01,07

Эволюция структуры аморфного сплава $Al_{87}Ni_8Y_5$ при ультразвуковой обработке

© В.В. Чиркова, Н.А. Волков, Г.Е. Абросимова

Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН,
г. Черноголовка, Россия

E-mail: valyffkin@issp.ac.ru

Поступила в Редакцию 18 ноября 2024 г.
В окончательной редакции 4 декабря 2024 г.
Принята к публикации 5 декабря 2024 г.

Методом рентгеноструктурного анализа исследована эволюция структуры аморфного сплава $Al_{87}Ni_8Y_5$ при ультразвуковой обработке. Установлено, что после ультразвуковой обработки происходит образование небольшого количества нанокристаллов алюминия. Размер нанокристаллов зависит от условий обработки: изменение мощности и продолжительности ультразвукового воздействия приводит к увеличению среднего размера нанокристаллов. Причины появления нанокристаллов в аморфной фазе в процессе ультразвуковой обработки обсуждаются в контексте свободного объема.

Ключевые слова: металлические стекла, кристаллизация, нанокристаллы, свободный объем, рентгеноструктурный анализ.

DOI: 10.61011/FTT.2025.01.59769.310

1. Введение

В последние годы развитие науки и техники особенно нуждается в разработке функциональных материалов с уникальным комплексом эксплуатационных характеристик. Очевидно, что в век экономии энергии и природных ресурсов в приоритете является разработка легких и особо прочных материалов. К таким материалам относятся аморфные сплавы на основе алюминия [1–3]. Среди аморфных сплавов на основе алюминия наиболее привлекательны сплавы вида Al-ПМ-РЗМ, где ПМ (TM) — переходный металл, РЗМ (RE) — редкоземельный элемент, с содержанием алюминия от 80 до 90 at.%. Эти сплавы в сочетании с низким удельным весом проявляют чрезвычайно высокую прочность [4–6]. Так, например, прочность аморфного сплава $Al_{87}Ni_5Y_8$ составляет 1 GPa при плотности всего лишь 3.3 g/cm^3, что примерно в 2–3 раза больше прочности традиционных кристаллических сплавов на основе алюминия [7]. Известно, что образование нанокристаллов в аморфной фазе приводит к заметному улучшению физических свойств [8–10]. Авторы работы [8] впервые показали, что при образовании в аморфной фазе нанокристаллов прочность сплава на основе алюминия может достигать 1.6 GPa. Естественно ожидать, что параметры наноструктуры (фазовый состав, доля кристаллической фазы, размер нанокристаллов и другое) будут играть главную роль в проявлении уникальных свойств нанокристаллических сплавов, формируемых из аморфных сплавов [11–13].

Основным способом получения наноструктуры является термообработка аморфной фазы. Частичная кристаллизация аморфной фазы в сплавах Al-ПМ-РЗМ при их нагреве (или выдержке при постоянной температуре) была подробно исследована во многих работах [10,14–16]. Предметом интенсивных исследований последних лет является кристаллизация аморфной фазы под воздействием пластической деформации [17–20]. Пластическая деформация аморфных сплавов (при комнатной температуре) локализуется в полосах сдвига [21]. Полосы сдвига — области толщиной ~ 20 nm, в которых плотность аморфной фазы существенно отличается от плотности окружающей аморфной фазы. Было показано, что плотность в полосах сдвига может быть на 1–10% ниже плотности аморфной фазы в окружающей матрице [22]. Такое понижение плотности в полосах сдвига означает, что в этих местах повышено содержание свободного объема [23]. Свободный объем является неотъемлемой характеристикой аморфной фазы [24], его содержание в аморфной фазе сильно зависит от условий получения аморфного сплава. При термообработке доля свободного объема в аморфной фазе уменьшается за счет выхода его на поверхность, при деформировании величина свободного объема возрастает. Увеличение содержания свободного объема в аморфной фазе наблюдалось при использовании различных методов пластической деформации [23,25–28]. Увеличение свободного объема означает увеличенное расстояние между атомами, поэтому величина (доля) свободного объема в образце играет решающую роль в фазовых превращениях при термообработке и/или деформации и, в частности, в образовании наноструктуры. Так, например, процессы кристаллизации аморфной фазы при деформировании начинаются в полосах сдвига и их окрестностях.

В последнее время большой интерес вызывает другой способ воздействия на аморфную фазу — ультразвуко-

вая обработка. Метод ультразвуковой обработки также приводит к увеличению содержания свободного объема в аморфной фазе [29–31]. В некоторых работах было показано, что содержание свободного объема зависит от условий ультразвукового воздействия [30,31]. Также было обнаружено, что при ультразвуковом воздействии пластичность сплавов заметно увеличивается, что авторы [29] связывают с ростом (или перераспределением) свободного объема. Имеющиеся на данный момент работы посвящены в основном исследованию влияния ультразвука на физические свойства аморфных сплавов; очень мало внимания уделено исследованиям изменений структуры аморфной фазы при такой обработке. Известно много работ, посвященных влиянию ультразвуковой обработки на образование кристаллов в жидкости. Так, например, в работах [32–34] показано, что ультразвуковая обработка способствует кристаллизации жидкой фазы; существенную роль при этом играют процессы кавитации. В случае кристаллизации аморфной фазы ситуация не столь однозначна, литературные данные достаточно противоречивы. С одной стороны, известно, что ультразвуковая обработка может способствовать восстановлению аморфной структуры, так называемому „омоложению" (rejuvenation) [35]. Согласно другим исследованиям, ультразвуковая обработка может приводить к кристаллизации аморфной фазы [36]. Столь разные результаты, очевидно, связаны с особенностями процессов кристаллизации аморфных сплавов. Можно отметить хотя бы два фактора. При образовании кристалла в жидкой фазе (расплаве) процесс кристаллизации может прекратиться из-за выделения теплоты превращения; в случае кристаллизации металлического аморфного сплава выделяющаяся теплота превращения разогревает окрестности растущего кристалла, процесс кристаллизации ускоряется, и при определенных условиях может носить взрывной характер. Другим важным фактором является возникновение механических напряжений вокруг растущего кристалла. Поскольку плотность кристаллической фазы больше, чем жидкой, образование и рост кристаллов сопровождается ростом напряжений вокруг растущего кристалла. В отличие от кристаллизации из жидкости, процесс кристаллизации аморфных сплавов происходит при относительно низких температурах (много ниже температуры плавления), в условиях существенно более медленной диффузии. Поскольку образование кристаллов в аморфной фазе в большинстве случаев следует первичной реакции кристаллизации по диффузионному механизму, перераспределение элементов происходит много медленнее, чем при температурах, близких к образованию расплава (жидкой фазы). Настоящая работа посвящена исследованию влияния ультразвуковой обработки на структуру одного из представителей легких высокопрочных сплавов вида Al-ПМ-РЗМ, а именно, аморфного сплава $Al_{87}Ni_8Y_5$.

2. Материалы и методы

Слиток сплава Al-Ni-Y (8 at.% Ni и 5 at.% Y) был получен методом дуговой плавки в очищенном аргоне из чистых Al (> 99.99%) и Ni (> 99.9%) и соединения Al_3Y (99.7%). Перед закалкой расплава слиток переплавлялся несколько раз для повышения степени однородности. Аморфный сплав $Al_{87}Ni_8Y_5$ был получен в виде ленты скоростной закалкой расплава на быстровращающийся медный диск (скорость охлаждения 10^6 K/s). Толщина ленты составляла 40 μm.

Образцы аморфной ленты подвергались ультразвуковой обработке в ультразвуковой ванне (мощность 100 W) и в ультразвуковом диспергаторе (мощность 1600 W). Продолжительность ультразвукового воздействия на образцы составляла 120 и 270 min. Структура исходных образцов и образцов после ультразвуковой обработки исследовалась на рентгеновском дифрактометре Rigaku SE SmartLab (излучение Cu K_α, длина волны $\lambda = 1.541$ Å). При обработке и анализе рентгенограмм использовались специальные программы, позволяющие проводить коррекцию, сглаживание и вычитание фона, а также разделение перекрывающихся максимумов. Анализ структуры аморфной фазы проводился с использованием уравнения Эренфеста, которое позволяет по экспериментальной кривой рассеяния оценить радиус первой координационной сферы R_1 (кратчайшего расстояния между атомами) [37]

$$2R_1 \sin\theta = 1.23\,\lambda,$$

где λ — длина волны используемого рентгеновского излучения, θ — угол рассеяния.

Размер кристаллов определялся по данным рентгеноструктурного анализа с помощью формулы Селякова-Шеррера [38]

$$L = \frac{\lambda}{\Delta(2\theta) \cdot \cos\theta},$$

где L — размер кристалла, $\Delta(2\theta)$ — полуширина соответствующего отражения.

3. Результаты

3.1. Обработка в ультразвуковой ванне

Анализ рентгенограмм образцов (исходных, после ультразвуковой обработки) проводился в области первого диффузного максимума. Это связано с тем, что наиболее точные значения параметров структуры (размера и доли кристаллов) могут быть получены в интервале с минимальным вкладом фона [39]. На рис. 1 представлены рентгенограммы образцов (область первого диффузного гало): *1* — исходный образец, не подвергавшийся ультразвуковой обработке, *2* — образец, подвергавшийся обработке в ультразвуковой ванне в течение 120 min. На рентгенограмме образца после ультразвуковой обработки наблюдается небольшое увеличение интенсивности диффузного максимума. Рост интенсивности при

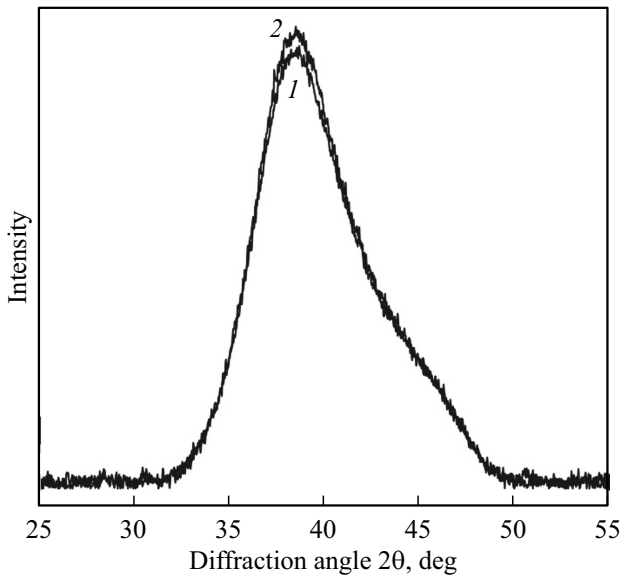


Рис. 1. Рентгенограммы образцов: кривая *1* — исходный, *2* — после обработки в ультразвуковой ванне в течение 120 min.

совпадении фона рентгенограмм указывает на уменьшение полуширины диффузного максимума. Это означает, что максимум становится суперпозицией кривых, соответствующих диффузному рассеянию от аморфной фазы и дифракционному отражению от кристаллической фазы. Таким образом, увеличение интенсивности диффузного максимума является свидетельством начала процесса кристаллизации в результате ультразвуковой обработки. Наблюдаемое различие в интенсивностях невелико, однако неоднократно повторенные измерения позволяют заключить, что полученные данные воспроизводимы. Следует также отметить, что обе рентгенограммы несимметричны: со стороны больших углов 2θ наблюдается дополнительное плечо. Наличие дополнительного плеча на рентгенограммах является признаком расслоения первоначально однородной аморфной фазы.

Поскольку на начальной стадии кристаллизации структура сплавов состоит из кристаллов и аморфной матрицы, проводилось разделение перекрывающихся максимумов на составляющие, соответствующие диффузному рассеянию от аморфной фазы и дифракционному отражению от кристаллов. На рис. 2 представлены рентгенограммы исходного образца (рис. 2, *a*) и образца после ультразвуковой обработки в течение 120 min (рис. 2, *b*) с разложением экспериментальной кривой на диффузную и дифракционную составляющие. На рис. 2 цифрами обозначены: *1* — полученная экспериментальная кривая, *2* — сумма диффузных и дифракционной кривых после разложения (сумма кривых *3, 4* и *5*), *3* и *4* — диффузное рассеяние от двух аморфных фаз, *5* — отражение (111) от кристаллов алюминия. Образование двух аморфных фаз часто наблюдается в аморфных сплавах вида Al-ПМ-РЗМ при внешнем воздействии (например, при термической или деформационной обработке) или в результате получения аморфного сплава [40,41]. Разное угловое положение диффузных максимумов (кривые *3* и *4* на рис. 2) указывает на наличие областей с разным расстоянием между атомами, т. е. на образование областей с разным типом ближнего порядка. Согласно уравнению Эренфеста, аморфная фаза, описываемая диффузным максимумом на меньших углах 2θ (кривая *3*), характеризуется большим радиусом первой координационной сферы. Аморфная фаза, описываемая максимумом на больших углах 2θ (кривая *4*), отличается меньшим радиусом первой координационной сферы (или меньшей величиной кратчайшего расстояния между атомами). Различие угловых положений может быть обусловлено как присутствием областей с разной плотностью, так и неоднородными распределением компонентов. В состав исследуемого аморфного сплава входят алюминий, никель и иттрий. Атомные радиусы этих элементов составляют 1.43, 1.24 и 1.81 Å для алюминия, никеля и иттрия, соответственно. Аморфная фаза с большим радиусом первой координационной сферы обогащена элементом с большим атомным радиусом — иттрием. Аморфная фаза с меньшим радиусом первой координационной сферы, соответственно, обеднена иттрием. В исходном образце, не подвергавшемся ультразвуковой обработке, радиусы первой координационной сферы двух аморфных фаз составляют 2.87 Å (кривая *3*) и 2.54 Å (кривая *4*). Изменение радиуса первой координационной сферы обеих аморфных фаз (кривые *3* и *4*) в образцах после ультразвуковой обработки по сравнению с исходным образцом находится в пределах точности эксперимента.

Расчет интегральной интенсивности отражения от кристаллов алюминия показал, что количество нанокристаллов, которые образуются в аморфной фазе в результате ультразвукового воздействия в течение 120 min, невелико. Средний размер нанокристаллов составляет не более 8 nm. При увеличении продолжительности ультразвукового воздействия до 270 min средний размер нанокристаллов практически не изменился (изменение находится в пределах ошибки) и составил около 9 nm.

3.2. Обработка в ультразвуковом диспергаторе

Аналогичная обработка исходных образцов проводилась в ультразвуковом диспергаторе. Образцы подвергались обработке в диспергаторе в течение такого же промежутка времени, что и в ультразвуковой ванне (120 и 270 min). На рис. 3 представлены рентгенограммы образцов, подвергавшихся обработке в ультразвуковом диспергаторе: *a*) в течение 120 min и *b*) в течение 270 min. После обработки в ультразвуковом диспергаторе также происходит образование кристаллической фазы: на вершине диффузного максимума (рис. 3, *a*) появляется небольшой острый пик (на рисунке он обозначен стрелкой), который соответствует дифракционному

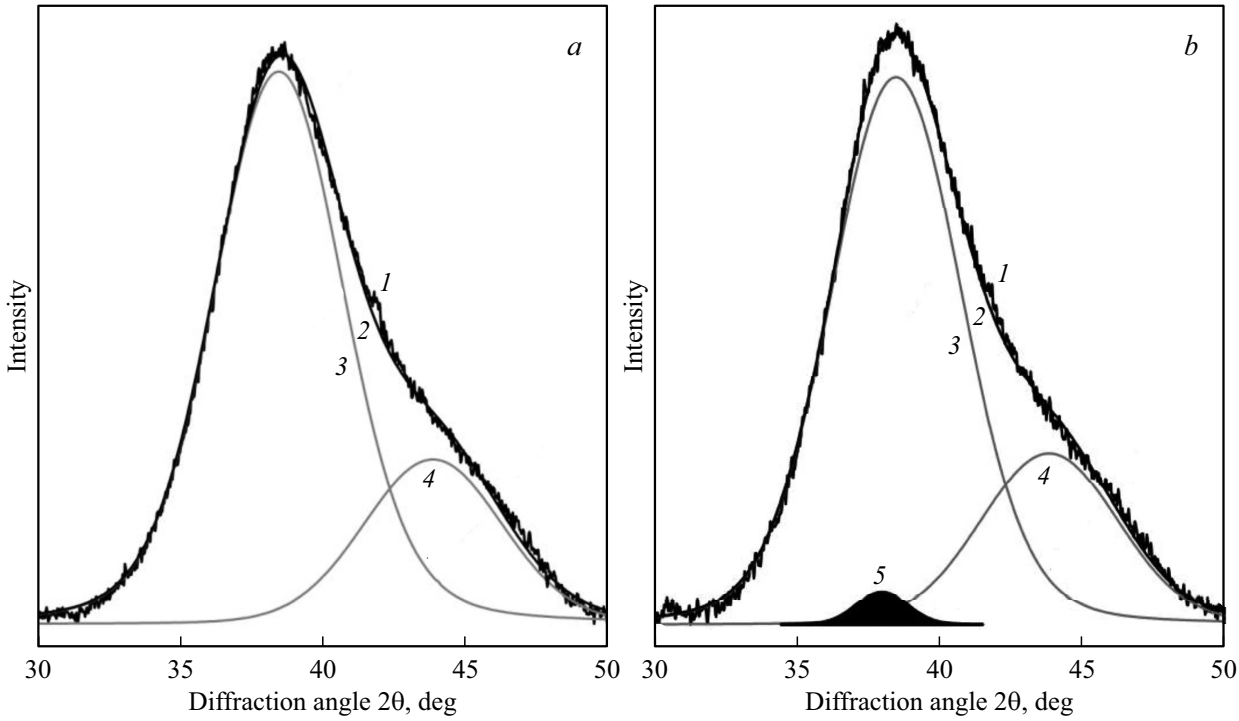


Рис. 2. Рентгенограммы образцов с разделенными максимумами: *a*) исходный, *b*) после обработки в ультразвуковой ванне в течение 120 min (*1* — экспериментальная кривая, *2* — суммарная кривая, *3* и *4* — диффузное рассеяние от аморфных фаз, *5* — дифракционное отражение (111) от кристаллов алюминия).

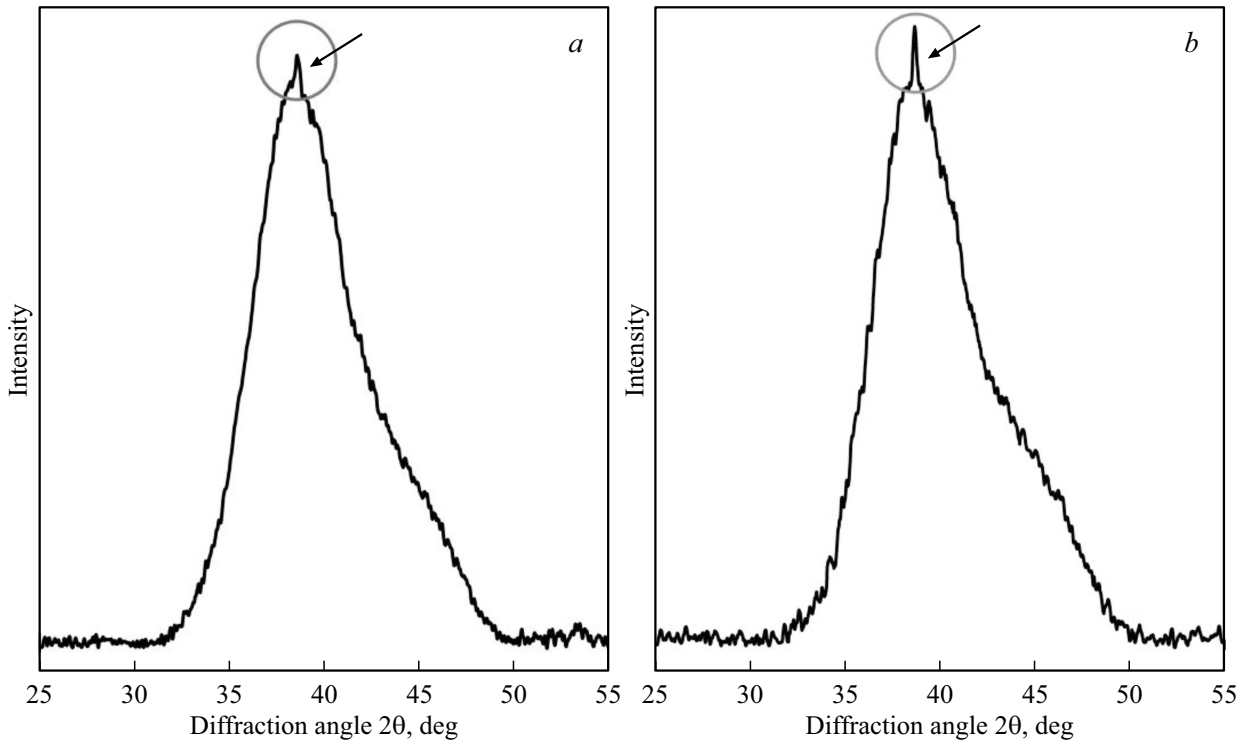


Рис. 3. Рентгенограммы образцов после обработки в ультразвуковом диспергаторе в течение *a*) 120 min, *b*) 270 min.

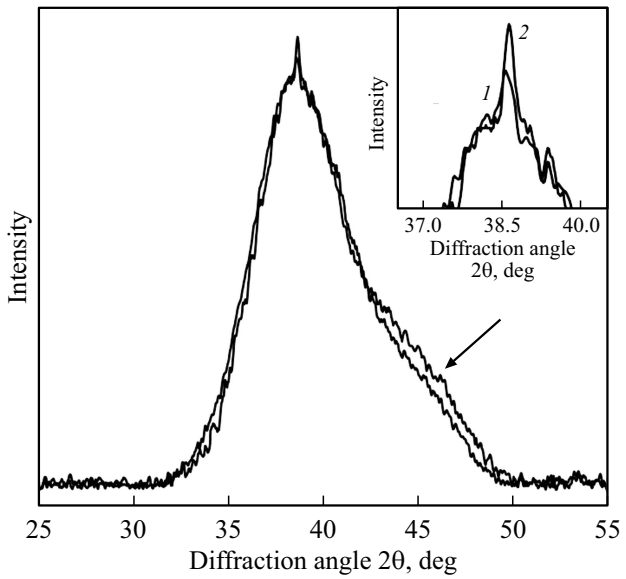


Рис. 4. Рентгенограммы образцов после обработки в ультразвуковом диспергаторе: кривая *1* — 120 min, *2* — 270 min.

отражению от кристаллов алюминия. С увеличением продолжительности ультразвукового воздействия наблюдается увеличение интенсивности этого пика.

При увеличении времени ультразвуковой обработки (кривая *2* на рис. 4) дополнительное плечо на рентгенограмме со стороны больших углов 2θ становится более выраженным (показано стрелкой), что свидетельствует об изменении структуры аморфной фазы в процессе ультразвукового воздействия.

На рис. 5 представлены рентгенограммы образцов с разложением экспериментальной кривой на составляющие. Анализ показал, что изменение радиусов первой координационной сферы аморфных фаз в образцах, подвергавшихся обработке в ультразвуковом диспергаторе, находится в пределах точности эксперимента. Явно выраженное плечо со стороны бóльших углов на рентгенограмме образца, подвергавшегося более длительной обработке в ультразвуковом диспергаторе, является признаком появления неоднородностей в аморфной фазе.

Из расчета интегральной интенсивности отражения было установлено, что после ультразвуковой обработки в диспергаторе в течение 120 min доля образующихся нанокристаллов также невелика. Средний размер нанокристаллов составляет около 35 nm. С увеличением продолжительности обработки до 270 min размер нанокристаллов заметно растет (средний размер кристаллов составляет около 100 nm).

Полученные результаты свидетельствуют, что при ультразвуковой обработке в аморфной фазе начинаются процессы кристаллизации. Количество нанокристаллов невелико и с изменением условий ультразвуковой обработки практически не меняется. Средний размер нанокристаллов, напротив, существенно зависит от условий ультразвукового воздействия.

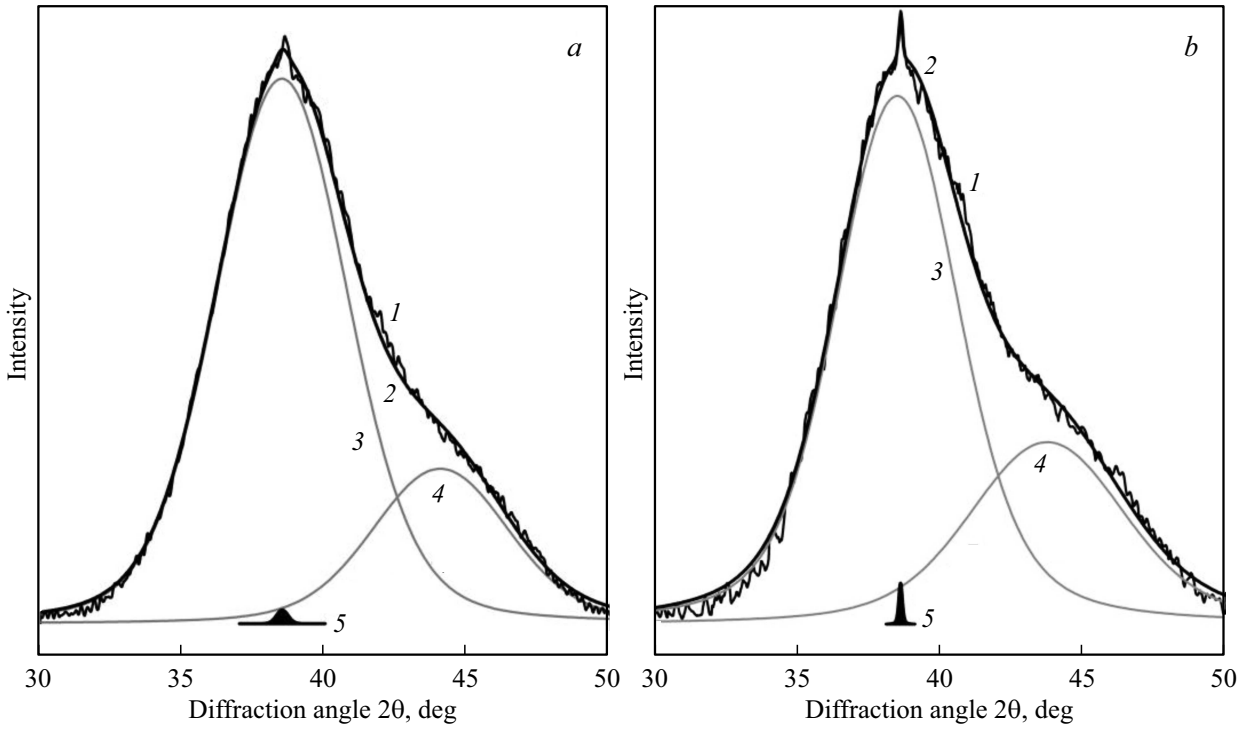


Рис. 5. Рентгенограммы образцов после обработки в ультразвуковом диспергаторе с разделенными максимумами: *a*) 120 min, *b*) 270 min (*1* — экспериментальная кривая, *2* — суммарная кривая, *3* и *4* — диффузное рассеяние от аморфных фаз, *5* — дифракционное отражение (111) от кристаллов алюминия).

В ходе исследования были получены следующие результаты:

• обработка в ультразвуковой ванне способствует образованию нанокристаллов; при обработке в течение 120 min размер нанокристаллов составляет 8 nm; при увеличении времени обработки размер нанокристаллов практически не меняется;

• увеличение мощности ультразвукового воздействия (обработка в ультразвуковом диспергаторе) приводит к образованию нанокристаллов большего размера, который составляет 35 nm при обработке в течение 120 min; с увеличением времени обработки размер нанокристаллов заметно растет.

Таким образом, и ультразвуковая обработка (с использованными параметрами), и пластическая деформация приводят к образованию кристаллов в аморфных сплавах. Как отмечалось ранее, при пластической деформации образование кристаллов происходит преимущественно в областях с повышенным содержанием свободного объема (полосах сдвига). Полосы сдвига, характеризующиеся повышенным содержанием свободного объема, характеризуются также и более высоким значением коэффициента диффузии. В полосах сдвига коэффициент диффузии может быть на 5–6 порядков выше, по сравнению с недеформированной частью аморфной фазы [42]. Поэтому возможной причиной появления кристаллов в аморфной фазе при ультразвуковой обработке может быть именно увеличение содержания свободного объема. Наличие свободного объема способствует ускорению процесса кристаллизации; в образцах с большим содержанием свободного объема могут существенно изменяться условия зарождения и роста кристаллов. Поскольку доля образующихся кристаллов невелика, а влияние ультразвукового воздействия в большей степени проявлялось в размере образующихся кристаллов, можно предположить, что при ультразвуковом воздействии существенно изменились условия роста кристаллов.

4. Заключение

Исследование влияния ультразвуковой обработки на эволюцию структуры аморфного сплава $Al_{87}Ni_8Y_5$ показало, что ультразвуковая обработка способствует образованию в аморфной фазе небольшого количества нанокристаллов алюминия. Причины появления нанокристаллов обсуждаются в контексте свободного объема. Изменение условий ультразвукового воздействия (продолжительности и мощности) приводит к изменению параметров образующейся структуры; варьируя содержание свободного объема в аморфной фазе, можно в результате определять физические свойства сплавов. Полученные результаты хорошо согласуются с литературными данными [36].

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] A. Inoue. Prog. Mater. Sci. **43**, *5*, 365 (1998). https://doi.org/10.1016/S0079-6425(98)00005-X

[2] B. Rusanov, V. Sidorov, P. Svec, P. Svec Sr, D. Janickovic, A. Moroz, L. Son, O. Ushakova. J. Alloys Compd. **787**, 448 (2019). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.058

[3] A. Sahu, R. Maurya, T. Laha. Adv. Eng. Mater. **26**, *1*, 2301150 (2024). https://doi.org/10.1002/adem.202301150

[4] A. Inoue, K. Ohtera, A.-P. Tsai, T. Masumoto. Jpn. J. Appl. Phys. **27**, *4A*, L479 (1988). https://doi.org/10.1143/JJAP.27.L479

[5] A. Inoue, T. Ochiai, Y. Horio, T. Masumoto. Mater. Sci. Eng. A **179**–**180**, *Part 1*, 649 (1994). https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90286-0

[6] A.L. Greer. Mater. Sci. Eng. A **304**–**306**, 68 (2001). https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01449-0

[7] A.-P. Tsai, T. Kamiyama, Y. Kawamura, A. Inoue, T. Masumoto. Acta Mater. **45**, *4*, 1477 (1997). https://doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00268-6

[8] Y.H. Kim, A. Inoue, T. Masumoto. Mater. Trans. JIM **32**, *4*, 331 (1991). https://doi.org/10.2320/matertrans1989.32.331

[9] M.C. Gao, F. Guo, S.J. Poon, G.J. Shiflet. Mater. Sci. Eng. A **485**, *1–2*, 532 (2008). https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.009

[10] A. Anghelus, M.-N. Avettand-Fénoël, C. Cordier, R. Taillard. J. Alloys Compd. **651**, 454 (2015). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.102

[11] P. Rizzi, A. Habib, A. Castellero, L. Battezzati. Intermetallics **33**, 38 (2013). https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.09.026

[12] R.J. Hebert, J.H. Perepezko, H. Rösner, G. Wilde. Beilstein J. Nanotechnol. **7**, 1428 (2016). https://doi.org/10.3762/bjnano.7.134

[13] F.G. Cuevas, S. Lozano-Perez, R.M. Aranda, R. Astacio. Metals **10**, *4*, 443 (2020). https://doi.org/10.3390/met10040443

[14] L. Battezzati, P. Rizzi, V. Rontó. Mater. Sci. Eng. A **375**–**377**, 927 (2004). https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.042

[15] Z.H. Huang, J.F. Li, Q.L. Rao, Y.H. Zhou. Mat. Sci. Eng. A **489**, *1–2*, 380 (2008). https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.12.027

[16] J. Bokeloh, N. Boucharat, H. Rösner, G. Wilde. Acta Mater. **58**, *11*, 3919 (2010). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.03.035

[17] N. Boucharat, R. Hebert, H. Rösner, R. Valiev, G. Wilde. Scripta Materialia **53**, *7*, 823 (2005). https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.06.004

[18] N. Boucharat, R. Hebert, H. Rósner, R.Z. Valiev, G. Wilde. J. Alloys Compd. **434**–**435**, 252 (2007). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.08.128

[19] H. Rösner, C. Kübel, S. Ostendorp, G. Wilde. Metals **12**, *1*, 111 (2022). https://doi.org/10.3390/met12010111

[20] S.V. Vasiliev, A.I. Limanovskii, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.V. Burkhovetskii, V.N. Sayapin, O.A. Naumchuk, A.S. Aronin, V.I. Tkatch. Mater. Sci. Eng. A **850**, 143420 (2022). https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143420

[21] A.L. Greer, Y.Q. Cheng, E. Ma. Mater. Sci. Eng. R Rep. **74**, *4*, 71 (2013). https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001

[22] C. Liu, V. Roddatis, P. Kenesei, R. Maaß. Acta Materialia **140**, 206 (2017). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.032

[23] V. Astanin, D. Gunderov, V. Titov, R. Asfandiyarov. Metals **12**, *8*, 1278 (2022). https://doi.org/10.3390/met12081278

[24] P. Ramachandrarao, B. Cantor, R.W. Cahn. J. Mater. Sci. **12**, *12*, 2488 (1977). https://doi.org/10.1007/BF00553936
[25] A.R. Yavari, K. Georgarakis, J. Antonowicz, M. Stoica, N. Nishiyama, G. Vaughan, M. Chen, M. Pons. Phys. Rev. Lett. **109**, 085501 (2012). https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.109.085501
[26] R.J. Hebert, J.H. Perepezko. Metall. Mater. Trans. A **39A**, *8*, 1804 (2008). https://doi.org/10.1007/s11661-007-9347-7
[27] G. Wilde, H. Rösner. Appl. Phys. Lett. **98**, *25*, 251904 (2011). https://doi.org/10.1063/1.3602315
[28] S. Scudino, K.B. Surreddi. J. Alloys Compd. **708**, 722 (2017). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.015
[29] Y. Lou, X. Liu, X. Yang, Y. Ge, D. Zhao, H. Wang, L.-C. Zhang, Z. Liu. Intermetallics **118**, 106687 (2020). https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106687
[30] L. Yang, S. Xu, Y. Lou. Front. Mater. **8**, 801991 (2021). https://doi.org/10.3389/fmats.2021.801991
[31] Y. Lou, L. Yang, S. Xv, J. Ma. Intermetallics **142**, 107467 (2022). https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107467
[32] М.А. Маргулис. Основы звукохимии. Высшая школа, М. (1984). 272 с.
[33] В.А. Акуличев, В.Н. Алексеев, В.А. Буланов. Периодические фазовые превращения в жидкостях. Наука, М. (1980). 280 с.
[34] H.N. Kim, K.S. Suslick. Crystals **8**, *7*, 280 (2018). https://doi.org/10.3390/cryst8070280
[35] W. Song, X. Meng, Y. Wu, D. Cao, H. Wang, X. Liu, X. Wang, Z. Lu. Sci. Bull. **63**, *13*, 840 (2018). https://doi.org/10.1016/j.scib.2018.04.021
[36] G. Abrosimova, V. Chirkova, D. Matveev, E. Pershina, N. Volkov, A. Aronin. Metals **13**, *6*, 1090 (2023). https://doi.org/10.3390/met13061090
[37] А.Ф. Скрышевский. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. Высшая школа, М. (1980). 328 с.
[38] А.А. Русаков. Рентгенография металлов. Атомиздат, М. (1977). 480 с.
[39] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, Н.Н. Холстинина. ФТТ **52**, *3*, 417 (2010). https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/1744 [G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, N.N. Kholstinina. Phys. Solid State **52**, *3*, 445 (2010).]
[40] G. Abrosimova, A. Aronin, A. Budchenko. Mater. Lett. **139**, 194 (2015). https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.10.076
[41] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. Поверхность. Рентген. синхротр. и нейтрон. исслед. *2*, 28 (2015). https://doi.org/10.7868/S0207352815020031 [G.E. Abrosimova, A.S. Aronin. J. Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron. Neutron Techniques **9**, *1*, 134 (2015).]
[42] A.S. Aronin, D.V. Louzguine-Luzgin. Mech. Mater. **113**, 19 (2017). https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.07.007

Редактор Е.В. Толстякова