

УДК 539.213:539.26

ОБРАЗОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ДЕФОРМИРОВАННОГО АМОРФНОГО СПЛАВА $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$

© 2024 г. П. А. Ужакин^{а,*}, В. В. Чиркова^а, Н. А. Волков^а, Г. Е. Абросимова^{а,**}

^аИнститут физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, 142432 Россия

*email: uzhakin@issp.ac.ru

**email: gea@issp.ac.ru

Поступила в редакцию 17.04.2024 г.

После доработки 25.06.2024 г.

Принята к публикации 25.06.2024 г.

Методом рентгенографии исследовано влияние пластической деформации на образование нанокристаллической структуры в аморфном сплаве $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$. Исследование показало, что предварительная деформация аморфного сплава способствует ускорению процесса кристаллизации аморфной фазы и может приводить к образованию нанокристаллов меньшего размера по сравнению с термической обработкой. Размер нанокристаллов и их количество зависят от условий обработки аморфной фазы: при использовании предварительной деформации размер нанокристаллов, образующихся при отжиге, меньше, чем в недеформированном образце, а доля нанокристаллов немного больше. В образцах, подвергнутых предварительной деформации прокаткой формируется градиентная структура: доля нанокристаллов уменьшается по мере удаления от поверхности в глубину образца. Размер нанокристаллов при изменении расстояния от поверхности меняется незначительно. Результаты показывают, что предварительная пластическая деформация может быть эффективным методом получения нанокристаллической структуры с различной долей и размером нанокристаллов в аморфной фазе, что важно для создания высокофункциональных материалов с выдающимися физико-химическими свойствами. Полученные результаты существенно расширяют имеющиеся представления о механизмах образования нанокристаллов в аморфной фазе при внешних воздействиях.

Ключевые слова: металлические стекла, пластическая деформация, кристаллизация, нанокристаллы, рентгенография, свободный объем, аморфная фаза, градиентная структура.

DOI: 10.31857/S1028096024100139, **EDN:** SGWNJF

ВВЕДЕНИЕ

Создание новых материалов базируется на исследовании процессов, происходящих при формировании той или иной структуры, и изучении корреляции “структура–свойства”. Поскольку большинство свойств материалов существенно зависят от их структуры, формирование материалов со структурой определенного типа позволяет получать материалы с требуемым комплексом физических свойств. Особый интерес в этом отношении вызывают нанокристаллические материалы, образующиеся при кристаллизации аморфных сплавов. Свойства этих материалов отличаются от свойств и аморфных сплавов, и от

традиционных кристаллических материалов того же состава [1–3]. Характеристики структуры — локализация и размер нанокристаллов, доля нанокристаллов, морфология, фазовый состав и другие — зависят от химического состава сплава и условий внешних воздействий (длительности и температуры нагрева или отжига, вида, степени и скорости деформации и др.) [4, 5]. В свою очередь, структурные параметры определяют физические свойства материала. Образование нанокристаллов в аморфной фазе может приводить к кардинальному изменению свойств. При исследовании группы ферромагнитных аморфных сплавов на основе железа было установлено, что

с изменением структуры при отжиге магнитные свойства меняются очень немонокотонно, а степень изменения свойств зависит от состава сплава [6]. Следует отметить, что ферромагнитные сплавы с комбинированной аморфно-нанокристаллической структурой обладают очень высокими гистерезисными свойствами; их начальная проницаемость и коэрцитивная сила могут составлять 10^6 и 0.5 А/м соответственно. Одним из таких примеров может служить сплав $\text{Fe}_{74}\text{Si}_{13}\text{B}_9\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ (получивший название Finemet) [7, 8]. Ряд сплавов основе железа, содержащих Zr, Hf, Nb [9], имеют значения индукции насыщения выше 1.5 Тл, т.е. близкие к значениям индукции насыщения высококремнистых электротехнических сталей, а также эффективную проницаемость при 1 кГц выше 3×10^4 [10]. При образовании аморфно-нанокристаллической структуры заметно меняются и механические свойства материала. Например, при образовании нанокристаллов в аморфных сплавах на основе алюминия повышается микротвердость [11], причем зависимость микротвердости от размера нанокристаллов не соответствует закону Петча–Холла [12, 13]; в аморфно-нанокристаллических материалах наблюдается обратная зависимость Петча–Холла.

Эти и другие изменения свойств материалов при изменении структуры указывают на возможность разработки принципов создания новых материалов путем формирования морфологии определенного вида. Одним из примеров целенаправленного воздействия на структуру может служить работа [14], авторы которой показали, что при определенных условиях обработки можно получить аморфный сплав с кристаллической структурой на поверхности образца или кристаллический образец с аморфной поверхностью, что, естественно, сказывается на свойствах материала. Проведение термообработки в вакууме или специальной атмосфере в ряде случаев позволяет менять элементный состав приповерхностного слоя [15], способствуя изменению его фазового состава в процессе кристаллизации или образованию в приповерхностной области слоистой структуры, состоящей из кристаллических и аморфных областей [16]. Образование такой структуры обусловлено разным химическим составом этих областей и, как следствие, разной термической стабильностью.

Описанные выше изменения структуры в разных местах образца были получены при применении термообработки. Проведение отжига в вакууме или какой-то определенной атмосфере позволяет менять состав приповерхностной области, что и приводит к изменению химического со-

става и термической стабильности этих областей, а также фазового состава, размера и морфологии кристаллов при последующей кристаллизации. Еще одним способом создания нанокристаллической структуры на базе аморфных сплавов является пластическая деформация, особенно широко используемая в последнее время [17–19]. Применяемых способов деформирования довольно много, в их число входят прокатка, кручение под высоким давлением, барическая обработка, экструзия и др. Деформация в аморфных сплавах имеет ряд особенностей, при температурах ниже температуры стеклования деформация является сильно локализованной и осуществляется путем распространения полос сдвига (областей локализации пластической деформации), а основная часть аморфной матрицы остается недеформированной. Структура полос сдвига отличается от структуры аморфной матрицы [19–23], полосы имеют более низкую плотность [21, 24], в них значительно быстрее осуществляются процессы диффузионного массопереноса [25, 26], в полосах сдвига и их окрестностях начинаются процессы образования нанокристаллов [27]. Характер деформации в образцах зависит от способа деформирования. Так при использовании метода кручения под высоким давлением степень деформации меняется по радиусу образца: центральная часть является практически недеформированной, а наибольшая степень деформации оказывается на периферии. При барической обработке условия деформации являются квазигидростатическими, при прокатке степень деформации меняется по глубине образца, наиболее деформированными являются приповерхностные области. В последнем случае можно ожидать, что при кристаллизации структура приповерхностных и внутренних частей образца будет различаться. В настоящей работе исследовали начальные стадии кристаллизации аморфного сплава системы Al–Ni–Nd, относящегося к группе легких аморфных сплавов. Следует отметить, что сплавы на основе алюминия группы Al–*TM*–*RE*, (*TM* — Fe или Ni, *RE* — редкоземельные элементы La, Gd, Y и др.) вызывают большой интерес [28–30] в связи с их выдающимися прочностными характеристиками (предел текучести достигает 1.6 ГПа), а базовый компонент (Al) и аморфные сплавы на его основе имеют сравнительно невысокий модуль Юнга [31, 32] и сравнительно легко деформируются.

МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ

Аморфный сплав $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$ был получен в виде ленты скоростной закалкой расплава по одновалковой схеме. Толщина ленты состав-

ляла около 20 мкм. Образцы аморфной ленты подвергали пластической деформации методом холодной многократной прокатки. Число проходов при деформировании менялось от 20 до 120, степень деформации рассчитывали по формуле:

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_1}{h_0} 100\%, \tag{1}$$

где h_0 и h_1 — толщина образцов до и после деформации соответственно.

Деформированные и исходные образцы одновременно подвергали изотермическому отжигу. Температуру отжига определяли с учетом полученных ранее данных об условиях кристаллизации аморфного сплава $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$ [33]. При термообработке образцы находились в кварцевой ампуле, которую помещали в печь, заранее разогретую до заданной температуры. Охлаждение образцов осуществляли на воздухе. Структуру исходных, деформированных и отожженных образцов исследовали методом рентгенографии. Для того чтобы можно было проводить сравнительное изучение структуры расположенных на разной глубине слоев образца, рентгеновские съемки проводили с использованием разного излучения: CuK_α (длина волны 1.541 Å) и CoK_α (длина волны 1.789 Å).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Как было отмечено выше, исследование структуры проводили с использованием рентгеновского излучения с разной длиной волны, что позволяло изучать расположенные на разной глубине слои образца. Для анализа были рассчитаны значения глубины проникновения используемого излучения в аморфный сплав. Как известно, закон ослабления интенсивности рентгеновского излучения, падающего на образец (рис. 1), определяется известной формулой:

$$I = I_0 \exp(-\mu t), \tag{2}$$

где I_0 — интенсивность падающего на образец рентгеновского излучения; μ — коэффициент

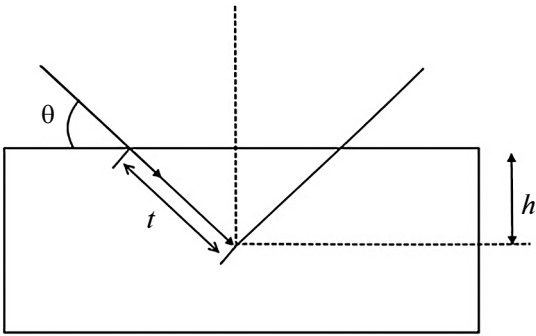


Рис. 1. К расчету глубины проникновения рентгеновских лучей: θ — дифракционный угол; t — расстояние, которое проходят лучи в образце; h — глубина проникновения.

поглощения рентгеновского излучения образцом; t — расстояние, которое проходит излучение в образце.

Глубина проникновения h рентгеновских лучей (при ослаблении в e раз) составляет:

$$h = t \sin \theta, \tag{3}$$

где θ — угол падения первичного рентгеновского пучка на образец.

В табл. 1 приведены рассчитанные значения глубины проникновения излучения в образец h при различных углах падения рентгеновских лучей θ для двух используемых излучений.

Видно, что глубина проникновения рентгеновского излучения с разной длиной волны может заметно различаться. Толщина h реально анализируемого слоя при использовании CuK_α -излучения больше, чем при использовании CoK_α -излучения.

Таким образом, при использовании более “мягкого” излучения (CoK_α), полученная информация в большей степени касается приповерхностных слоев образца, чем при использовании более “жесткого” излучения (CuK_α).

Таблица. 1. Глубина проникновения рентгеновского излучения для исследуемого сплава при различных углах падения рентгеновских лучей θ

Состав сплава	Рентгеновское излучение	Глубина проникновения, мкм				
		15°	30°	45°	60°	90°
$\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$	CoK_α	5.93	11.45	16.03	19.83	22.99
	CuK_α	8.77	16.95	23.73	29.36	33.90

После закалки и после предварительной деформации образцы были аморфными, на соответствующих рентгенограммах не было признаков кристаллической фазы. На рис. 2а, 2б представлены рентгенограммы сплавов, отожженных при температуре 180°C в течение одного часа, соответственно, исходный (недеформированный) образец и образец с предварительной деформацией (степень деформации 50%). Рентгенограммы получены с использованием CuK_α -излучения, температура отжига соответствовала началу кристаллизации аморфной фазы.

Кристаллизация аморфных сплавов системы Al-TM-RE обычно начинается с образования нанокристаллов чистого алюминия. Поскольку на начальной стадии кристаллизации образцы содержат аморфную и кристаллическую фазу, для оценки доли и размеров нанокристаллов проводили разделение перекрывающихся максимумов (кривые 3–5 на рис. 2а, 2б). Размер кристаллов определялся по ширине дифракционной линии 4 по известной формуле Селякова–Шеррера. Было установлено, что в недеформированном образце средний размер нанокристаллов составляет 28 нм, а в деформированном образце он заметно меньше и составляет 23 нм. Доля нанокристаллов в деформированном образце немного больше (в 1.3 раза), чем в образце, не подвергавшемся предварительной деформации.

Как отмечено выше, при прокатке большей деформации подвергаются слои образца, лежащие ближе к поверхности. Поэтому для исследования структуры с менее глубоких (приповерхностных) слоев образца необходимо использовать более

“мягкое” излучение (с меньшей глубиной проникновения). На рис. 3 представлена рентгенограмма деформированного образца, полученная с использованием излучения CoK_α . Оценка показала, что доля кристаллов в приповерхностных слоях образца (CoK_α -излучение) в 1.8 раз больше, чем в более глубоких (CuK_α -излучение); средний размер нанокристаллов в приповерхностных слоях образца составляет 24 нм.

В приповерхностной области образцов (с более деформированной структурой) следует ожидать большее количество участков пониженной плотности, в которых облегчены процессы диффузионного массопереноса, способствующие кристаллизации. В результате в приповерхностных областях деформированных образцов при последующей термообработке может образовываться большая доля кристаллической фазы и нанокристаллы меньшего размера, чем в недеформированном образце, что и наблюдали экспериментально.

Таким образом, при прокатке большей деформации подвергаются близкие к поверхности слои образца, что вызывает более значительные изменения структуры аморфной фазы и, в результате, большую концентрацию свободного объема. Эти изменения способствуют ускорению процессов кристаллизации, вследствие чего в образце формируется структура, в которой доля кристаллической фазы и размер нанокристаллов меняются от поверхности вглубь образца.

В результате проведенных исследований было установлено следующее. После термообработки размер формирующихся нанокристаллов в пред-

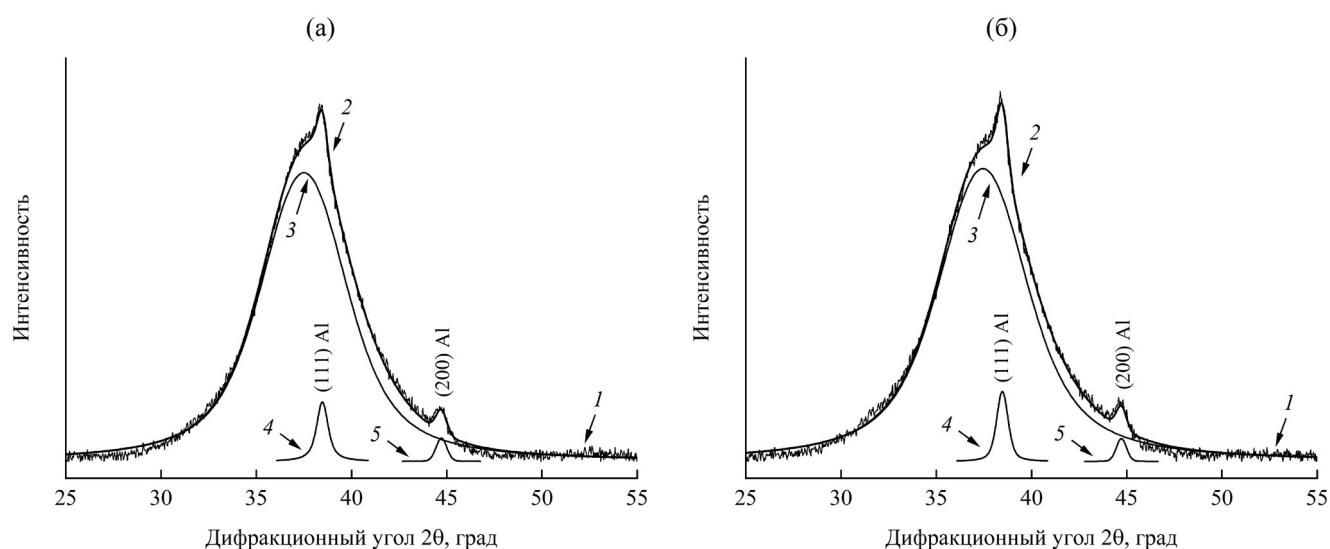


Рис. 2. Рентгенограммы отожженных сплавов, полученные с использованием CuK_α -излучения: а) — недеформированный образец; б) — деформированный образец; 1 — экспериментальная кривая; 2 — суммарная кривая; 3 — расщепление от аморфной фазы; 4, 5 — отражение от кристаллов алюминия (111) и (200) соответственно.

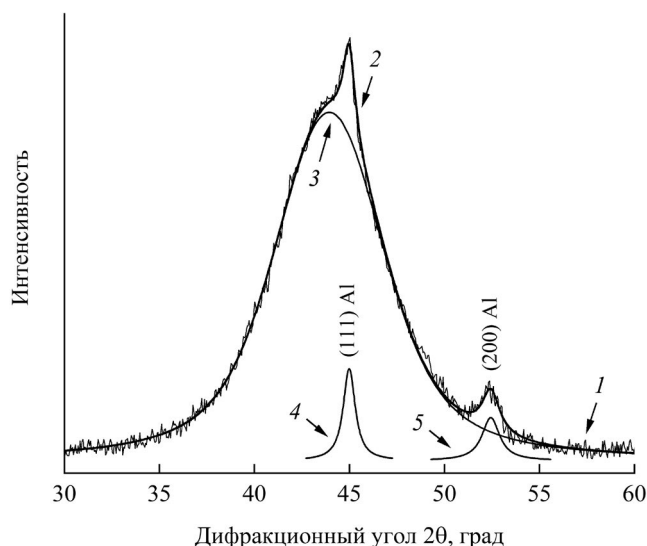


Рис. 3. Рентгенограмма отоженного предварительно деформированного сплава, полученная с использованием CoK_α -излучения: 1 — экспериментальная кривая; 2 — суммарная кривая; 3 — рассеяние от аморфной фазы; 4, 5 — отражение от кристаллов алюминия (111) и (200) соответственно.

варительно деформированном образце меньше, чем в недеформированном. Количество нанокристаллов в предварительно деформированном образце больше, чем в образце, не подвергавшемся предварительной деформации. Количество нанокристаллов, образующихся в приповерхностной области образца, больше, чем в более глубоко расположенном слое, т.е. происходит формирование градиентной структуры. Размер нанокристаллов в зависимости от расстояния от поверхности образца меняется незначительно.

Результаты, связанные с различием размера нанокристаллов и их количеством в случаях термообработки предварительно деформированных образцов и образцов, не подвергавшихся деформации, согласуются с известными данными, полученными для других сплавов [34–36]. Полученные данные об изменении структуры по глубине образца в определенной степени коррелируют с результатами работ [14–16], в которых исследовали изменения структуры при термических воздействиях. В отличие от указанных исследований [14–16] в настоящей работе изменения структуры происходят благодаря деформации. Прокатка способствует формированию такой аморфно-кристаллической структуры, в которой доля нанокристаллов уменьшается по направлению от поверхности к глубине образца, т.е. к образованию градиентной структуры. Получение такой структуры в аморфных сплавах разного состава открывает пути создания материалов с разными свойствами, например, ферромагнитных мате-

риалов с разной константой магнитострикции в приповерхностных областях и в центральной части образцов, с ярко выраженной частотной зависимостью электросопротивления.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано образование нанокристаллов в аморфном сплаве $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$ при деформационной обработке. Показано, что размер нанокристаллов и доля нанокристаллической фазы зависят от условий обработки аморфной фазы: размер нанокристаллов в предварительно деформированном образце меньше, чем в недеформированном. В образцах, подвергнутых предварительной деформации прокаткой формируется градиентная структура: доля нанокристаллов уменьшается по мере удаления от поверхности в глубину образца. Размер нанокристаллов при изменении расстояния от поверхности образца меняется незначительно.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ:

Авторы настоящей работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ashby M.F., Greer A. // *Scr. Mater.* 2004. V. 54. № 3. P. 321.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.09.051>
2. Herzer G. // *J. Magn. Magn. Mater.* 2005. V. 294. № 2. P. 99.
<https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2005.03.020>
3. Krasovskii M. // *Mater. Lett.* 2019. V. 239. P. 113.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.12.090>
4. Abrosimova G., Matveev D., Pershina E., Aronin A. // *Mater. Lett.* 2016. V. 183. P. 131.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.07.053>
5. Aronin A., Matveev D., Pershina E., Tkatch V., Abrosimova G. // *J. Alloys Compd.* 2017. V. 715. P. 176.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.305>
6. Cremashi V., Arcondo B., Sirkin H., Vazquez M., Asenjo F., Garcia J.M., Abrosimova G., Aronin A. // *J. Mater. Res.* 2000. V. 15. № 9. P. 1936.
<https://doi.org/10.1557/JMR.2000.0279>
7. Gutzow I., Toshev S., The Kinetics of Nucleation and the Formation of Glass Ceramics. // *Advances in Nucleation and Crystallization of Glasses.* / Ed. Hench L.L., Frieman S.W. American Ceramic Society, 1971. P. 10.
8. Ohta M., Yoshizawa Y. // *Appl. Phys. Lett.* 2007. V. 91. № 6. P. 062517.
<https://doi.org/10.1063/1.2769956>
9. Suzuki K., Makino A., Kataoka N., Inoue A., Masumoto T. // *Mater. Trans. JIM.* 1991. V. 32. № 1. P. 93.
<https://doi.org/10.2320/matertrans1989.32.93>
10. Makino A., Inoue A., Masumoto T. // *Nanostruct. Mater.* 1995. V. 6. № 5. P. 985.
[https://doi.org/10.1016/0965-9773\(95\)00226-X](https://doi.org/10.1016/0965-9773(95)00226-X)

11. Greer A.L. // Mater. Sci. Eng. A 2001. V. 304–306. P. 68. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01449-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01449-0)
12. Hall E.O. // Proc. Phys. Soc. London Sect. B. 1951. V. 64. P. 747. <https://doi.org/10.1088/0370-1301/64/9/303>
13. Petch N.J. // J. Iron Steel Inst. 1953. V. 174. P. 25.
14. Аронин А.С., Иванов С.А., Якшин А.Е. // ФТТ 1991. V. 33. № 9. P. 2527.
15. Aronin A.S., Abrosimova G.E., Zver'kova I.I., Lang D., Luck R. // J. Non-Cryst. Solids 1996. V. 208. № 1–2. P. 139. [https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(96\)00505-4](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(96)00505-4)
16. Aronin A.S. // Nanostr. Mater. 1997. V. 8. № 2. P. 171. [https://doi.org/10.1016/S0965-9773\(97\)00008-1](https://doi.org/10.1016/S0965-9773(97)00008-1)
17. Ubyivovk E.V., Boltynjuk E.V., Gunderov D.V., Churakova A.A., Kilmametov A.R., Valiev R.Z. // Mater. Lett. 2017. V. 209. P. 327. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2017.08.028>
18. Hebert R.J., Perepezko J.H., Rösner H., Wilde G. // Beilstein J. Nanotechnol. 2016. V. 7. P. 1428. <https://doi.org/10.3762/bjnano.7.134>
19. Boucharat N., Hebert R., Rösner H., Valiev R., Wilde G. // Scr. Mater. 2005. V. 53. № 7. P. 823. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.06.004>
20. Maaß R., Samwer K., Arnold W., Volkert C.A. // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 105. № 17. P. 171902. <https://doi.org/10.1063/1.4900791>
21. Rösner H., Peterlechner M., Kübel C., Schmidt V., Wilde G. // Ultramicroscopy. 2014. V. 142. № 7. P. 1. <https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2014.03.006>
22. Şopu D., Scudino S., Bian X.L., Gammer C., Eckert J. // Scr. Mater. 2020. V. 178. P. 57. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.11.006>
23. Wilde G., Rösner H. // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 98. № 25. P. 251904. <https://doi.org/10.1063/1.3602315>
24. Liu C., Roddatis V., Kenesei P., Maaß R. // Acta Mater. 2017. V. 140. P. 206. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.032>
25. Aronin A.S., Louzguine-Luzgin D.V. // Mech. Mater. 2017. V. 113. P. 19. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.07.007>
26. Hassanpour A., Vaidya M., Divinski S.V., Wilde G. // Acta Mater. 2021. V. 209. P. 116785. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116785>
27. Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. // Mater. Sci. Eng. R Rep. 2013. V. 74. № 4. P. 71. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001>
28. Anghelus A., Avettand-Fenoel M.-N., Cordier C., Taillard R. // J. Alloys Compd. 2015. V. 651. P. 454. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.102>
29. Du S.Z., Li C.C., Pang S.Y., Leng J.F., Geng H.R. // Mater. Des. 2013. V. 47. P. 358. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.12.002>
30. Rizzi P., Battezzati P. // J. Non-Cryst. Solids 2004. V. 344. № 1–2. P. 94. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2004.07.022>
31. Бабищев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М., Бродов М.Е., Быстров М.В., Виноградов Б.В., Винокурова Л.И., Гельмак Э.Б., Генне А.П., Григорьев И.С., Гуртовой К.Г., Егоров В.С., Елецкий А.В., Зарембо Л.К., Иванов В.Ю., Ивашинцева В.Л., Игнатъев В.В. и др. Физические величины. Справочник. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
32. Бойчишин Д., Ковбуз М., Герцик О., Носенко В., Котур Б. // ФТТ 2013. V. 55. № 2. С. 209. <https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/914>
33. Ужакин П.А., Чиркова В.В., Волков Н.А., Абросимова Г.Е. // ФТТ 2024. Т. 66. № 1. С. 8. <https://journals.ioffe.ru/articles/56928>
34. Abrosimova G., Matveev D., Pershina E., Aronin A. // Mater. Lett. 2016. V. 183. P. 131. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.07.053>
35. Abrosimova G., Gunderov D., Postnova E., Aronin A. // Materials 2023. V. 16. № 3. P. 1321. <https://doi.org/10.3390/ma16031321>
36. Abrosimova G., Chirkova V., Volkov N., Straumal B., Aronin A. // Coatings 2024. V. 14. № 1. P. 116. <https://doi.org/10.3390/coatings14010116>

The Gradient Structure Formation upon Crystallization of Deformed $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$ Amorphous Alloy

P. A. Uzhakin^{1,*}, V. V. Chirkova¹, N. A. Volkov¹, G. E. Abrosimova^{1,**}

¹*Osipyan Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, 142432 Russia*

*email: uzhakin@issp.ac.ru

**email: gea@issp.ac.ru

The influence of plastic deformation on the formation of nanocrystals in the $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$ amorphous alloy was studied using X-ray diffraction analysis. It has been shown that deformation accelerates the crystallization of the amorphous phase and can lead to the formation of smaller nanocrystals compared to heat treatment. The size of nanocrystals and their number depend on the treatment conditions of the amorphous phase: when preliminary deformation is used, the size of nanocrystals formed during annealing is smaller than in an undeformed sample. In samples subjected to preliminary deformation by rolling, a gradient structure is formed: the proportion of nanocrystals decreases with distance from the surface into the depth of the sample. The size of nanocrystals changes slightly with changing distance from the sample surface. The results show that preliminary plastic deformation can be an effective method to obtain a nanocrystalline structure with different fraction and sizes of nanocrystals in the amorphous phase. This is important for the creation of highly functional materials with outstanding physicochemical properties. The results obtained significantly expand the existing understanding of the mechanisms of formation of nanocrystals in the amorphous phase under external influences.

Keywords: metallic glasses, plastic deformation, crystallization, nanocrystals, X-ray diffraction, free volume, amorphous phase, and gradient structure.