

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. Осипяна 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 (ТМ) — 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 $Al_{87}Ni_8Y_5$ 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 $\sim 20 \text{ nm}$, 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 — ультразвуково-

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 $40 \mu\text{m}$.

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 $\text{Cu K}\alpha$, длина волны $\lambda = 1.541 \text{ \AA}$). 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-Шерпера [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

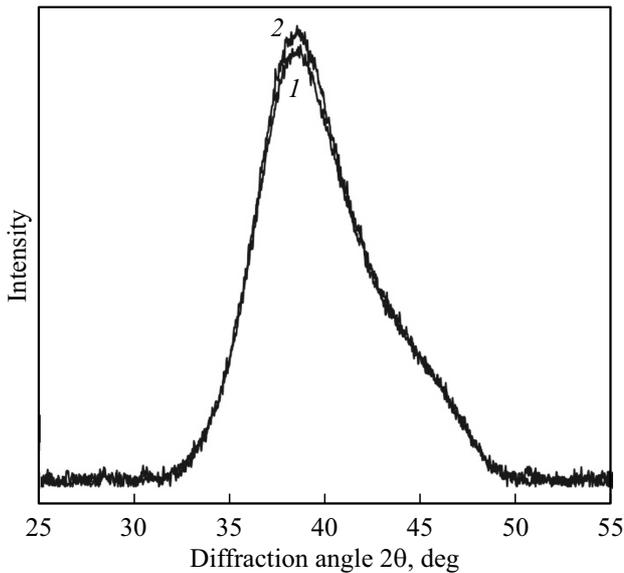


Рис. 1. Рентгенограммы образцов: кривая 1 — исходный, 2 — после обработки в ультразвуковой ванне в течение 120 min.

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-PM-P3M 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 неоднородным 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 подвергнувшись 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

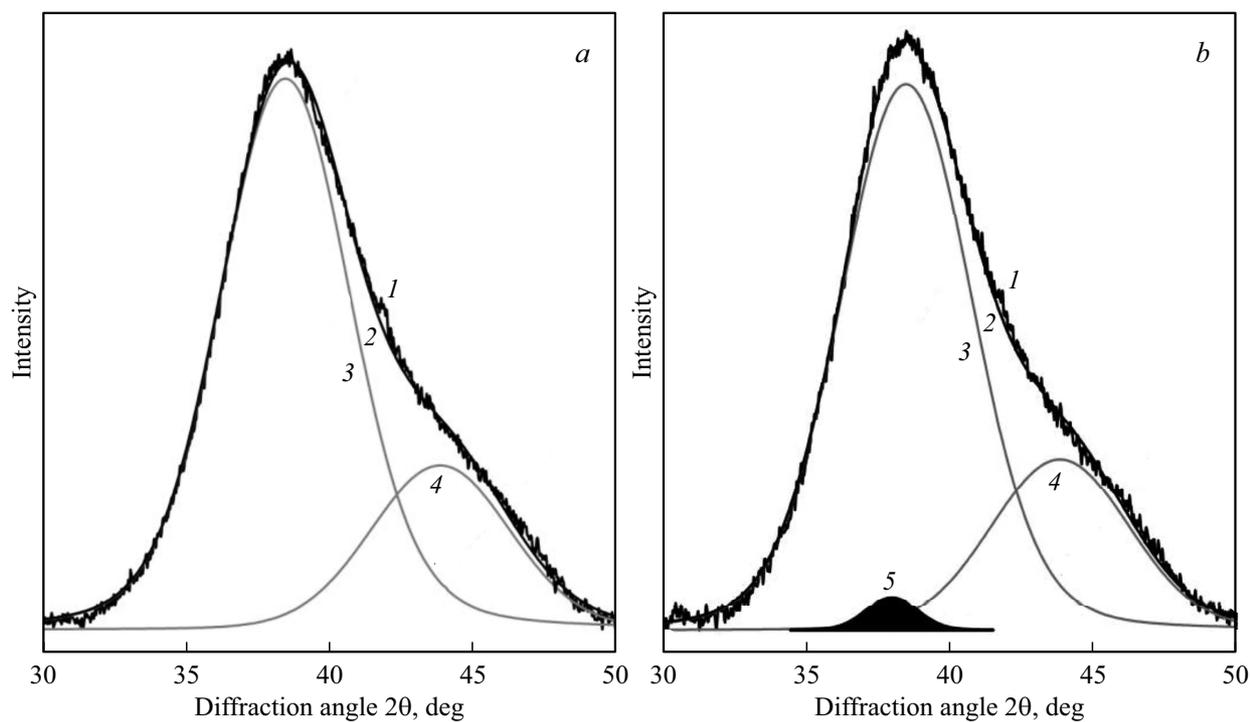


Рис. 2. Рентгенограммы образцов с разделенными максимумами: *a*) исходный, *b*) после обработки в ультразвуковой ванне в течение 120 min (*1* — экспериментальная кривая, *2* — суммарная кривая, *3* и *4* — диффузное рассеяние от аморфных фаз, *5* — дифракционное отражение (111) от кристаллов алюминия).

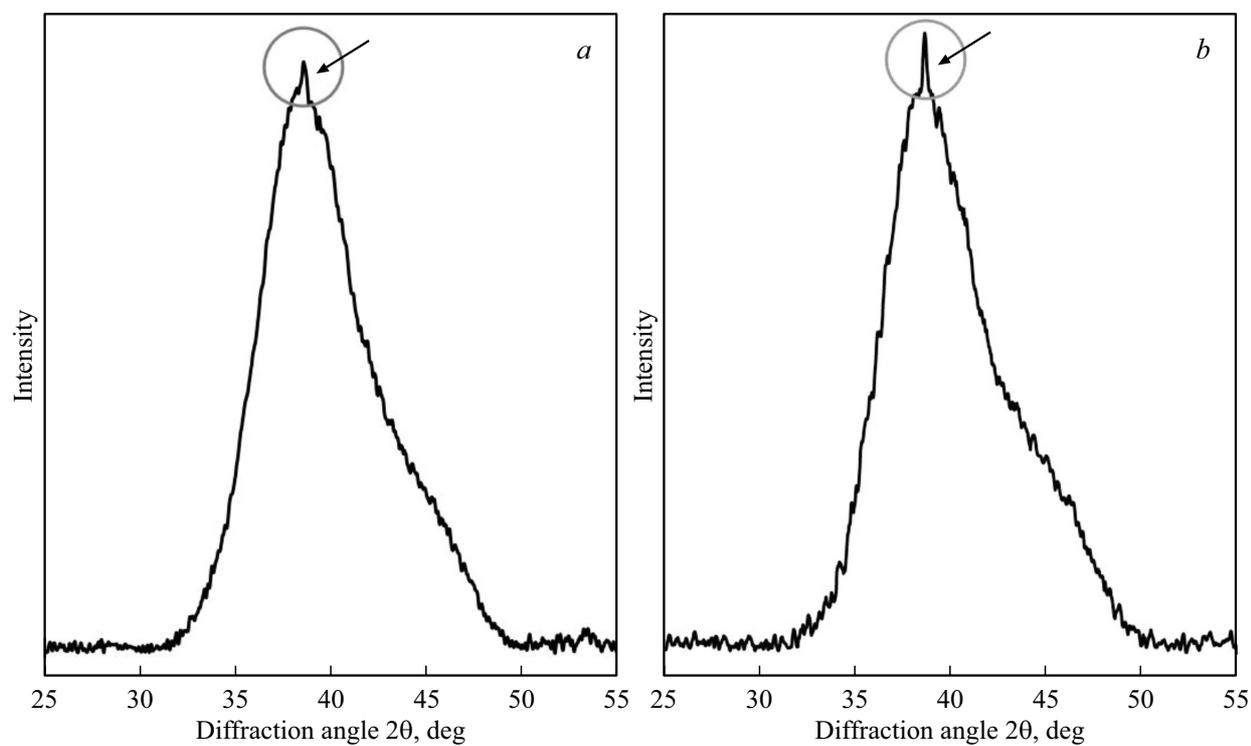


Рис. 3. Рентгенограммы образцов после обработки в ультразвуковом диспергаторе в течение *a*) 120 min, *b*) 270 min.

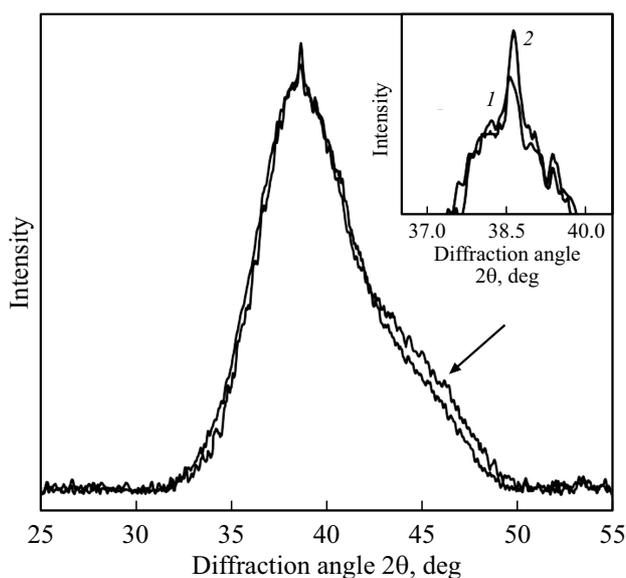


Рис. 4. Рентгенограммы образцов после обработки в ультразвуковом диспергаторе: кривая 1 — 120 min, 2 — 270 min.

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 больших 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.

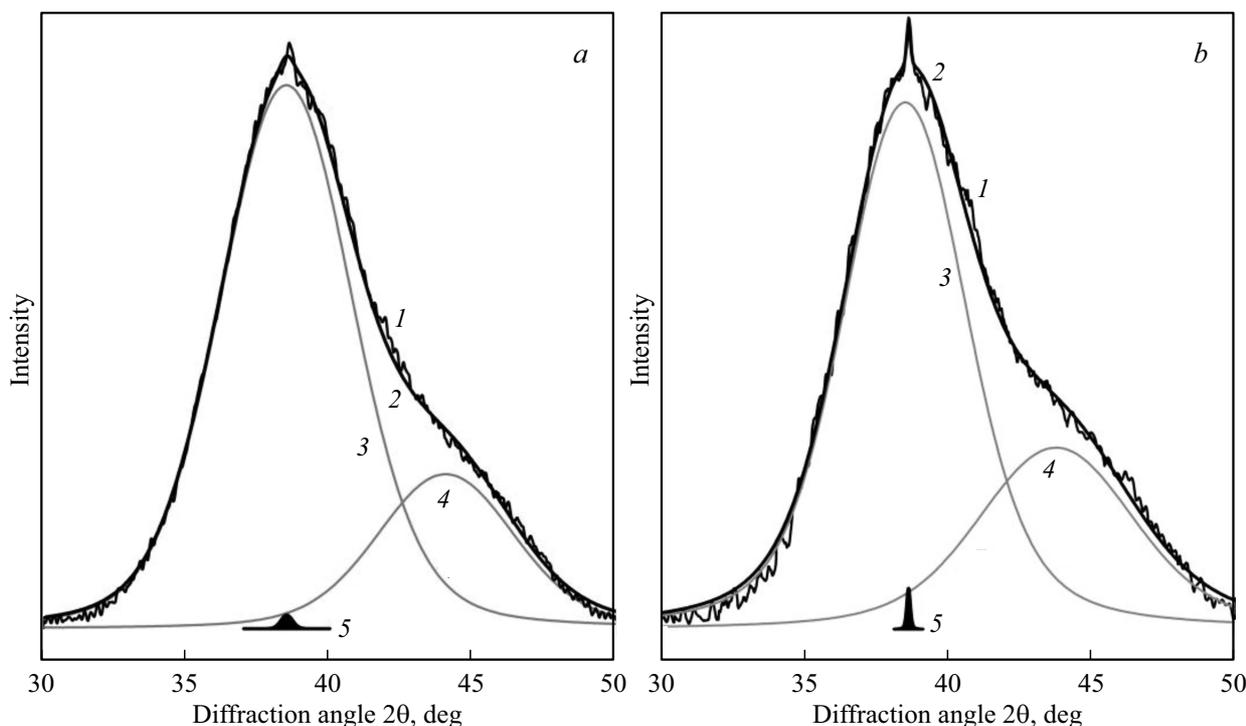


Рис. 5. Рентгенограммы образцов после обработки в ультразвуковом диспергаторе с разделенными максимумами: а) 120 min, б) 270 min (1 — экспериментальная кривая, 2 — суммарная кривая, 3 и 4 — диффузное рассеяние от аморфных фаз, 5 — дифракционное отражение (111) от кристаллов алюминия).

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](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](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](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](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. Rösner, 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. Namuchuk, 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. Kenesci, 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. Xu, 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