

БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Кунцевич Т.Э., Пушкин А.В.

Руководитель – к.ф.-м.н. Кунцевич Т.Э.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,

e-mail: pushin@imp.uran.ru

Сплавы на основе TiNi (стехиометрического и нестехиометрического составов) были синтезированы методом быстрой закалки из расплава (БЗР) в тонкую длинномерную ленту спиннингованием со скоростями охлаждения 10^5 – 10^6 К/с. Исследования структуры выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Также были измерены электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы (ЭПФ) сплавов. Исследования образцов проводили как в исходном состоянии, так и после различных режимов термообработок.

Исследованные БЗР-сплавы в зависимости от состава и скорости охлаждения могут быть получены в аморфном состоянии или в субмикроструктурном (со средним размером зерна 0,3-0,9 мкм, что в 100 раз меньше среднего размера зерен в обычных поликристаллических сплавах никелида титана). Бинарные сплавы Ti-Ni, химический состав которых отклоняется от стехиометрического более, чем на 5ат.%, при БЗР возможно практически полностью аморфизировать.

БЗР-сплавы испытывают термоупругие мартенситные превращения: $B2 \leftrightarrow B19'$. При комнатной температуре TiNi и сплавы, обогащенные титаном, находятся в состоянии B19'-мартенсита, для идентификации зеренной структуры в них были выборочно проведены эксперименты с нагревом фольги в электронном микроскопе до температуры $\sim 100^\circ\text{C}$, превышающей температуру конца обратного перехода A_f . Установлено, что зерна в данных сплавах имеют овальную или неправильную форму.

Температурные зависимости электросопротивления $\rho(T)$ бинарных БЗР-сплавов Ti-Ni были получены в исходном состоянии (полученные со скоростью $V_{\text{охл}}=10^5-10^6$ К/с) и после дополнительного отжига 500°C , 5 мин. Критические температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных $B2 \rightarrow B19'$ переходов, определенные методом пересечения двух касательных, хорошо согласуются с данными рентгеноструктурного фазового анализа, что позволило построить полную диаграмму мартенситных превращений.

Электронномикроскопические исследования показали, что аморфные БЗР-сплавы Ti-Ni при последующем отжиге легко переводятся в нанокристаллическое нанокompозитное состояние ($B2\text{-TiNi} + \text{Ti}_2\text{Ni}$), средний размер зерен при этом составляет 30-35 нм. Нанозерна имеют глобулярную округлую форму и, как показал темнопольный анализ, случайную большеугловую разориентацию друг относительно друга.

В БЗР-сплавах, обогащенных никелем, при отжиге и при последующей закалке гомогенно и гетерогенно выделяются в основном частицы фазы Ti_3Ni_4 с

ромбоэдрической решеткой. Мартенситные переходы в них происходят по схеме $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ или $B2 \leftrightarrow R$ (в более концентрированных по никелю сплавах).

Установлено, что в зависимости от химического состава, условий закалки и последующей термообработки в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Измерения механических свойств сплавов в процессе растяжения при комнатной температуре показали следующее (рис. 1). Сплавы с повышенным содержанием титана в кристаллическом состоянии со структурой $B19'$ -мартенсита имеют низкий предел σ_m (120-140 МПа, рис.1 б, кривые 1-7), по достижении которого продолжение нагружения формирует площадку псевдотекучести $\epsilon_p \approx 5\%$, обусловленную псевдоупругой деформацией мартенсита. Поскольку M_f данных сплавов превышает комнатную температуру, их неупругая деформация при σ_m осуществляется за счет переориентации мартенситных кристаллов в направлении действующей силы. При дальнейшем нагружении образцов (за площадкой псевдотекучести) следует стадия линейного деформационного упрочнения до напряжения, отвечающего «верхнему» пределу текучести $\sigma_{0.2}$. При больших нагрузках кривые растяжения приобретают параболический характер вплоть до разрушения, при котором определяется σ_b и δ . Данные БЗР-сплавы, подвергнутые дополнительному отжигу 500°C , 5 мин, имеют различную зеренную структуру. По мере измельчения зерна $\sigma_{0.2}$ возрастает от 600 до 1270 МПа, а σ_b от 980 до 1780 МПа, причем относительное удлинение δ_0 не только не снижается, но и имеет тенденцию к росту от 13% для $Ti_{50}Ni_{50}$ до 20% для нанокристаллических сплавов $Ti_{58}Ni_{42}$ и $Ti_{55}Ni_{45}$ (рис. 1 а).

Аморфные сплавы $Ti_{55}Ni_{45}$, $Ti_{58}Ni_{42}$ и $Ti_{60}Ni_{40}$ при растяжении разрушаются хрупко (рис. 1 б, кривые 5, 6 и 7), у них практически отсутствует стадия деформационного упрочнения, но деформация δ_y достигает 3-5%. Диаграммы растяжения имеют, как правило, линейный ход. Предел прочности σ_b варьирует от 1200 до 1800 МПа при изменении содержания титана в сплаве.

Микротвердость аморфных сплавов имеет высокие значения (7000-7500 МПа), тогда как микротвердость кристаллических БЗР-сплавов заметно меньше: от 3200 до 5000 МПа.

Показано, что БЗР-сплавы в нано- и субмикрокристаллических состояниях обладают узкогистерезисными однонаправленным эффектом памяти формы и спонтанным эффектом обратимого запоминания формы. Последнее обусловлено естественной кристаллографической и микроструктурной текстурами БЗР-лент, полученных спиннингованием при различных режимах.

Рис. 1. Механические свойства БЗР сплавов $Ti_{50}Ni_{50}$ (1), $Ti_{51}Ni_{49}$ (2), $Ti_{52}Ni_{48}$ (3), $Ti_{53}Ni_{47}$ (4), $Ti_{55}Ni_{45}$ (5), $Ti_{58}Ni_{42}$ (6), $Ti_{60}Ni_{40}$ (7) после отжига 500°C , 5 мин (а) и в исходном состоянии (б)

Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в БЗР-сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании в процессе спиннингования.

Электронномикроскопические исследования выполнялись в Центре электронной микроскопии УрО РАН.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами РФФИ №08-02-00844, 07-03-96062.