

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ С СОДЕРЖАНИЕМ CU БОЛЕЕ 30 АТ.%

Ситников Н.Н.¹, Шеляков А.В.², Хабибуллина И.А.¹

¹ ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва, Российская Федерация

² НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Российская Федерация

Особенностью сплавов системы TiNi–TiCu, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), с высоким содержанием Cu является то, что с помощью технологии сверхбыстрой закалки из жидкого состояния при высоких скоростях охлаждения (около 10^6 К/с) они могут быть получены в аморфном состоянии, а при определенных режимах термообработки в них может быть сформирована гомогенная структура [1, 2]. Однако при содержании меди более 30 ат.% в таких сплавах при стандартных методах кристаллизации происходит формирование хрупких фаз Ti-Cu, препятствующих протеканию мартенситных превращений (МП) $B2 \leftrightarrow B19$ и проявлению ЭПФ [2]. В данной работе для решения проблемы формирования хрупких фаз Ti-Cu в процессе кристаллизации из аморфного состояния в сплавах системы TiNi–TiCu с содержанием меди более 30 ат.% предложено применить электроимпульсную (ЭИ) кристаллизацию – динамический разогрев образца пропусканием через него импульса электрического тока.

Исходные аморфные образцы сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30; 32; 34; 36; 38$ ат.%) в виде тонких лент были получены методом сверхбыстрой закалки из расплава со скоростью охлаждения около 10^6 К/с. Процессы кристаллизации исходных образцов изучаемых сплавов были проведены с помощью ДСК. На основе полученных данных для проведения ЭИ и изотермической термообработки (для сравнения) сплавов была выбрана температура 500 °С. ЭИ кристаллизация проводилась на воздухе при комнатной температуре с длительностью воздействия импульса электрического тока 100, 10 или 1 мс. Амплитуда импульса электрического тока рассчитывалась из необходимости разогрева обрабатываемого образца до 500 °С за время его воздействия. При изотермической кристаллизации сплавы выдерживались при температуре 500 °С в муфельной печи в течение 300 секунд с последующей закалкой в воде [3].

В результате проведённой термообработки во всех образцах была сформирована кристаллическая структура, о чём свидетельствуют рентгеноструктурные исследования, проведённые со «свободной» стороны лент при комнатной температуре (рис. 1).

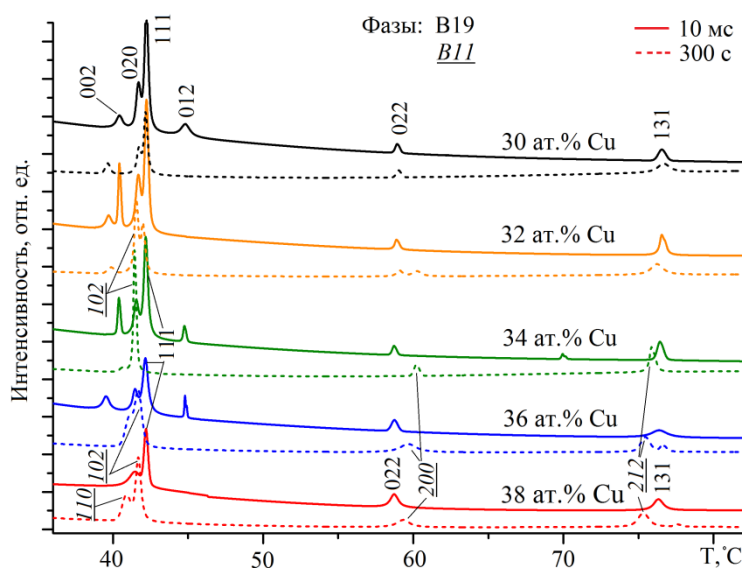


Рисунок 1 – Рентгенограммы «свободной» поверхности быстрозакалённых лент сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 32, 34, 36, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

Рентгеноструктурный анализ показал, что в изучаемых сплавах после изотермической термообработки наблюдается мартенситная фаза B19, а также структура типа B11 (фаза Ti-Cu) [3]. В сплавах, подвергнутых электроимпульсной термообработке по сравнению с изотермической обработкой, уже при времени воздействия 100 мс заметны изменения механизма кристаллизации, главным результатом которых является то, что сплавы с содержанием меди 34, 36 и 38 ат. % перестают быть хрупкими и в них наблюдается ЭПФ. Рентгеноструктурный анализ показал, что все динамически кристаллизованные со временем обработки 10 мс исследуемые сплавы системы TiNi-TiCu при комнатной температуре имеют преимущественно мартенситную структуру B19.

На рисунке 2 представлены результаты исследования температурных интервалов МП методом ДСК. Как видно, в сплавах с содержанием меди 36 и 38 ат. % после ЭИ кристаллизации с временем импульса 10 мс наблюдаются ярко выраженные пики выделения и поглощения тепла, сопровождающие МП, в то время как после изотермической термообработки они полностью отсутствовали. Следует отметить, что в сплавах с 30, 32 и 34 ат.% Cu критические температуры МП возрастают на 20-30 °С.

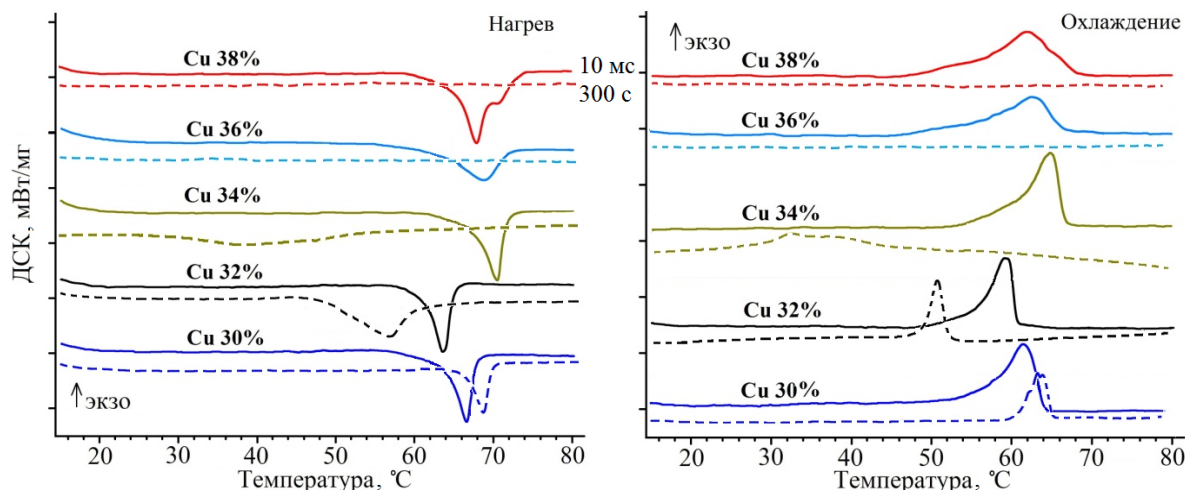


Рисунок 2 – Кривые ДСК сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 32, 34, 36, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

Микроструктура сплавов после ЭИ и изотермической кристаллизации, наблюдаемая в поперечном сечении с помощью СЭМ, имеет кардинальные отличия (рис. 2). Главное из них заключается в том, что в динамически кристаллизованных сплавах присутствует неоднородное распределение кристаллов по толщине ленты: вблизи поверхностей ленты наблюдается столбчатая структура кристаллов с характерными поперечными размерами 400-700 нм, в то время как в объеме ленты сформировалась однородная более крупнозернистая микроструктура с размером зерен от 5 до 12 мкм.

Термоциклирование кристаллизованных образцов сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ проводили под постоянной нагрузкой 100 МПа. По величине возвращаемой псевдопластической деформации определялось формовосстановление образца за счет ЭПФ, т.е. фактически измерялась величина ЭПФ. Как видно из данных (рис. 4), в динамически кристаллизованных образцах с содержанием меди 28, 30 и 32 ат.% наблюдается увеличение величины ЭПФ (до 25 % для сплава с $x=32$) по сравнению с образцами, кристаллизованными изотермически. В динамически кристаллизованных сплавах с 34, 36 и 38 ат.%, в которых после изотермической кристаллизации ЭПФ полностью отсутствовал, выявлено обратимое изменение формы с деформацией 1,5-2 %.

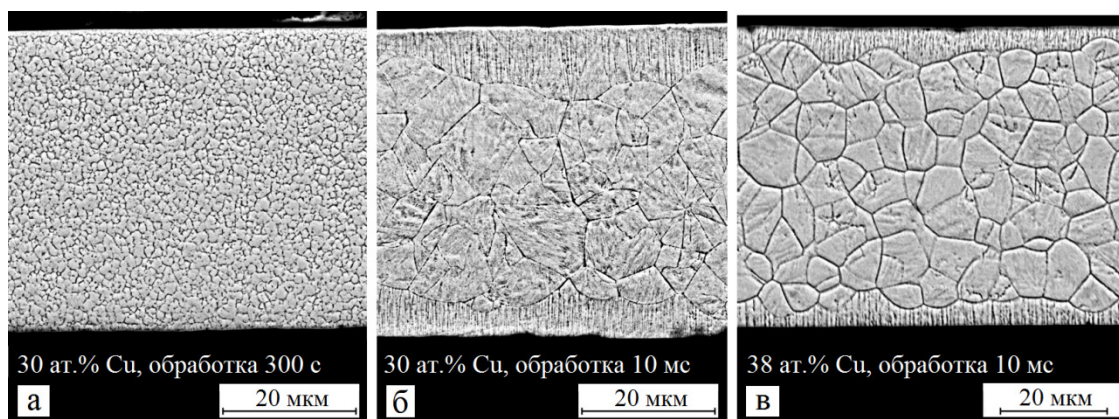


Рисунок 3 – РЭМ-изображения микроструктуры поперечного сечения лент сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

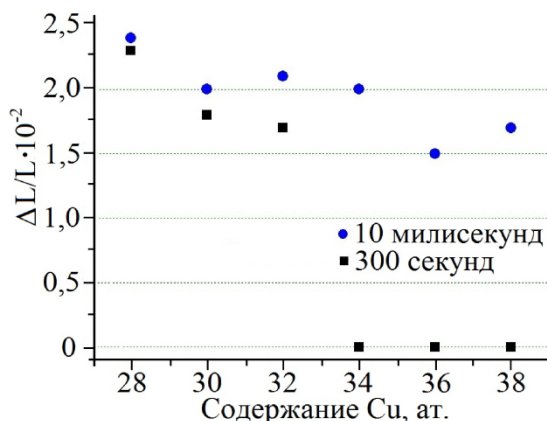


Рисунок 4 – Обратимое изменение относительной длины образцов сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ при термоциклировании под постоянной нагрузкой 100 МПа после изотермической (300 с) и динамической (10 мс) кристаллизации

Таким образом, в сплавах квазибинарной системы $TiNi-TiCu$ с содержанием меди от 30 до 38 ат.% с помощью комбинированного экстремального воздействия (сверхбыстрая закалка из расплава и динамическая кристаллизация аморфного состояния импульсом электрического тока) получены новые структурные состояния, которые обеспечили проявление необычных физико-механических свойств, в частности, впервые реализован эффект памяти формы в сплавах с 36 и 38 ат.% меди.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 31 16-32-60105.

Литература.

1. Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Менушенков А.П., Ризаханов Р.Н., Ашмарин А.А. // Изв. РАН. Сер. физ. 2015. Т. 79. № 9. С. 1281–1287.
2. Матвеева Н.М., Пушин В.Г., Быковский Ю.А. и др // ФММ. 1997. Т 83. №6. С. 82-92.
3. Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Хабибуллина И.А., Митина Н.А., Реснина Н.Н. // Перспективные материалы. 2017. №10. С. 52-61.