

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПФ Ti-50.2%Ni ПОСЛЕ МНОГООСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПО СХЕМЕ *Max-Strain*

Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Кавалла Р.<sup>2,1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва,  
Россия

<sup>2</sup>Фрайбергская горная академия, Фрайберг, Германия

khmel@tmo.misis.ru

Термомеханическая обработка (ТМО), включающая интенсивную пластическую деформацию (ИПД), позволяющую получить ультрамелкозернистую структуру (субмикроструктурную, наносубзернистую или нанокристаллическую), является одним из наиболее эффективных методов повышения функциональных свойств сплавов с памятью формы на основе Ti-Ni [1,2]. Развитие методов ИПД идет по пути поиска схем, позволяющих получать массивные заготовки с нанокристаллической структурой (НКС). Использование метода равноканального углового прессования (РКУП) не позволило получить НКС в сплавах Ti-Ni по следующим причинам: 1) ограниченной технологической пластичности сплавов Ti-Ni при температурах деформации ниже 350°C и 2) частичного разупрочнения металла в процессе подогревов между проходами [3]. Модуль многоосевой деформации «*Max-Strain*» (*MS*), входящий в состав комплекса физического моделирования «*Gleeble 3800*», позволяет устранить вторую причину и проводить ИПД материала в изотермических условиях с точным контролем температуры в зоне деформации, степени и скорости деформации, моделируя процессы прокатки и всесторонней ковки. В настоящей работе на первом ее этапе деформацию образцов проводили непрерывно без подогревов между проходами при температуре 400°C с перспективой понижения температуры деформации до 350°C и ниже в случае удачного результата эксперимента.

Материалом для исследования служила горячепрессованная (800-900°C) заготовка из сплава Ti-50.2at.% Ni. Вырезанный из нее образец с исходной деформируемой зоной размером 10x10x11мм, деформировали на модуле *MS* со скоростью 0.5 мм/с за 6 обжатий при постоянной температуре 400°C. После каждого обжатия образец поворачивали на 90° вокруг своей оси. Накопленная истинная деформация составила около  $e=3$ . После деформации проводили отжиг при температурах 350°C, 1ч; 400°C, 1ч и 700°C, 30мин. Для сравнения использовали пруток диаметром 4.2 мм, полученный по обычной технологии: горячей ротационной ковкой (РК) при 700°C. Температурные интервалы

мартенситных превращений оценивали методом дифференциальной сканирующей калориметрии на калориметре «Mettler-Toledo». Структуру исследовали рентгенографически (дифрактометр «D8 Advance») и электрономикроскопически (микроскоп «JEM-2100»). Параметры решетки моноклинного B19'-мартенсита и B2-аустенита рассчитывали в соответствии с методикой, изложенной в [4]. Обратимую деформацию определяли термомеханическим методом при изгибе.

Исходная заготовка для MS-деформации, полученная горячим прессованием при температурах 800-900°C, сохранила следы деформационного наклепа. MS-деформация приводит к росту внутренних напряжений и стимулирует появление B2→R превращения при охлаждении (таблица.1). Интервалы прямого и обратного МП B2↔B19' соответственно понижаются (таблица 1). Отжиг при 400°C приводит к расширению интервала прямого МП за счет повышения температуры  $T_R$  и понижения температуры  $M_f$ , что, возможно, связано со старением сплава, содержащего более 50 ат.% Ni.

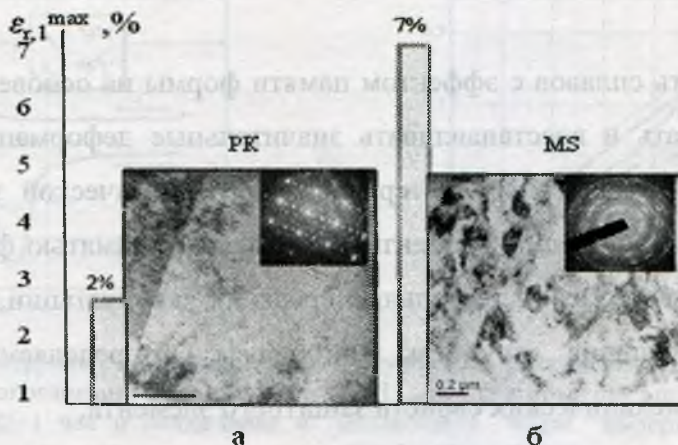
Таблица 1 – Характеристические температуры мартенситных превращений

№	Обработка	$T_R, ^\circ\text{C}$	$M_s, ^\circ\text{C}$	$M_f, ^\circ\text{C}$	$A_s, ^\circ\text{C}$	$A_f, ^\circ\text{C}$
1	До MS	-	35	16	42	68
2	Max Strain, $e=3$	22	4	-9	32	44
3	Max Strain+400°C	40	7	-18	36	55

По данным рентгеноструктурного анализа до деформации в структуре исходной заготовки и в образцах после РК при комнатной температуре присутствует в основном мартенсит, что также подтверждено электрономикроскопически (рис.1). После деформации основная фаза – B2-аустенит, линии (200) и (211) B2-аустенита сильно уширены. Мартенсит присутствует в небольшом количестве, его доля не превышает 20%.

Электрономикроскопическое исследование структуры позволяет охарактеризовать наблюдаемую структуру как смесь субзеренной и субмикроструктурной структур с высокой плотностью дислокаций [5] (рис.1). Размерный диапазон ее элементов лежит немного выше нанометрического. Средний размер зёрен/субзёрен составляет около 200 нм. Большой разброс размеров структурных элементов (от 50 до 300 нм), присутствие среди них значительной доли субзёрен указывает на необходимость существенного увеличения степени деформации: шести циклов деформирования недостаточно, для формирования НКС целесообразно увеличить их количество и попытаться понизить температуру деформации.

Образцы как непосредственно после *MS*-деформации, так и после отжигов при температурах 350 и 400°C, показали высокие значения полностью обратимой деформации:  $\varepsilon_{r,1}^{\max} = 7\%$ . Отжиг при 700°C, 30 минут приводит к формированию рекристаллизованной структуры В2-фазы и резкому уменьшению полностью обратимой деформации до  $\varepsilon_{r,1}^{\max} = 2\%$ . Такие же значения обратимой деформации были получены после ротационнойковки, также формирующей рекристаллизованную структуру В2-аустенита (рис.1).



**Рисунок 1.** Максимальная полностью обратимая деформация и микроструктура после ротационнойковки (а) и *MS*-деформации (б)

Проведенные исследования показали, что структура, полученная в результате интенсивной пластической деформации на модуле Max-Strain, приближается к нанокристаллической и обеспечивает значительное преимущество по основному функциональному свойству – полностью обратимой деформации – по сравнению с рекристаллизованной структурой.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ. Авторы выражают благодарность к.ф.м.н. Н.Н. Ресниной за помощь в проведении калориметрических исследований.

1. V. Brailovski, S. Prokoshkin, I. Khmelevskaya et al. , Materials Transactions, 2006, v. 47, p.795-804.
2. V. Brailovski, I.Yu. Khmelevskaya, S.D. Prokoshkin et al. Phys. Met. Metallogr., V.97, Suppl.1, 2004, pp.S3-S55.
3. I.Yu. Khmelevskaya, S.D. Prokoshkin, I.B.Trubitsyna et al. Materials Science and Engineering A, 481-482, 2008, p.119-122.
4. S.D. Prokoshkin, A.V. Korotitskiy, V. Brailovski, S. Turenne, I.Yu. Khmelevskaya, I.B. Trubitsina. Acta Mater. 2004. V.52.№15.pp.4479-4492.
5. S. Prokoshkin, V. Brailovski, A.V. Korotitskiy, K.E. Inaekyan, and A.M. Glezer. Phys.Met. . Metallogr., 2010, v.110, No 3, pp.305-320.