

# Влияние концентрации редкоземельного компонента на параметры наноструктуры в сплавах на основе алюминия

© Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин

Институт физики твердого тела Российской академии наук,  
Черноголовка, Московская обл., Россия

E-mail: gea@issp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 17 ноября 2008 г.)

Методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние концентрации редкоземельного компонента на параметры нанокристаллической структуры, образующейся при кристаллизации аморфной фазы в сплавах  $Al_{88}Ni_6Y_6$  и  $Al_{88}Ni_{10}Y_2$ . Показано, что при увеличении концентрации иттрия размер нанокристаллов увеличивается, а доля нанокристаллической составляющей структуры уменьшается. Выделение нанокристаллов сопровождается расслоением аморфной матрицы на области с разным радиусом первой координационной сферы, что обусловлено обогащением или обеднением редкоземельным компонентом. Параметры нанокристаллической структуры свидетельствуют в пользу предположения о зарождении нанокристаллов по гетерогенному механизму.

Авторы благодарят РФФИ (проект № 07-02-00424) и ОФН РАН (программа „Новые материалы и структуры“) за финансовую поддержку работы.

PACS: 64.70.Kb, 68.37.Lp, 61.10.-i

## 1. Введение

Нанокристаллические структуры и, в частности, легкие сплавы на основе алюминия активно исследуются уже на протяжении ряда лет. Они содержат алюминий, никель и редкоземельный металл (РЗМ). Интерес к этим материалам вызывает как собственно необычная структура, так и высокие прочностные характеристики при малом удельном весе [1–4]. Структура нанокристаллических материалов, полученных кристаллизацией аморфной фазы, состоит из нанокристаллов алюминия и окружающей их аморфной матрицы. Размер нанокристаллов обычно не превышает 25 nm [5]. Особенностью наноструктуры сплавов на основе алюминия является отсутствие протяженных дефектов в нанокристаллах [6,7]. Высокие прочностные характеристики (предел текучести до 1.6 GPa [8]) делают этот материал весьма привлекательным для практического использования. Естественно, хотелось бы получить материал с большой долей наноструктурной фазы. Однако формирование наноструктуры зависит от ряда параметров, и количество нанокристаллической фазы ограничено. Согласно литературным данным, доля нанокристаллической фазы в сплавах на основе алюминия не превышает 23–25% [5]. Было установлено, что нанокристаллическая структура является стабильной до тех пор, пока между нанокристаллами сохраняется прослойка аморфной фазы, предохраняющей нанокристаллы от непосредственного контакта друг с другом. Нанокристаллическая структура обычно образуется при первичной кристаллизации аморфной фазы, однако она возникает далеко не всегда и не во всех системах. Поэтому несомненный интерес вызывает выяснение причин, определяющих формирование и параметры нанокристаллической структуры.

Целью настоящей работы было исследование влияния состава сплавов на эволюцию аморфной фазы и параметры нанокристаллической структуры, а также получение данных о механизме зарождения нанокристаллов. Для исследования были выбраны сплавы с одинаковым содержанием алюминия и разным соотношением переходного (Ni) и редкоземельного (Y) металлов. Такой выбор составов сплавов определяется следующим. В настоящее время механизм зарождения нанокристаллов алюминия точно не установлен. Предполагается, что зарождение происходит по гетерогенному механизму [9,10]. Вопрос о центрах зарождения, их расположении и природе остается открытым. Существует гипотеза о том, что центрами зарождения нанокристаллов алюминия в этих сплавах являются места дефицита редкоземельного компонента. Если изучить параметры образующейся при кристаллизации нанокристаллической фазы и эволюцию структуры аморфной матрицы, меняя концентрацию редкоземельного компонента (без изменения концентрации основного компонента — алюминия), то можно проверить справедливость этой гипотезы. Поэтому в настоящей работе в качестве объектов исследования использовались сплавы с одинаковой концентрацией основного элемента (Al) и разным соотношением переходного и редкоземельного металлов, а именно  $Al_{88}Ni_6Y_6$  и  $Al_{88}Ni_{10}Y_2$ .

## 2. Методика эксперимента

Аморфные сплавы  $Al_{88}Ni_6Y_6$  (сплав 1) и  $Al_{88}Ni_{10}Y_2$  (сплав 2) были получены в виде лент закалкой расплава на быстродвижущуюся подложку. Скорость охлаждения составляла  $\sim 10^6$  K/s, ширина полученных лент была 3 mm, а толщина —  $\sim 30 \mu\text{m}$ .

Измерения тепловых свойств проводились с помощью дифференциального сканирующего калориметра Perkin-Elmer DSC-7 при скорости нагрева 20 K/min. Структуру образцов исследовали методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии. Рентгеноструктурные исследования выполнялись на рентгеновском дифрактометре SIEMENS D-500 с использованием  $\text{CuK}\alpha$ -излучения. При обработке спектров использовались специальные программы, позволяющие проводить сглаживание, коррекцию фона, разделение перекрывающихся максимумов и др.

В тех случаях, когда после обработки образцы являлись двухфазными и содержали аморфную фазу и нанокристаллы, проводилось разложение дифракционных максимумов на составляющие. При разложении использовались данные о положении и полуширине диффузного максимума исходной аморфной фазы.

Размер образующихся нанокристаллов определялся как по темнопольным электронно-микроскопическим изображениям, так и по данным дифрактометрии. Оценка размера нанокристаллов по полуширине дифракционной линии проводилась с использованием известной формулы Селякова-Шеррера [11]

$$L = \lambda(1/\cos\theta)/\Delta(2\theta),$$

где  $L$  — размер нанокристалла,  $\lambda$  — длина волны используемого излучения,  $\theta$  — угол отражения,  $\Delta(2\theta)$  — полуширина соответствующего отражения. При исследовании нанокристаллических материалов полуширина дифракционных отражений велика, поэтому инструментальным уширением можно пренебречь.

Изучение микроструктуры осуществлялось с помощью высокоразрешающего электронного микроскопа JEM-100CX при ускоряющем напряжении 100 kV. Фольги для электронно-микроскопических исследований готовились ионным утонением. Состав сплавов определялся с помощью рентгеноспектрального анализа.

### 3. Результаты эксперимента

После закалки образцы обоих сплавов были аморфными. На соответствующих рентгенограммах и электронограммах присутствуют только широкие максимумы, пиков от кристаллических фаз не обнаружено. На рис. 1 показаны рентгенограммы исходных аморфных сплавов.

При нагреве происходит кристаллизация аморфной фазы. На рис. 2, *a* показана термограмма сплава 1, а на рис. 2, *b* — термограмма сплава 2. Видно, что кристаллизация сплавов происходит в несколько стадий. Параметры кристаллизации зависят от химического состава сплава, но общая картина тепловыделения одинакова и типична для сплавов системы Al-Ni-PЗМ [3]. Как следует из термограмм (рис. 2), температура и тепловой эффект первой стадии кристаллизации составляют

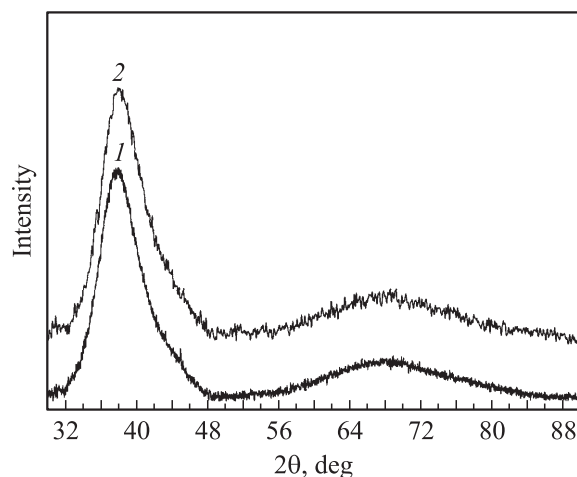


Рис. 1. Рентгенограммы аморфных сплавов. 1 —  $\text{Al}_{88}\text{Ni}_{10}\text{Y}_2$ , 2 —  $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$ .

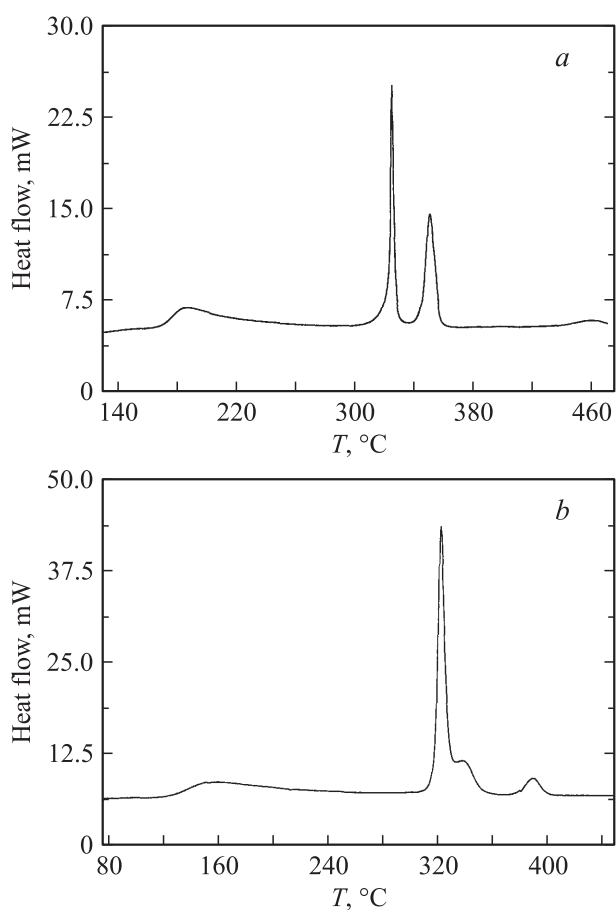
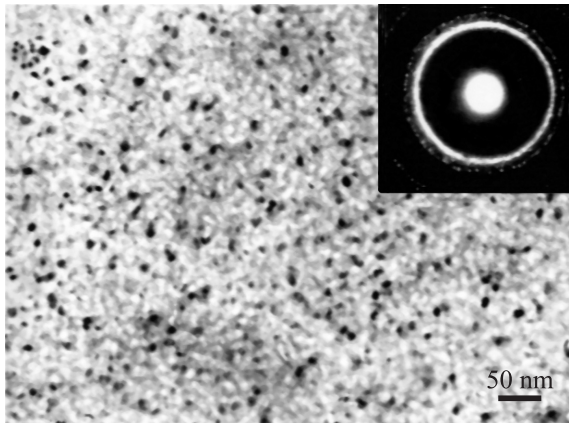


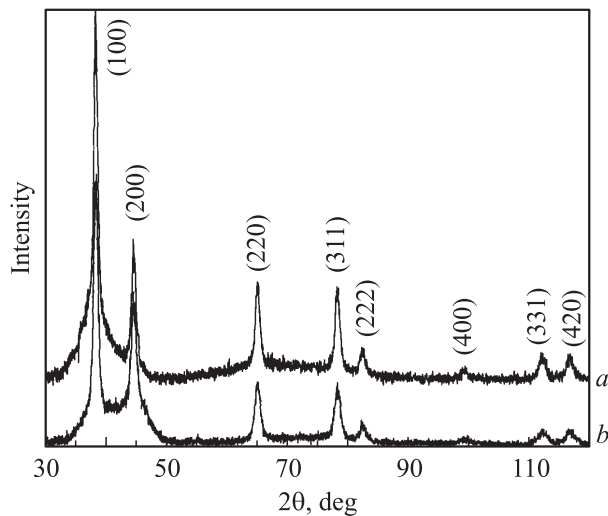
Рис. 2. Термограммы сплавов 1 (*a*) и 2 (*b*).

186°C и 41.4 J/g для сплава 1 и 159°C и 43.3 J/g для сплава 2. С увеличением концентрации иттрия температура кристаллизации повышается.

При нагреве аморфная фаза в обоих сплавах кристаллизуется по первичному механизму с образованием кристаллов Al. Типичная микроструктура после оконча-



**Рис. 3.** Типичная микроструктура сплавов после окончания первой стадии кристаллизации.



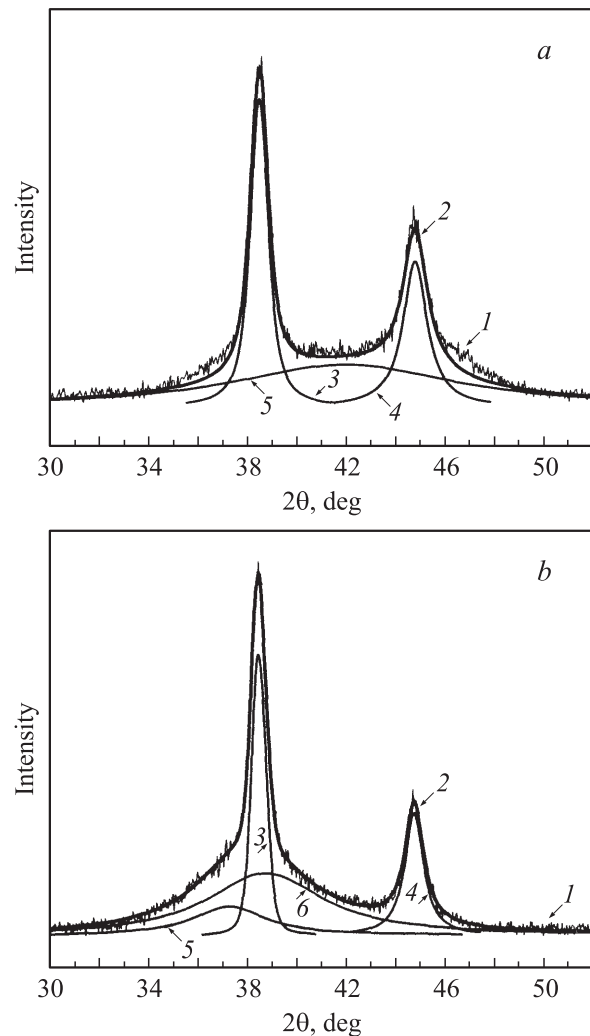
**Рис. 4.** Дифрактограммы сплавов 1 (a) и 2 (b) после нагрева до температуры 280°C.

ния первой стадии кристаллизации показана на рис. 3. После окончания первой стадии кристаллизации образцы состоят из выделений нанокристаллов Al и оставшейся аморфной матрицы. Для исследования влияния элементного состава на процессы нанокристаллизации изучали структуру образцов, находящихся в одинаковом структурном состоянии — нагретых до температуры, когда процессы первичной кристаллизации завершены. В настоящей работе исследовались образцы, нагретые в калориметре с одинаковой скоростью (20°C/min) до температуры 280°C и охлажденные до комнатной температуры. Для обоих сплавов эта точка оказывается выше первого экзотермического пика на термограммах и соответствует ситуации, когда первая стадия кристаллизации уже завершена, а вторая еще не начинается.

Как следует из полученных дифрактограмм (рис. 4), структура обоих образцов является двухфазной и состоит из кристаллов алюминия и оставшейся аморф-

ной фазы. Данные рентгеноструктурного исследования полностью согласуются с результатами исследований методами просвечивающей электронной микроскопии. Параметр решетки нанокристаллической фазы соответствует значениям параметра решетки алюминия; таким образом, нанокристаллы являются однокомпонентными и представляют собой выделения чистого алюминия. Образование нанокристаллов чистого алюминия согласуется с диаграммами фазового равновесия, поскольку ни никель, ни иттрий в алюминии не растворяются [12].

На рис. 5, a, b показано разложение начальной части спектров после вычитания фона. При разложении пиков на составляющие были учтены параметры диффузных максимумов исходных аморфных образцов. Значения положения диффузного пика и его полуширины, полученные для каждого из сплавов при аппроксимации кривых исходных аморфных образцов (рис. 1), исполь-



**Рис. 5.** Начальные участки рентгенограмм для сплавов  $\text{Al}_{88}\text{Ni}_{10}\text{Y}_2$  (a) и  $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$  (b): экспериментальные спектры и разложение начальной части спектров. 1 — экспериментальная кривая, 2 — рассчитанная суммарная кривая, 3, 4 — рассчитанные дифракционные пики (111) и (200) от нанокристаллов Al, 5, 6 — рассчитанные диффузные отражения от аморфных фаз.

зовались при разложении соответствующих пиков на рентгенограммах отожженных образцов, представленных на рис. 5. Интенсивность диффузионных максимумов, естественно, не фиксировалась, поскольку эта величина отражает долю аморфной фазы в образце.

Результаты проведенного разложения показывают, что при внешнем сходстве экспериментальных кривых вклад в них дифракционных и диффузных составляющих (от нанокристаллической и аморфной фаз соответственно) оказывается существенно различным.

В сплаве с меньшим содержанием иттрия (и большим содержанием никеля) (рис. 5, *a*) диффузное гало от аморфной фазы смещается в область больших углов по сравнению с положением гало от исходной аморфной фазы. Известно, что положения максимумов интенсивности рассеяния определяют радиус первой координационной сферы  $R_1$ , причем

$$R_1 = 7.73/(S_1)_{\max} = 14.06/(S_2)_{\max} \\ = 20.46/(S_3)_{\max} \dots, \quad (1)$$

где  $(S_1)_{\max} = 4\pi(\sin \theta/\lambda)$  — волновой вектор, соответствующий первому (второму, третьему ...) максимуму кривой интенсивности,  $\theta$  — угол рассеяния,  $\lambda$  — длина волны используемого излучения [13]. Поскольку для металлических стекол первый максимум значительно интенсивнее всех последующих, радиус первой координационной сферы обычно определяют по его положению.

Наблюдаемое смещение диффузного гало на рентгенограммах сплава 2 ( $\text{Al}_{88}\text{Ni}_{10}\text{Y}_2$ ) в сторону больших углов указывает на уменьшение радиуса первой координационной сферы аморфной фазы в процессе образования и роста нанокристаллов. В сплаве 1 ( $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$ ) с большей концентрацией иттрия (рис. 5, *b*) наряду с основным максимумом на рентгенограммах появляется дополнительный диффузный максимум со стороны меньших углов. При этом основной максимум немного смещается в область больших углов. Это указывает на появление в аморфной фазе областей иного (измененного) химического состава, т.е. происходит образование смеси двух аморфных фаз. Поскольку дополнительный диффузный максимум находится на кривой со стороны меньших углов, это означает, что появившиеся области новой аморфной фазы характеризуются большим радиусом первой координационной сферы.

Размеры нанокристаллов определялись по параметрам дифракционных пиков. Из сравнения рис. 5, *a* и *b* видно, что полуширина линий, отвечающих пикам алюминия, различна и уменьшается при увеличении концентрации Y. Это означает, что с увеличением концентрации иттрия размер нанокристаллов возрастает. Определенный по формуле Селякова–Шеррера средний размер нанокристаллов составляет  $\sim 13$  nm в сплаве с 2 at.% Y и  $\sim 17$  nm в сплаве с 6 at.% Y.

Еще одним важным параметром является соотношение структурных составляющих или доли аморфной и

нанокристаллической фаз. При разложении спектров на составляющие (как, например, показано на рис. 5, *a* и *b*) сравнивались не только положения максимумов, но и их интегральные интенсивности, отражающие долю каждой из фаз. Было установлено, что наряду с увеличением размера нанокристаллов при повышении концентрации редкоземельного компонента доля нанокристаллической фазы уменьшается, т.е. в сплаве 1 количество нанокристаллической фазы (алюминия) меньше, чем в сплаве 2.

## 4. Обсуждение результатов

Как показано выше, структура сплавов после окончания первой стадии кристаллизации является нанокристаллической и состоит из нанокристаллов алюминия, хаотически распределенных в аморфной матрице. С увеличением концентрации иттрия размер нанокристаллов увеличивается, а доля нанокристаллической фазы уменьшается. Образование нанокристаллов происходит по первичному механизму кристаллизации. Оно должно сопровождаться изменением химического состава остающейся аморфной фазы, что и наблюдается экспериментально. Изменение состава аморфной фазы проявляется в изменении положения диффузного максимума (в сплаве 2) и появлении дополнительного диффузного максимума со стороны меньших углов в сплаве 1.

Как отмечалось выше, изменение положения диффузного максимума на дифрактограммах отражает изменение радиуса первой координационной сферы. Для определения кратчайшего расстояния между атомами используется модифицированное уравнение Вульфа–Брэгга [13] или уравнение Эренфеста, согласно которому

$$2R_1 \sin \theta = 1.23\lambda. \quad (2)$$

Естественно, радиус первой координационной сферы зависит от размеров атомов, входящих в состав сплава. В исследуемой системе наибольший размер имеют атомы иттрия (радиус атома  $R_Y = 0.181$  nm), наименьший — атомы никеля ( $R_{Ni} = 0.124$  nm), средний — атомы алюминия ( $R_{Al} = 0.143$  nm). Сдвиг гало на рентгенограммах в сторону больших углов в сплаве 2 (с большим содержанием никеля) означает уменьшение радиуса первой координационной сферы. Такое изменение может быть связано с обогащением аморфной фазы никелем при выделении в процессе кристаллизации нанокристаллов алюминия.

Используя уравнение (2), можно определить радиус первой координационной сферы аморфной фазы как для исходных аморфных сплавов, так и после окончания первой стадии кристаллизации.

В случае сплава 1, содержащего по 6 at.% Ni и Y, после окончания первичной кристаллизации наблюдается появление дополнительного диффузного максимума со стороны меньших углов. Это означает, что в аморфной матрице происходит расслоение на области разного химического состава, и, возможно, с разным

ближним порядком. Радиус первой координационной сферы исходной аморфной фазы составляет 0.289 nm. Образование дополнительного гало со стороны меньших углов указывает на появление второй аморфной фазы с большим радиусом первой координационной сферы. При этом, как отмечалось выше, основной максимум немного смещается в область больших углов. Радиусы координационных сфер для этих двух аморфных фаз, вычисленные по формуле (2), составляют 0.286 и 0.297 nm соответственно. Очевидно, что аморфная фаза с большим радиусом первой координационной сферы обогащена иттрием.

Расслоение в пределах аморфного состояния наблюдалось и ранее, например в сплавах Ni–Mo–P [14], Ni–Mo–B [15] и некоторых других [16]. Возможно, расслоение аморфной матрицы на области, обогащенные и относительно обедненные иттрием, является неким предварительным этапом следующих стадий кристаллизации, приводящих к образованию кристаллических фаз  $Al_3Ni$  (на второй стадии) и  $Al_3Y$  (на последней стадии кристаллизации).

Для сплава 2 радиус первой координационной сферы исходной аморфной фазы составляет 0.287 nm. Это значение немного меньше радиуса первой координационной сферы сплава 1, что связано с разной концентрацией иттрия. После окончания первичной кристаллизации радиус первой координационной сферы уменьшается до 0.267 nm, что указывает на более высокое содержание никеля в аморфной фазе после окончания первой стадии кристаллизации. В сплаве 2 содержание иттрия мал (2 at.%), и, очевидно, более крупные атомы иттрия из-за малой доли слабо влияют на радиус первой координационной сферы. Следует отметить малое значение радиуса первой координационной сферы аморфной фазы после окончания первой стадии кристаллизации. Такое значение указывает на наличие областей, обогащенных никелем в большей степени, чем это следует из баланса компонентов. Однако необходимо учитывать следующее. Полуширина диффузного пика от исходной аморфной фазы исследованных сплавов при использованном в экспериментах  $CuK_{\alpha}$ -излучении составляет около  $3.5^{\circ}$ . Аналогичные значения полуширины характерны и для двух аморфных фаз, сформировавшихся после окончания первичной кристаллизации в сплаве 1. В сплаве 2 полуширина диффузного максимума от аморфной фазы после окончания первой стадии кристаллизации увеличивается почти вдвое. Единственным объяснением такого явления может быть неоднородность аморфной фазы, когда наблюдающееся гало фактически также является суперпозицией двух или более пиков. Вероятно, в сплаве 2 в процессе выделения нанокристаллов алюминия также идет расслоение аморфной фазы на несколько аморфных фаз, параметры которых близки друг к другу. В этом случае наблюдаемый на рентгенограммах диффузный максимум будет представлять собой суперпозицию большого числа максимумов с меняющимся радиусом первой координационной сферы.

В принципе подобный механизм распада аморфной фазы предполагался в ряде работ [17]. Так, например, в [18] отмечалось, что по крайней мере на начальных стадиях кристаллизации процесс является спинодальным, причем длина концентрационной волны составляет около 20 nm. Однако к настоящему моменту этот вопрос остается открытым.

Таким образом, сравнительно небольшое изменение концентрации РЗМ приводит к значительному изменению поведения аморфной фазы до начала второй стадии кристаллизации. До некоторого „критического“ значения концентрации РЗМ первичная кристаллизация приводит просто к изменению состава исходной аморфной матрицы, что и соответствует диаграмме состояния и проявляется на рентгенограммах сдвигом диффузного максимума (сплав 2). Как уже отмечалось выше, доля нанокристаллической фазы после первой стадии кристаллизации обычно не превышает 25%. Если считать, что выделяющиеся на первой стадии кристаллизации нанокристаллы алюминия составляют 25%, это означает, что состав аморфной фазы в сплаве 2 меняется от  $Al_{88}Ni_{10}Y_2$  до  $Al_{84}Ni_{13.3}Y_{2.7}$ . Такое изменение состава аморфной фазы при данных условиях не приводит к заметному химическому расслоению фазы, а обуславливает появление нескольких аморфных фаз с близкими значениями радиуса первой координационной сферы, причем средний радиус первой координационной сферы уменьшается. Это проявляется в сдвиге и дополнительно уширении диффузного максимума на рентгенограммах.

При увеличении концентрации редкоземельного компонента выше „критической“ происходит явно выраженное расслоение аморфной фазы. В сплаве 1 при выделении нанокристаллов алюминия по первичной реакции следовало бы ожидать изменение состава аморфной фазы от  $Al_{88}Ni_6Y_6$  к  $Al_{84}Ni_8Y_8$ . По-видимому, аморфная фаза такого состава является нестабильной, что и приводит к ее расслоению. Способность к образованию аморфной фазы связана с глубокими эвтектиками на диаграммах фазового равновесия, указывающими на большую отрицательную теплоту смешения [19]. Однако существуют системы, обнаруживающие, по крайней мере в малых областях концентраций, другое поведение, т.е. положительную теплоту смешения [20–22]. Следовательно, должна существовать область концентраций, в которой свободная энергия смеси двух аморфных фаз меньше, чем одной аморфной фазы. В этой области концентраций аморфная фаза может распадаться на две аморфные фазы. Данные по расслоению аморфных фаз были получены для сплавов  $Pd_{74}Au_8Si_{18}$  [18],  $Pd_{40.5}Ni_{40.5}P_{19}$  [23],  $Be_{40}Ti_{24}Zr_{36}$  [24]. Подобное расслоение на несколько аморфных фаз часто наблюдается в аморфных сплавах на стадиях, предшествующих кристаллизации [25,26]. Характерной особенностью таких сплавов является их сложный состав и присутствие на диаграмме фазового равновесия нескольких фаз в данной концентрационной области.

Следует отметить, что два исследованных сплава сильно различаются по соотношению атомных концентраций Ni/Y (1:1 в сплаве 1 и 5:1 в сплаве 2). Равновесная фазовая диаграмма Ni–Y очень богата интерметаллическими соединениями, начиная от Ni<sub>17</sub>Y<sub>2</sub> и заканчивая NiY<sub>3</sub> [12], поэтому в расплаве перед закалкой (и соответственно в аморфном сплаве после закалки) возможно присутствие кластеров разного состава и с разным ближним порядком, что может способствовать расслоению.

При формировании нанокристаллической структуры по механизму зарождения и роста важным вопросом является соотношение скоростей этих двух процессов: зарождения и роста новой фазы. Естественно ожидать, что при высокой скорости зарождения и небольшой скорости роста будет образовываться мелкокристаллическая структура. И наоборот, при малой скорости зарождения и большой скорости роста немногие зародившиеся кристаллы будут вырастать до значительных размеров. Поэтому морфология структуры, формирующейся при тех или иных условиях, может указывать на преобладание процессов зарождения или роста при кристаллизации аморфной фазы.

В работе [9] было сделано предположение, что зарождение нанокристаллов алюминия в сплавах, содержащих редкоземельный компонент, происходит гетерогенно: кристаллы зарождаются в местах, обедненных этим элементом. Проанализируем с этой точки зрения полученные результаты. Исследованные сплавы содержат 2 и 6 at.% иттрия. Очевидно, что в сплаве с меньшим содержанием иттрия количество обедненных им мест должно быть больше. Это означает, что количество центров зарождения в этом сплаве больше. При увеличении концентрации Y количество центров зарождения уменьшается. Это должно приводить к большему размеру нанокристаллов в сплаве с большим содержанием иттрия, что и наблюдается экспериментально.

Аморфные состояния являются термодинамически нестабильным состоянием. Размер критического зародыша  $R_{\text{ср}}^*$  при фазовом переходе в стабильное состояние (зарождение нанокристаллов алюминия в аморфной фазе) в простейшем случае (без учета деформационного вклада) будет определяться формулой  $R_{\text{ср}}^* = 2\sigma/\Delta F$ , где  $\sigma$  — удельная энергия поверхности раздела нанокристалл–аморфная фаза,  $\Delta F$  — разница в свободных энергиях аморфной и кристаллической фаз. Как уже отмечалось ранее, температура кристаллизации сплава 2 на 27°С ниже, чем температура кристаллизации сплава 1; следовательно, величина свободной энергии сплава 2 больше, чем для сплава 1. Поэтому термодинамический стимул фазового превращения ( $\Delta F$ ) тоже будет больше. Тогда размер критического зародыша для сплава будет меньше (в данном концентрационном интервале  $\sigma$  почти постоянна), что и приводит к увеличению плотности центров зарождения в сплаве 2 по сравнению со сплавом 1. Как уже отмечалось, средний размер нанокристаллов в сплаве 1 составляет 17 nm, а в сплаве 2 — 13 nm. При таком среднем размере

и одинаковой доле кристаллической фазы количество центров зарождения (оно соответствует количеству нанокристаллов) различается примерно в 2.24 раза. Поэтому полученные нами данные подтверждают выдвинутое предположение о гетерогенном механизме зарождения нанокристаллов в легких аморфных сплавах и о роли в нем мест обеднения редкоземельным элементом. Следует отметить, что большей доле нанокристаллической фазы, образующейся в сплаве 2, соответствует и больший тепловой эффект первой стадии кристаллизации (43.3 J/g в сплаве 2 и 41.5 J/g в сплаве 1), т.е. в сплаве 2 доля нанокристаллической фазы примерно на 5% больше, чем в сплаве 1. Поскольку при одинаковой доле нанокристаллической фазы в обоих сплавах количество нанокристаллов должно различаться в 2.24 раза, с учетом различия в объемной доле нанокристаллической фазы в двух сплавах количество нанокристаллов в сплаве 2 должно быть в 2.34 раза больше, чем в сплаве 1.

## 5. Выводы

1) Исследованы процессы кристаллизации в легких аморфных сплавах с разным соотношением редкоземельного и переходного элементов. Показано, что обеднение редкоземельным элементом приводит к формированию нанокристаллов меньшего размера и увеличению доли нанокристаллической фазы. Параметры нанокристаллической структуры свидетельствуют в пользу предположения о зарождении нанокристаллов по гетерогенному механизму.

2) Обнаружено, что при образовании нанокристаллов Al в остающейся аморфной матрице может происходить расслоение, приводящее к формированию аморфных фаз с разным радиусом первой координационной сферы.

## Список литературы

- [1] Y. He, Y.F. Poon, G.Y. Shiflet. *Science* **241**, 1640 (1988).
- [2] A. Inoue, T. Ochiai, Y. Horio, T. Masumoto. *Mater. Sci. Eng. A* **179/180**, 649 (1994).
- [3] D.V. Louzguine, A. Inoue. *J. Non-Cryst. Solids* **311**, 281 (2002).
- [4] D.V. Louzguine-Luzgin, A. Inoue. *J. Alloys Comp.* **399**, 78 (2005).
- [5] G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, Yu.V. Kir'janov, T.F. Gloriant, A.L. Greer. *Nanostruct. Mater.* **12**, 617 (1999).
- [6] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. *ФТТ* **44**, 961 (2002).
- [7] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. *ФТТ* **50**, 154 (2008).
- [8] Y.H. Kim, A. Inoue, T. Masumoto. *Mater. Trans. JIM* **32**, 331 (1991).
- [9] J.C. Foley, D.R. Allen, J.H. Perepechko. *Scripta Mater.* **35**, 655 (1996).
- [10] А.С. Аронин, Г.Е. Абросимова, И.И. Зверькова, Ю.В. Кирьянов. *ФММ* **94**, 113 (2002).
- [11] А.А. Русаков. *Рентгенография металлов*. Атомиздат, М. (1977). 480 с.
- [12] Р.П. Эллиот. *Структуры двойных сплавов*. Металлургия, М. (1970). 472 с.

- [13] А.Ф. Скрышевский. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. Высш. шк., М. (1980). 328 с.
- [14] G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, E.Yu. Ignat'eva, V.V. Molokanov. *J. Magn. Magn. Mater.* **203**, 169 (1999).
- [15] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, Е.Ю. Игнат'ева. *ФТТ* **48**, 523 (2006).
- [16] Y.B. Wang, H.W. Yang, B.B. Sun, B. Wu, J.Q. Wang, M.L. Sui, E. Ma. *Scripta Mater.* **55**, 469 (2006).
- [17] H.S. Chen, D. Turnbull. *Acta Met.* **17**, 1021 (1969).
- [18] C.-P. Chou, D. Turnbull. *J. Non-Cryst. Solids* **17**, 169 (1975).
- [19] M. Marcus, D. Turnbull. *Mater. Sci. Eng.* **23**, 211 (1976).
- [20] U. Köster, U. Herold. *Crystallization of metallic glasses in glassy metals I: ionic structure, electronic transport and crystallization* / Eds H.-J. Güntherodt, H. Beck. Springer-Verlag, N.Y. (1982). 376 p.
- [21] J.C. Oh, T. Ohkubo, Y.C. Kim, E. Fleury, K. Hono. *Scripta Mater.* **53**, 165 (2005).
- [22] N. Tian, M. Ohnuma, T. Oikubo, K. Hono. *Trans. JIM* **46**, 2880 (2006).
- [23] H.S. Chen. *Mater. Sci. Eng.* **23**, 151 (1976).
- [24] L. Tanner, R. Ray. *Scripta Met.* **14**, 657 (1980).
- [25] A.R. Yavari, K. Osamura, H. Okuda, Y. Amemia. *Phys. Rev. B* **37**, 7759 (1988).
- [26] A. Inoue, M. Yamamoto, H.M. Kimura, T. Masumoto. *J. Mater. Sci. Lett.* **6**, 194 (1987).