

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ АМОРФНЫХ ЛЕНТ СПЛАВА $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$

© 2018 г. А.Г. Иглевская, А.И. Базлов, Н.Ю. Табачкова, Д.В. Лузгин, В.С. Золоторевский

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

WPI-AIMR, Университет Тохоку, Япония

Статья поступила в редакцию 03.04.18 г., доработана 10.05.18 г., подписана в печать 14.05.18 г.

Металлические стекла на основе алюминия являются новым перспективным семейством материалов. Однако влияние термической обработки на структуру и свойства аморфных сплавов системы $\text{Al}-\text{Y}-\text{Ni}-\text{Co}$ до сих пор широко не изучено. В настоящей работе методом закалки на вращающемся медном диске получены аморфные ленты сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$. Исследовано влияние отжига в вакууме при температурах от 100 до 500 °С в течение 30 мин на структуру и твердость данных лент. Для изучения изменений, происходящих в их структуре после термической обработки, использовались методы просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии. Для исследования влияния отжига на механические свойства лент была измерена микротвердость по Виккерсу. На основании полученных результатов сделаны выводы об изменении твердости в зависимости от структуры лент сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$. Установлено, что с повышением температуры их микротвердость увеличивается, достигая максимального значения 575 ± 7 HV после отжига при 350 °С, затем она снижается при дальнейшем повышении температуры термообработки. Показано, что после отжига при $t \leq 250$ °С в течение 30 мин ленты сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ остаются полностью аморфными: в структуре отсутствуют кристаллические фазы. Резкое увеличение твердости после отжига при 350 °С связано с образованием в аморфной матрице нанокристаллов алюминиевого твердого раствора размером 10–30 нм, окруженных остаточной аморфной матрицей, а дальнейшее ее снижение обусловлено увеличением размера этих кристаллов и появлением в структуре интерметаллидов Al_3Y и $\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{Y}_3$.

Ключевые слова: аморфные сплавы, металлические стекла, алюминий, отжиг, микротвердость.

Иглевская А.Г. — аспирант кафедры металловедения цветных металлов (МЦМ) НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: i.fyz@mail.ru.

Базлов А.И. — учебный мастер кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: bazlov@misis.ru.

Табачкова Н.Ю. — канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения полупроводников и диэлектриков НИТУ «МИСиС». E-mail: ntabachkova@gmail.com.

Лузгин Д.В. — докт. техн. наук, профессор Университета Тохоку (2-1-1 Катахира, Аоба-ку, Сендай, 980-8577, Япония). E-mail: dml@wpi-aimr.tohoku.ac.jp.

Золоторевский В.С. — докт. техн. наук, профессор кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: zolotor@misis.ru.

Для цитирования: Иглевская А.Г., Базлов А.И., Табачкова Н.Ю., Лузгин Д.В., Золоторевский В.С. Влияние отжига при различных температурах на структуру и твердость аморфных лент сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 4. С. 60–67. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-4-60-67.

Igrevskaya A.G., Bazlov A.I., Tabachkova N.Yu., Louzguine D.V., Zolotarevskiy V.S.

Effect of annealing at different temperatures on the structure and hardness of $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alloy amorphous strips

Aluminum-based metallic glasses are the new promising family of materials. However, the effect of heat treatment on the structure and properties of $\text{Al}-\text{Y}-\text{Ni}-\text{Co}$ amorphous alloys has not been widely studied so far. In this paper, $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ amorphous alloy strips were obtained by hardening on a rotary copper wheel. The effect of vacuum annealing at temperatures ranging from 100 to 500 °C for 30 minutes on the structure and hardness of these strips was investigated. Transmission electron microscopy, X-ray diffraction analysis, and differential scanning calorimetry were used to study changes in the structure of strips after heat treatment. Vickers microhardness was measured to investigate the effect of annealing on the mechanical properties of strips. The results obtained allowed for the conclusions made about changes in hardness depending on the $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alloy strip structure. It was found that as the temperature rises, strip microhardness increases reaching a maximum value of 575 ± 7 HV after annealing at 350 °C, then it decreases with a further increase in the annealing temperature. It was shown that the $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alloy strips remain completely amorphous and no crystalline phases are detected in their structures after annealing at temperatures up to 250 °C for 30 minutes. A sharp increase

in hardness after annealing at 350 °C is associated with 10–30 nm nanocrystals of an aluminum solid solution formed in the amorphous matrix and surrounded by a residual amorphous matrix, while further hardness decrease is associated with the increasing sizes of these crystals and Al_3Y and $\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{Y}_3$ intermetallics formed in the structure.

Keywords: amorphous alloys, metallic glasses, aluminum, annealing, microhardness.

Igrevskaia A.G. — Postgraduate, Department «Physical metallurgy of non-ferrous metals», NUST «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninsky av., 4). E-mail: i.fyz@mail.ru.

Bazlov A.I. — Master, Department «Physical metallurgy of non-ferrous metals», NUST «MISIS». E-mail: bazlov@mis.ru.

Tabachkova N.Yu. — Cand. Sci. (Tech.), Assistant prof., Department «Materials science of semiconductors and dielectrics», NUST «MISIS». E-mail: ntabachkova@gmail.com.

Louzuine D.V. — Dr. Sci. (Eng.), Prof., WPI Advanced Institute for Materials Research, Tohoku University (2-1-1 Katahira, Aoba-Ku, Sendai, 980-8577, Japan). E-mail: dml@wpi-aimr.tohoku.ac.jp.

Zolotarevskiy V.S. — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Department «Physical metallurgy of non-ferrous metals», NUST «MISIS». E-mail: zolotor@mis.ru.

Citation: *Igrevskaia A.G., Bazlov A.I., Tabachkova N.Yu., Louzuine D.V., Zolotarevskiy V.S. Vliyanie otzhiga pri razlichnykh temperaturakh na strukturu i tverdosť amorfnykh lent splava $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$. Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya. 2018. No. 4. P. 60–67. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-4-60-67.*

Введение

Металлические стекла (МС) были открыты более 50 лет назад [1]. Первым образцом с аморфной структурой был сплав эвтектического состава Au-Si [2]. Впоследствии МС были получены для широкого спектра составов металлических сплавов на основе самых различных металлов — от магния и кальция до циркония и палладия и многих других [3, 4]. Металлические стекла на основе алюминия являются новым перспективным семейством материалов с низкой плотностью и высокой удельной прочностью. Аморфная структура формируется в широком диапазоне составов двойных Al-PЗМ (РЗМ — редкоземельный металл) [5–10], тройных Al-PЗМ-ПМ (ПМ — переходный металл) [11–17] и четверных систем [18], получаемых методом спиннингования [19–22].

В последующие годы было проведено множество исследований металлических стекол, посвященных их структуре и свойствам, в особенности изменениям, происходящим при различных термической и деформационной обработках. В подавляющем большинстве случаев кристаллизация аморфных алюминиевых сплавов происходит в результате термической обработки или в ходе пластической деформации. В первом случае это может быть нагрев до определенной температуры или изотермический отжиг [23–26], а во втором — холодная прокатка [28]. Сплавы на основе алюминия после такой обработки могут иметь нанокристаллическую структуру и обладать уникальным комплексом свойств, что делает их перспективными материалами с прикладной точки зрения.

Кристаллизацию объемных металлических стекол можно использовать как способ производства двухфазных материалов [29–31]. Кристаллы действуют как сильные барьеры для распространения полос сдвиговой деформации, способствуя их ветвлению и формированию нескольких групп сдвигообразования, увеличивая тем самым пластичность и предотвращая преждевременное хрупкое разрушение [32]. Например, в некоторых сплавах на основе алюминия с переходными металлами и небольшим содержанием РЗМ при сохранении хорошей пластичности предел текучести достигает 1,5 ГПа [32, 33].

Нанокompозитная структура в этих сплавах, получаемая методом контролируемой частичной кристаллизации аморфной фазы, является в абсолютном большинстве случаев двухфазной и состоит из нанокристаллов Al и окружающей их остаточной аморфной матрицы [34]. Объемная доля и средний размер нанокристаллов Al составляют около 20–40 % и 10–40 нм соответственно [26, 34–39].

Авторами [34] было проведено исследование влияния отжига на аморфный сплав состава $\text{Al}_{85}\text{Ni}_{6,1}\text{Co}_2\text{Gd}_6\text{Si}_{10,9}$. Его структура после окончания первой стадии кристаллизации состоит из двух фаз — нанокристаллов Al и остаточной аморфной матрицы. В процессе первичной кристаллизации возрастают количество и размеры нанокристаллов (до 25–30 нм), т.е. процесс нанокристаллизации происходит по механизму зарождения и роста [40].

В работе [41] показано, что микротвердость аморфных сплавов при формировании нанокристаллов алюминия увеличивается. Это может быть связано с тем, что при образовании нанокристаллов алюминия в структуре матрица также изменяет свой состав, так как происходит ее обеднение алюминием. Авторами изотермический отжиг был использован для повышения механических свойств аморфного сплава $\text{Al}_{85}\text{Ni}_9\text{Er}_6$. Его твердость в исходном состоянии составляла 3,55 ГПа, а после отжига в течение 60 и 90 мин это значение увеличивалось до 5,7 и 5,55 ГПа соответственно. Появление Al-нанокристаллов приводит к упрочнению. Во время отжига их размер, в отличие от количества, изменяется несильно. Ученые предположили, что механические свойства металлических стекол на основе алюминия в большей степени зависят от количества кристаллов, чем от их размера [41].

На сегодняшний день недостаточно сведений об изменении структуры и свойств аморфных лент на основе алюминия после отжига в широком диапазоне температур. Данная работа посвящена именно этому вопросу.

Методика экспериментов

Приготовление сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ осуществляли в индукционной вакуумной печи в атмосфере аргона (давление 10–3 Па) путем сплавления алюминия и иттрия (чистотой 99,99 %), никеля (99,9 %) и кобальта (99,98 %). Ленты толщиной 30 мкм получали в результате быстрого охлаждения расплава на вращающемся со скоростью 42 м/с (тангенциальная скорость поверхности) медном диске.

Структуру образцов исследовали методами рентгеновской дифрактометрии в монохроматическом CuK_α -излучении на дифрактометре Bruker D8 Advance и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM 2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Образцы для ПЭМ готовили методом ионного утонения.

Термическую обработку образцов сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ проводили при различных температурах с временем выдержки 30 мин в вакууме под давлением 10^{-3} Па. Для определения температуры и теплового потока использовали калориметр Setaram Labsys. Измерения проводили в атмосфере аргона с использованием термопар Е-типа (хромель—константан) и S-типа (платина—платина—

родий). Микротвердость лент измеряли на микротвердометре марки Wilson & Wolpert 402 MVD с использованием нагрузки, равной 245 мН.

Результаты экспериментов

Согласно данным, полученным с помощью просвечивающего электронного микроскопа (рис. 1), микроструктура ленты в литом состоянии была полностью однородна, что подтверждает образование аморфной фазы в ходе литья. Также об этом свидетельствуют широкий диффузный пик и отсутствие острых кристаллических пиков на рентгеновской дифрактограмме (рис. 2, кр. 1).

Исследования ленты в литом состоянии, проведенные с помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), показали (рис. 3), что кристаллизация сплава проходит в 3 этапа. Из рисунка видно, что температура стеклования $T_g = 260$ °С, а температура кристаллизации $T_x = 286$ °С. Исходя из результатов ДСК были выбраны температуры отжига, значения которых были выше и ниже величины T_g , для того чтобы сплав после термообработки имел различную структуру.

По результатам рентгеноструктурного анализа лент после отжига в течение 30 мин при различных температурах (см. рис. 2) установлено следующее. При температурах отжига вплоть до 250 °С структура сплава остается полностью аморфной, а при 300 и 350 °С она представляет собой твердый раствор алюминия (Al) с небольшим количеством ин-

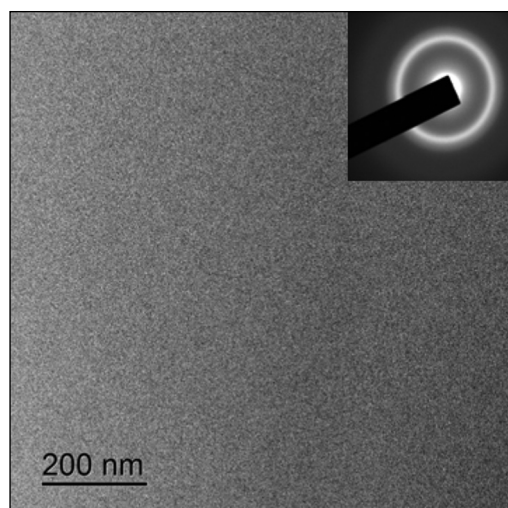


Рис. 1. Микроструктура сплава в литом состоянии, полученного с помощью ПЭМ (светлое поле)
Вставка — дифракционная картина выбранной области

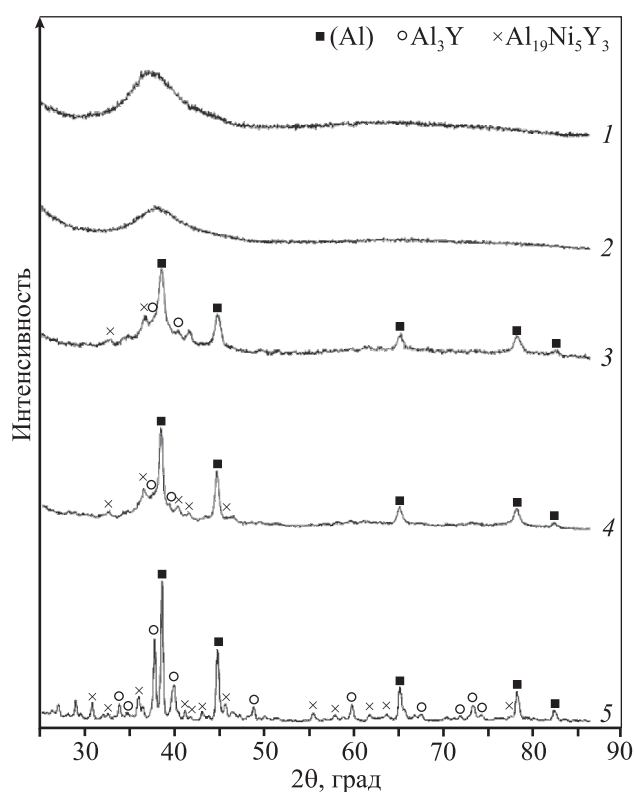


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы образцов $\text{Al}_5\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ в исходном состоянии (1) и после отжига при температурах 250 °C (2), 300 °C (3), 350 °C (4) и 450 °C (5)

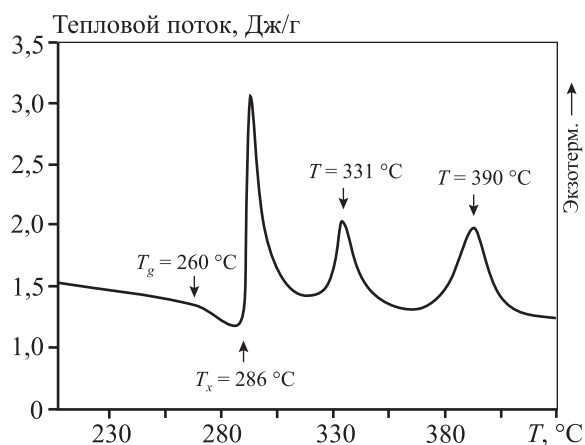


Рис. 3. Кривая ДСК для сплава $\text{Al}_5\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$, полученная при скорости нагрева 0,33 °C/с

терметаллидных фаз Al_3Y и $\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{Y}_3$. Отжиг при $T = 450$ °C приводит к увеличению размеров кристаллов твердого раствора алюминия, а также выделению большого количества интерметаллидов Al_3Y и $\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{Y}_3$.

Структура сплава после отжига при $T = 350$ °C представляет собой наночастицы алюминиевого твердого раствора, окруженные остаточной амор-

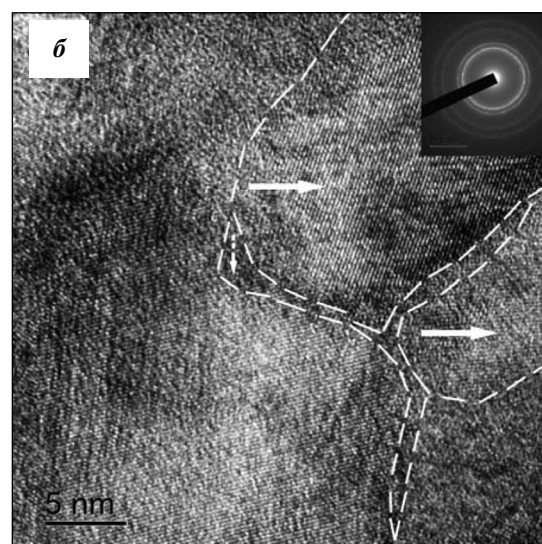
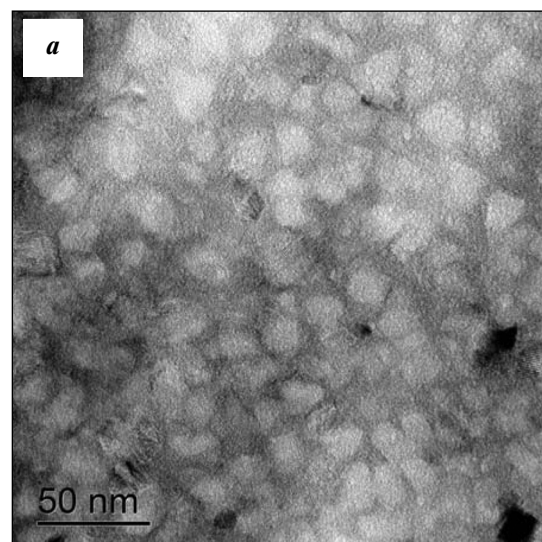


Рис. 4. Микроструктура образцов после отжига при 350 °C (ПЭМ)

б – ПЭМ высокого разрешения
Аморфная матрица выделена штриховыми линиями, частицы $\alpha\text{-Al}$ – стрелками

фной матрицей (рис. 4). В ней не прослеживается четкая структура атомных рядов, что наблюдается в кристаллических частицах. Также в структуре сплава присутствует небольшое количество частиц интерметаллидов, однако их форма и размер ($d_{\text{cp}} = 14 \pm 3$ нм) не отличаются от наночастиц алюминиевого твердого раствора. Размер частиц определялся методом случайных секущих. С помощью программы Excel было построено распределение частиц по размерам и описано функцией Гаусса (рис. 5).

На рис. 6 представлена структура сплава после отжига при $T = 450$ °C, которая представляет собой

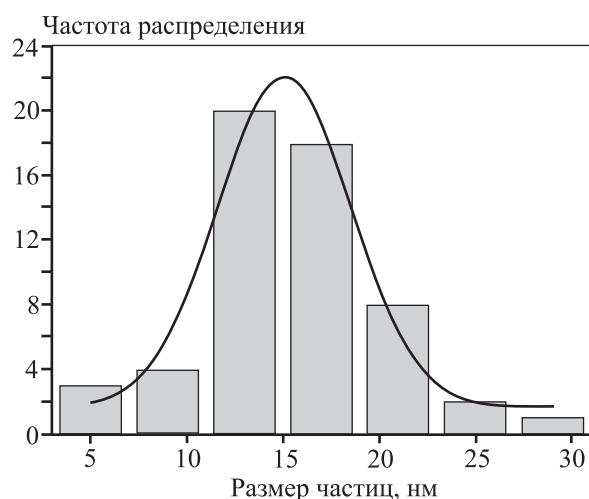


Рис. 5. Количественное распределение частиц алюминия по размерам

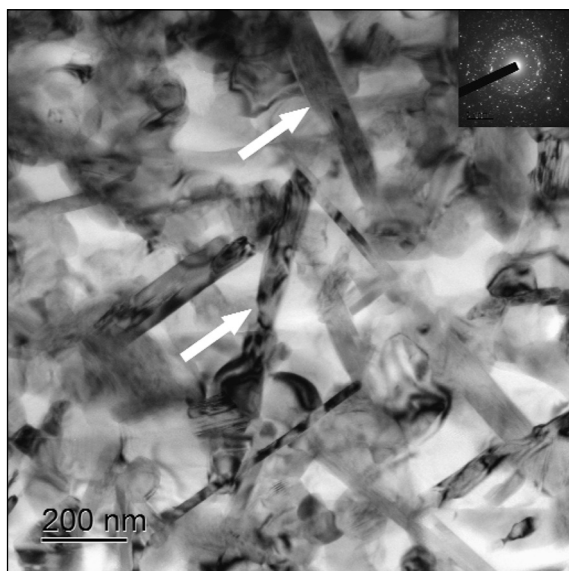


Рис. 6. Микроструктура лент после отжига при 450 °C (ПЭМ)

Стрелками обозначены частицы интерметаллидов
Вставка — дифракционная картина выбранной области

смесь кристаллов твердого раствора алюминия с иглообразными частицами интерметаллидов. При этом остаточная аморфная матрица полностью отсутствует. Стоит отметить повышение объемной доли интерметаллидов по сравнению с низкотемпературным отжигом, а также увеличение размеров нанокристаллов α -Al.

На рис. 7 представлена зависимость микротвердости сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ от температуры отжига в течение 30 мин. Отжиг при $T = 100$ и 200 °C оказывает слабое влияние на этот показатель: значение HV составляет 370 ± 5 . Выдержка в течение

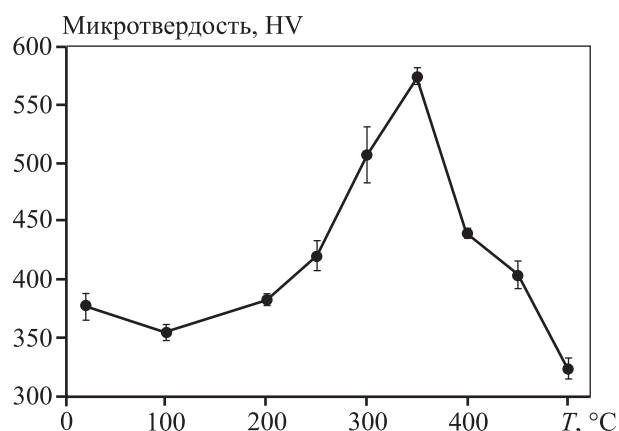


Рис. 7. Микротвердость образцов после отжига при различных температурах

30 мин при $T = 250$ °C приводит к увеличению микротвердости до 420 ± 13 HV. При повышении температуры отжига наблюдается значительный рост этого показателя, который достигает максимума (575 ± 7 HV) при 350 °C. При дальнейшем повышении величины T вплоть до 500 °C микротвердость снижается до значений ниже, чем в исходном состоянии.

Обсуждение результатов

Кристаллизация сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ происходит в 3 стадии. На первой — кристаллизуется твердый раствор алюминия из аморфной матрицы, после чего в структуре сплава остается часть аморфной матрицы, с кристаллизацией которой, скорее всего, и связан второй экзотермический пик на кривой ДСК (см. рис. 3). При этом, судя по данным РФА, структура сплава не претерпевает серьезных изменений, лишь несколько укрупняются нанокристаллы твердого раствора алюминия. Третий этап кристаллизации связан с активным выделением и укрупнением частиц интерметаллидов Al_3Y и $\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{Y}_3$. При этом происходит постоянный рост нанокристаллов алюминия, что объясняется стремлением сплава к состоянию с меньшей свободной энергией за счет снижения удельной границы зерен. Аналогичный процесс кристаллизации данного сплава наблюдали в колонне ПЭМ [42].

Стабильность остаточной аморфной матрицы вплоть до температуры ~ 330 °C можно объяснить следующим образом. В процессе первичной кристаллизации твердого раствора аморфная матрица обедняется алюминием и представляет собой об-

ласти, богатые такими стеклообразующими элементами, как Ni, Co и Y, что обуславливает изменение ее характеристических температур (T_g и T_x).

Отжиг сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ при $T = 100^\circ\text{C}$ приводит к незначительному снижению микротвердости, а при $T \sim 250^\circ\text{C}$ она повышается (см. рис. 7). Это может быть связано с прохождением структурной релаксации сплава [42, 44]. Отжиг при температуре, близкой к температуре расстеклования (обычно на $20\text{—}50^\circ\text{C}$ ниже ее), инициирует уменьшение свободного объема в материале, тем самым затрудняя движение полос сдвига и, соответственно, деформацию сплава. Следует заметить, что ленты при этом остаются полностью аморфными. После отжига при температурах до 250°C они не охрупчиваются и сгибаются под углом 180° без разрушения.

Появление нанокристаллов алюминия после отжига при $T = 300$ и 350°C обуславливает дальнейший значительный рост твердости. Подобный эффект наблюдался в работе [44]. Выделяющийся наноразмерный твердый раствор алюминия, несмотря на то, что $\alpha\text{-Al}$ мягче, чем исходная аморфная матрица, повышает твердость исходного сплава за счет своих размеров.

Ленты после отжига при температурах выше 350°C были хрупкими, несмотря на то, что их структура в основном состоит из твердого раствора на основе алюминия. Однако его нанометровый размер затрудняет образование дислокаций внутри зерна, что, в свою очередь, препятствует появлению пластичности. К охрупчиванию также приводит формирование интерметаллидов по границам зерен алюминиевого твердого раствора.

Дальнейшее повышение температуры отжига негативно сказывается на микротвердости сплава: ее значения резко снижаются и при $T = 500^\circ\text{C}$ они ниже, чем в исходном состоянии. Это можно объяснить ростом кристаллов алюминиевого твердого раствора, в данном случае — практически чистого алюминия (поскольку легирующие элементы в нем не растворимы), и он перестает быть наноразмерным, что значительно облегчает пластическую деформацию материала. Однако микротвердость сплава остается на довольно высоком уровне по сравнению с традиционными алюминиевыми материалами, что связано с увеличенной объемной долей интерметаллидов в структуре после отжига при высоких температурах. Это обстоятельство также является одной из причин хрупкости сплава после отжига.

Несколько необычным представляется процесс кристаллизации исследуемого материала. В ходе первичной кристаллизации твердого раствора алюминия формируется остаточная аморфная матрица, отличающаяся по составу от исходной, так как происходит ее обеднение алюминием. При этом выделяющийся твердый раствор алюминия представляет собой практически чистый Al, так как Ni, Co и Y в нем почти не растворимы. В связи с этим остаточная аморфная матрица сохраняется вплоть до очень высокой температуры (до 350°C), а интенсивная кристаллизация и рост интерметаллидов начинаются при еще более высоких ее значениях.

Выводы

1. Проанализировано изменение структуры и свойств сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ в зависимости от температуры отжига. Кристаллизация сплава проходит в 3 стадии: после первой и второй — структура сплава идентична и представляет собой наноразмерные кристаллы твердого раствора алюминия, окруженные остаточной аморфной матрицей, отличающейся высокой термической стабильностью; третья стадия связана с появлением в структуре большого количества интерметаллидов.

2. Высокая термическая стабильность остаточной аморфной матрицы обусловлена обеднением ее состава алюминием при первичной кристаллизации твердого раствора алюминия, и она сохраняется в сплаве вплоть до температур выше 350°C .

3. Микротвердость сплава $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ увеличивается с повышением температуры отжига, достигая максимума 575 ± 7 HV при $T = 350^\circ\text{C}$, что связано с образованием в структуре нанокристаллов алюминиевого твердого раствора ($d_{\text{ср}} = 10 \div 20$ нм), окруженных остаточной аморфной матрицей. При дальнейшем увеличении температуры отжига микротвердость снижается до значений даже меньших, чем в литом состоянии.

Исследование выполнено при поддержке программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» (№ K2-2014-013 и № K2-2017-089)

и Российского научного фонда (грант 18-52-53027).

Литература/References

1. Klement W., Willens R.H., Duwez P. Non-crystalline structures in solidified gold-silicon alloys. *Nature*. 1960. Vol. 187. P. 869—870.

2. Лузгин Д.В., Иноуэ А. Получение и нанокристаллизация металлических стекол. Ч. 1. *Материаловедение*. 2008. No. 11. С. 41—50; Louzguine D.V., Inoue A. Poluchenie i nanokristallizatsiya metallicheskih stekol [Production and nanocrystallization of metallic glasses]. *Materialovedenie*. 2008. Vol. 11. P. 41—50.
3. Suryanarayana C., Inoue A. Bulk metallic glasses. Boca Raton: CRC Press., 2010.
4. Лузгин Д.В., Полькин В.И. Объемные металлические стекла: получение, структура, структурные изменения при нагреве. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2015. No. 6. С. 43—52; Louzguine D.V., Pol'kin V.I. Ob"emnye metallicheskie stekla: poluchenie, struktura, strukturnye izmeneniya pri nagreve [Bulk metallic glasses: fabrication, structure and structural changes under heating]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2015. Vol. 6. P. 43—52.
5. Inoue A., Ohtera K., Tsai A.P., Masumoto T. New amorphous Al—Y, Al—La and Al—Ce alloys prepared by melt spinning. *J. Appl. Phys.* 1988. Vol. 27. P. 736—739.
6. He Y., Poon S.J., Shiflet G.J. Synthesis and properties of metallic glasses that contain aluminum. *Science*. 1988. Vol. 241. P. 1640—1642.
7. Uporov S.A., Uporova N.S., Bykov V.A., Kulikova T.V., Pryanichnikov S.V. Effect of replacing RE and TM on magnetic properties and thermal stability of some Al—Ni-based amorphous alloys. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 586. P. 310—313.
8. Bacewicz R., Antonowicz J. XAFS study of amorphous Al—RE alloys. *Scripta Mater.* 2006. Vol. 56. P. 1187—1191.
9. Pershina E., Matveev D., Abrosimova G., Aronin A. Formation of nanocrystals in an amorphous Al₉₀Y₁₀ alloy. *Mater. Charact.* 2017. Vol. 133. P. 87—93.
10. Baoan Sun, Xiufang Bian, Jing Hu, Tan Mao, Yane Zhang. Fragility of superheated melts in Al—RE (Ce, Nd, Pr) alloy system. *Mater. Charact.* 2008. Vol. 59. P. 820—823.
11. Ram S. Maurya, Tapas Laha. Effect of rare earth and transition metal elements on the glass forming ability of mechanical alloyed Al—TM—RE based amorphous alloys. *J. Mater. Sci. Technol.* 2015. Vol. 31. P. 1118—1124.
12. Abrosimova G., Aronin A., Budcheko A. Amorphous phase decomposition in Al—Ni—RE system alloys. *Mater. Lett.* 2015. Vol. 139. P. 194—196.
13. Huang Z.H., Li J.F., Rao Q.L., Zhou Y.H. Primary crystallization of Al—Ni—RE amorphous alloys with different type and content of RE. *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. Vol. 489. P. 380—388.
14. Wang S.H., Bian X.F. Effect of Si and Co on the crystallization of Al—Ni—RE amorphous alloys. *J. Alloys Compd.* 2008. Vol. 453. P. 127—130.
15. Nianchu Wu, Jingbao Lian, Rui Wang, Ronghua Li, Wei Liu. Effect on element type on glass forming ability of Al—TM—RE ternary metallic glasses using electron structure guiding. *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 723. P. 123—128.
16. Rizzi P., Batezatti L. Microhardness and devitrification studies of Al—TM—RE alloys. *J. Alloys Compd.* 2007. Vol. 434. P. 36—39.
17. Rizzi P., Baricco M., Borace S., Batezatti L. Phase selection in Al—TM—RE alloys: nanocrystalline Al versus intermetallics. *Mater. Sci. Eng. A*. 2001. Vol. 304-306. P. 574—578.
18. Inoue A., Kimura H.M. Fabrications and mechanical properties of bulk amorphous, nanocrystalline, nanoquasicrystalline alloys in aluminium-based system. *J. Light Met.* 2001. Vol. 1. P. 31—41.
19. Inoue A., Ohtera K., Tsai A.P., Masumoto T. New amorphous alloys with good ductility in Al—Y—M and Al—La—M (M=Fe, Co, Ni or Cu) systems. *J. Appl. Phys.* 1988. Vol. 27. P. 280—282.
20. Shihlet G.J., He Y., Poon S.J. Mechanical properties of a new class of metallic glasses based on aluminum. *J. Appl. Phys.* 1988. Vol. 64. P. 6863—6865.
21. He Y., Poon S.J., Shiflet G.J. Synthesis and properties of metallic glasses that contain aluminum. *Science*. 1988. Vol. 241. P. 1640—1642.
22. Ma C.S., Zhang J., Chang X.C., Hou W.L., Wang J.Q. Electronegativity difference as a factor for evaluating the thermal stability of Al-rich metallic glasses. *Phil. Mag. Lett.* 2008. Vol. 88. P. 917—924.
23. Kim Y.H., Inoue A., Masumoto T. Ultrahigh mechanical strengths of Al₈₈Y₂Ni_{10-x}M_x (M = Mn, Fe or Co) amorphous alloys containing nanoscale fcc-Al particles. *Mater. Trans.* 1991. Vol. 32. P. 599—608.
24. Wang J. Q., H.W. Zhang, Gu X.J., Lu K., Sommer F., Mittemeijer E.J. Identification of nanocrystal nucleation and growth in Al₈₅Ni₅Y₈Co₂ metallic glass with quenched-in nuclei. *Appl. Phys.* 2002. Vol. 80. P. 3319—3321.
25. He Y., Poon J.F., Shiflet G.Y. Ball milling-induced nanocrystal formation in aluminum-based metallic glasses. *Acta Metall. Mater.* 1995. Vol. 43. P. 83—91.
26. Setyawan A.D., Louzguine D.V., Sasamori K., Kimura H.M., Ranganathan S., Inoue A. Phase composition and transformation behavior of rapidly solidified Al—Ni—Fe alloys in α -Al decagonal phase region. *J. Alloys Compd.* 2005. Vol. 399. P. 132—138.
27. Louzguine D.V., Inoue A. Crystallization behaviour of Al-based metallic glasses below and above the glass-transition temperature. *J. Non-Cryst. Sol.* 2002. Vol. 311. P. 281.
28. Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. Comparative study of the effect of cold rolling on the structure of Al—RE—Ni—Co (RE = rare-earth metals) amorphous and glassy alloys. *J. Non-Cryst. Sol.* 2006. Vol. 352. P. 3903—3909.

29. Inoue A., Zhang T., Chen M.W., Sakurai T., Saida J., Mat-sushita M. Ductile quasicrystalline alloys. *Appl. Phys. Lett.* 2000. Vol. 76. P. 967–969.
30. Kaloshkin S.D., Tomilin I.A. The crystallization kinetics of amorphous alloys. *Thermochim. Acta.* 1996. Vol. 280. P. 303–317.
31. Лузгин Д.В. Аморфные и нанокристаллические материалы на основе алюминия. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2011. No. 10. С. 12–17; Louzguine D.V. Amorfnye i nanokristallicheskie materialy na osnove alyuminiya [Amorphous and nanocrystalline materials based on aluminum]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov.* 2011. Vol. 10. P. 12–17.
32. Лузгин Д.В., Полькин В.И. Свойства объемных металлических стекол. *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* 2016. No. 6. С. 71–85.; Louzguine D.V., Pol'kin V.I. Svoistva ob'emnykh metallicheskih stekol [Properties of bulk metallic glasses]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya.* 2016. No. 6. P. 71–85.
33. Kim Y.H., Inoue A., Masumoto T. Ultrahigh tensile strength of $\text{Al}_{88}\text{Y}_2\text{Ni}_9\text{M}_1$ ($\text{M} = \text{Mn}$ or Fe) amorphous alloys containing finely dispersed fcc-Al particles. *Mater. Trans.* 1991. Vol. 31. P. 747–749.
34. Kim W., Oh H.S., Park E.S. Manipulation of thermal and mechanical stability by addition of multiple equiatomic rare-earth elements in Al–TM–RE metallic glasses. 2017. *Intermetallics.* 2017. Vol. 91. P. 8–15.
35. Абросимова Г., Аронин А., Баркалов О. Структурные превращения в аморфном сплаве $\text{Al}_{85}\text{Ni}_{6,1}\text{Co}_2\text{Gd}_6\text{Si}_{10,9}$ при многократной прокатке. *Физика твердого тела.* 2011. Т. 53. No. 2. С. 215–220; Abrosimova G., Aronin A., Barkalov O. Strukturnye prevrashcheniya v amorfnom splave $\text{Al}_{85}\text{Ni}_{6,1}\text{Co}_2\text{Gd}_6\text{Si}_{10,9}$ pri mnogokratnoi prokatke [Structural transformations in amorphous alloy $\text{Al}_{85}\text{Ni}_{6,1}\text{Co}_2\text{Gd}_6\text{Si}_{10,9}$ at multiple rolling]. *Fizika tverdogo tela.* 2011. Vol. 53. No. 2. P. 215–220.
36. Абросимова Г.Е., Аронин А.С. Тонкая структура ГЦК-нанокристаллов в сплавах на основе Al и Ni. *Физика твердого тела.* 2002. Т. 44. No. 6. С. 961–966; Abrosimova G.E., Aronin A.S. Tonkaya struktura GTsK-nanokristallov v splavakh na osnove Al i Ni [Structure of fcc-nanocrystals in Al and Ni-based alloys]. *Fizika tverdogo tela.* 2002. Vol. 44. No. 6. P. 961–966.
37. Aronin A.S., Abrosimova G.E., Kir'yanov Yu. V. Formation and structure of nanocrystals in an $\text{Al}_{86}\text{Ni}_{11}\text{Yb}_3$ alloy. *Phys. Solid State.* 2001. Vol. 43. No. 11. P. 2003–2011.
38. Абросимова Г.Е., Аронин А.С. Влияние концентрации редкоземельного компонента на параметры наноструктуры в сплавах на основе алюминия. *Физика твердого тела.* 2009. Т. 51. No. 9. С. 1665–1672; Abrosimova G.E., Aronin A.S. Vliyanie kontsentratsii redkozemel'nogo komponenta na parametry nanostrukturny v splavakh na osnove alyuminiya [Influence of rare-earth component concentration on parameters of nanostructure in aluminum-based alloys]. *Fizika tverdogo tela.* 2009. Vol. 51. No. 9. P. 1665–1672.
39. Tkatch V.I., Rassolov S.G., Popov V.V., Maksimov V.V., Maslov V.V., Nosenko V.K., Aronin A.S., Abrosimova G.E., Rybchenko O.G. Complex crystallization mode of amorphous/nanocrystalline composite $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_{5,8}\text{Gd}_{5,7}\text{Si}_{0,5}$. *J. Non-Cryst. Sol.* 2011. Vol. 357. P. 1628–1631.
40. Greer A.L. Partially or fully devitrified alloys for mechanical properties. *Mater. Sci. Eng.* 2001. Vol. 304. P. 68–72.
41. Jiaming Yin, Hongnian Cai, Xingwang Cheng, Hongmei Zhang, Xinqiang Zhang, Ziqi Xu. Enhanced mechanical properties due to nanocrystallization by isothermal annealing in $\text{Al}_{85}\text{Ni}_9\text{Er}_6$ glassy alloy. *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 695. P. 3048–3053.
42. Bazlov A.I., Tabachkova N. Yu., Zolotarevsky V.S., Louzguine-Luzgin D.V. Unusual crystallization of $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ metallic glass observed in situ in TEM at different heating rates. *Intermetallics.* 2018. Vol. 94. P. 192–199.
43. Абросимова Г.Е. Эволюция структуры металлических стекол при внешних воздействиях: Автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук. Черноголовка: ИФТТ РАН, 2012; Abrosimova G.E. Evolyutsiya struktury metallicheskih stekol pri vneshnikh vozdeystviyakh [Evolution of the structure of metallic glasses under external influences]: Abstr. Diss. ... Dr. Sci. (Phys.-Math.). Chernogolovka: IFTT RAN, 2012.
44. Abrosimova G. E., Aronin A. S., Barkalov O. I., Dement'eva M. Formation of the nanostructure in amorphous alloys of the Al–Ni–Y system. *Phys. Sol. State.* 2013. Vol. 55. P. 1773–1778.