

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Mg-Y-Ni-H

**Максимчук И.Н., Ткаченко В.Г., Карпец М.В., Щербакова Л.Г., Волосевич П.Ю.,
Малка А.Н., Медалович Н.П., Фризель В.В., Пятачук С.Г.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
03680 ГСП ул. Кржижановского 3, Киев – 142, Украина,
e-mail: icems@ipms.kiev.ua

Магниевые сплавы благодаря своим высоким удельным характеристикам находят все более широкое применение в различных областях промышленности. В связи с этим исследование фазовых и структурных превращений, вызванные агрессивными средами, является актуальной задачей. В данной работе приведены результаты сравнительного анализа структурных и фазовых превращений исходного литого состояния сплава $Mg_{80}Y_5Ni_{15}$ и полученного методом спиннингования расплавов в атмосфере гелия, а также их наводороженных состояний.

Микроструктура ленты, полученная методом просвечивающей электронной микроскопии, приведена на рис 1. Как видно, она представляет собой кристаллические элементы, размером от 25 до 500 нм, которые находятся в аморфной фазе. Это подтверждается анализом электронограмм и темнопольных изображений, полученных в кольцевых отражениях точечного и диффузного характера. Содержание наноразмерной фазы не превышает 5 – 8 % от исследованной площади.

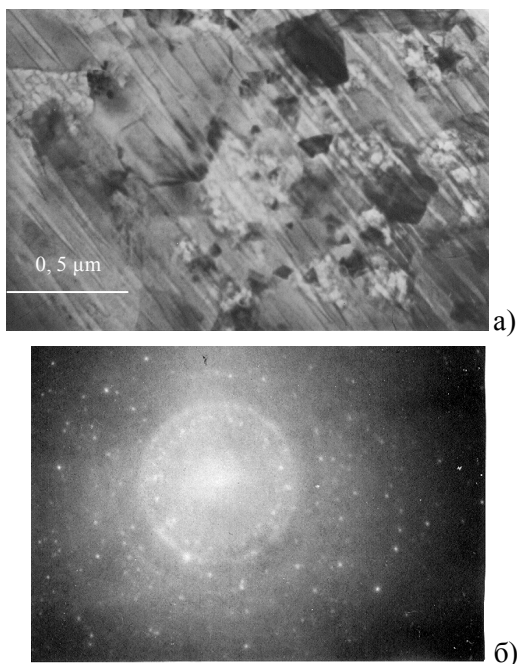


Рис.1. Микроструктура ленты из сплава $Mg_{80}Y_5Ni_{15}$ (а) и электронограмма из это-

го участка (б).

Дифрактометрические исследования проводили на дифрактометре ДРОН-УМ1 в монохроматическом CuK_{α} излучении. В качестве монохроматора использовали монокристал графита, установленный на дифрагированном пучке. Для высокотемпературных рентгенографических исследований использовали приставку УВД-2000 в атмосфере гелия. Обработку дифрактометрических данных осуществлялась с использованием программ для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих Powder Cell 2.4.

На дифрактограммах исходного материала фиксируется аморфное гало и слабые максимумы некоторых кристаллических фаз, в частности, оксида магния MgO (рис. 2.). Насыщение водородом приводит к сдвигу аморфного гало в сторону малых углов дифракции. При дифрактометрических 'in-situ' исследованиях исходной и наводороженной ленты не обнаружены изменения дифракционной картины до температуры $150^{\circ}C$.

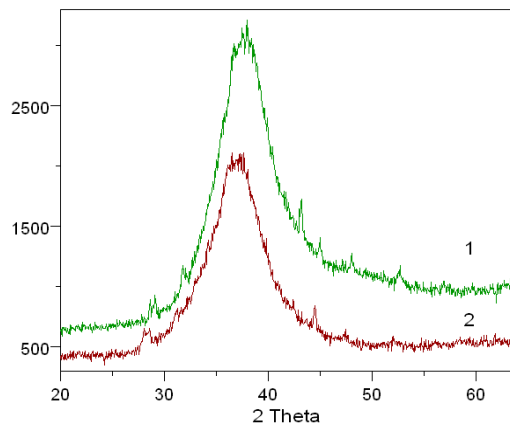


Рис.2. Дифракционные картины исходного образца $Mg_{80}Y_5Ni_{15}$ (1) и после насыщения его водородом (2).

Первые максимумы кристаллических фаз зарегистрированы при повышении температуры до $200^{\circ}C$. Анализ дифракционной картины показывает, что они принадлежат фазам Mg_2Ni и Mg . В гидрированном сплаве появляются сильно размытые максимумы гидрида иттрия

YH_2 с периодом кубической решетки $a=0,5178(2)$ нм. Повышение температуры до 300 – 400 °С приводит к увеличению интенсивности и сужению пиков от кристаллических фаз (рис.3). Следует отметить, что в обоих образцах до температуры 300 °С зафиксирован ряд слабых дополнительных максимумов, которые не принадлежат ни одной из известных кристаллических фаз. В первом приближении набор этих пиков можно описать в рамках тетрагональной ячейки с периодами $a=0,7103$ нм, $c=1,0050$ нм

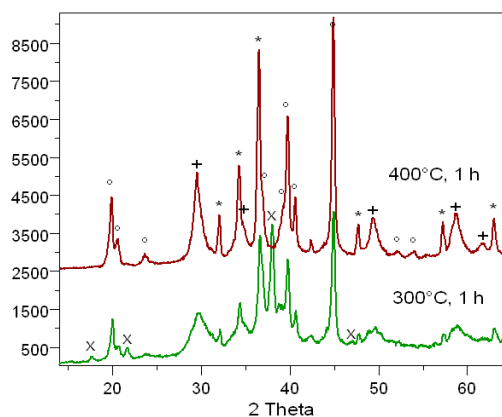


Рис.3. Дифракционные 'in-situ' картины сплава $\text{Mg}_{90}\text{Y}_5\text{Ni}_{15}$ после насыщения водородом и отжига. Обозначения максимумов: *-Mg, $^{\circ}$ - Mg_2NiH , + $-\text{YH}_2$, x – дополнительные пики.

Исследования температурной зависимости электросопротивления (ЭС) литых и наводороженных состояний сплава подтверждают результаты рентгеноструктурного анализа (рис.3.). Появление максимума при ~300 °С на кривой 3 объясняется распадом водородосодержащей фазы, вероятно Mg_2NiH или неизвестной фазы, рефлексы которой на дифрактограмме также исчезают после отжига (2 часа) при этой температуре. Резкое повышение ЭС при 510 °С связано с распадом проводящей фазы Mg_2Ni и наблюдается в обоих случаях.

Электрохимическое поведение сплава $\text{Mg}_{80}\text{Y}_5\text{Ni}_{15}$ в литом и аморфном состоянии исследовалось в щелочных и нейтральных хлорсодержащих электролитах. Анодные и катодные вольтамперные кривые ($\partial E/\partial t=1$ мВ/с) снимали в стандартной 3-х электродной ячейке. В качестве электродов сравнения использовали в щелочной среде ртутно-оксидный электрод, а в нейтральных средах - насыщенный хлорсеребряный, вспомогательный электрод - платиновая пластинка.

Полученные зависимости свидетельствуют о полной идентичности катодного поведения литого и аморфного сплавов в щелочных электро-

литах обеих концентраций. Катодное выделение водорода протекает с высоким переповерхностью, наклон линейного участка $\lg i - E$ равен 0.13 - 0.16 В. Активации поверхности аморфного сплава путем катодного восстановления при 5-ти кратном циклировании потенциала в области $E_{\text{кор.}}$ - -1.2 В не приводит к изменению параметров катодного процесса. Катодные кривые, полученные на электродах после активации поверхности в растворе 0.5M H_2SO_4 (15 с), характеризуются существенным снижением переповерхности выделения водорода (на 0,3 В) и наклона линейного участка 0,12 В.

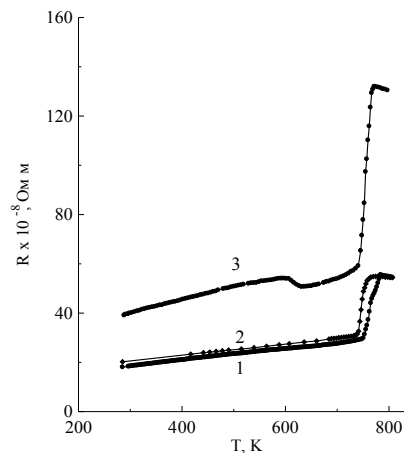


Рис. 4. Температурные зависимости электросопротивления литого сплава $\text{Mg}_{80}\text{Y}_5\text{Ni}_{15}$ при нагреве (1), охлаждении (2) и после насыщения водородом (3).

Анализируя полученные данные, можно сделать вывод, что литой сплав вследствие более высокой структурной неоднородности и наличия границ зерен обладает более низкой коррозионной стойкостью в хлоридных растворах и склонен к образованию менее совершенных пассивных пленок в щелочных электролитах.

Таким образом, по данным температурной зависимости ЭС и рентгеноструктурных исследований установлен эффект влияния водорода на структуру аморфизованного сплава, проведен анализ фазовых превращений, установлено наличие неизвестной, вероятно, водородосодержащей фазы, которая распадается при 300 °С. Подтверждается вывод о том [1], что изменение структуры сплава, в частности, его аморфизация, позволяет существенно повысить коррозионную стойкость и может рассматриваться как способ улучшения его эксплуатационных характеристик.

Литература

1. Inoue A. and Masumoto T. Production and properties of light – metal – based amorphous alloys. Mat. Sci. & Eng. 1991; A133 : 6-9.