-3}$  с $^{-1}$  (3).

Проведя анализ полученных зависимостей, можно отметить, что с ростом  $\epsilon$  плотность дислокаций ( $\rho$ ) увеличивается после деформации  $\epsilon \geq 12\%$ . Обращает на себя внимание тот факт, что при изменении скорости деформации на пять порядков, плотность дислокаций выросла не более чем в 2 раза.

### Заключение

1. Оба сплава имеют небольшое различие по химическому составу (около 0,5 вес.%), однако этого различия достаточно, чтобы отличались параметры B2 и R фаз, и чтобы резко возросла (на 50-60 K) температура начала образования мартенсита B19', что наблюдается в сплаве № 2.
2. Выявлено, что нарастание интегральной плотности дислокаций  $\rho(\epsilon)$  для сплава № 2 при росте квазистатической деформации происходит более интенсивно, чем в случае деформации сплава № 1.
3. Влияние скорости деформации сказывается как на характеристических параметрах аустенитно – мартенситного перехода, так и на эволюции дефектной структуры. С ростом скорости деформации заметно изменяется температура  $A_s$ , что подтверждает положение о стабилизации мартенситной фазы; изменение же дислокационного ансамбля становится заметным лишь при деформациях  $\epsilon > 12\%$ .

### Список литературы

1. Патент РФ «Устройство для радиальной деформации соединяемых муфт и колец». №2003410 МПКВ21Д 41/02 опубл.БИ N43-44. 30.11.93.
2. Попов Н.Н., Баринов В.М. Вертикальный копёр для динамических испытаний материалов // Заводская лаборатория. 1985, № 5, С.77 – 79.
3. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н.. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: Учебное пособие для вузов.-3-е изд. -М.: МИСИС, 1994.-328 с.
4. N.N. Popov, N.D. Sevryugina, I.V. Sevryugin, N.V. Derkach. Study into the influence of the shape setting rate on memory effect manifestation in titanium nickelide // Conference Abstracts. International Symposium and Exhibition on Shape Memory Materials SMM'99, May 19-21, 1999, Kanazawa, Japan. P. II-5.