

УДК 621.318.13:539.213:621.785.3

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ЛЕНТЫ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe–Cu–Nb–Si–B, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СПИННИНГОВАНИЯ РАСПЛАВА*

Кузнецов П.А.¹, д.т.н., начальник НИО-35 (npk3@crism.ru)

Климов В.Н.¹, инженер

Кириленко Д.А.², ведущий инженер

Яговкина М.А.², ведущий инженер

Самоделкин Е.А.¹, ведущий инженер

¹ ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»

(191015, Россия, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49)

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

(194021, Россия, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26)

Аннотация. Аморфные и нанокристаллические магнитомягкие сплавы на основе железа в последнее время широко используются для создания защитных материалов, эффективных в широком диапазоне магнитных и электромагнитных полей. Эти сплавы получают в виде лент методом сверхбыстрой закалки плоской струи расплава на быстровращающемся диске-холодильнике. В процессе получения аморфных лент расплавленный в высокочастотном индукторе металл подается через прорезь на поверхность закалочного диска, при этом поверхностные слои, контактирующие с диском-холодильником формирующейся аморфной ленты охлаждаются быстрее, чем наплывающие сверху и не контактирующие с диском-холодильником. В результате на «контактной» стороне ленты могут формироваться остаточные напряжения сжатия, а на «свободной» стороне ленты – напряжения растяжения. Все это может приводить к анизотропии структуры по толщине ленты, а, следовательно, и свойств, при последующей термической обработке. В работе приведены результаты исследования структуры методом просвечивающей микроскопии (планарная геометрия и геометрия поперечного сечения) по толщине ленты сплава АМАГ-200 системы Fe–Nb–Cu–Si–B, полученной методом спиннингования. Установлена взаимосвязь структурных изменений в аморфном сплаве АМАГ-200 системы Fe–Nb–Cu–Si–B, возникающих в процессе управляемой кристаллизации с особенностями структуры аморфной ленты, полученной методом сверхбыстрой закалки расплава со скоростями охлаждения до 10^6 К/с, которая объясняет анизотропию структуры по толщине ленты. Установлено, что термообработка при температуре 530 °С формирует высокие магнитные характеристики и снижает работу разрушения за счет формирования оптимальной аморфно-нанокристаллической структуры в части объемной доли кристаллитов и их размера. Исследован с помощью электронного сканирующего микроскопа характер разрушения ленты, связанный со структурой, сформированной в процессе получения сверхбыстрой закалки из расплава и после термообработки при температуре 530 °С. Установлено, что вид поверхностного разрушения ленты в состоянии поставки при ударном измельчении носит вязкий характер, а после термообработки – устойчиво хрупкий характер.

Ключевые слова: аморфно-нанокристаллический сплав, термическая обработка, аморфная матрица, кристаллиты, электронная дифракция, сверхбыстрое охлаждение, характер поверхности разрушения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-393-398

Ленты аморфных сплавов, получаемые охлаждением со скоростями до 10^6 К/с плоской струи расплава на быстровращающемся диске-холодильнике, нашли широкое применение при изготовлении изделий электронной техники [1, 2]. За последние несколько десятилетий появился новый класс магнитомягких сплавов – нанокристаллические, получаемые контролируемой кристаллизацией из аморфного состояния [3–13]. В этих сплавах нанокристаллическая структура формируется при термической обработке, при которой в зависимости от температуры и времени изотермической выдержки формируются нанокристаллы различного

размера и объемной доли. Управление параметрами наноструктуры позволит регулировать требуемые магнитные свойства материала, например, форму петли гистерезиса и магнитные свойства, как статические, так и динамические. Наиболее ярким примером является сплав Fe–Nb–Cu–Si–B, в котором после проведения контролируемой кристаллизации из аморфного состояния сочетается высокая магнитная проницаемость и индукция насыщения.

В связи с тем, что в процессе спиннингования расплавленный в высокочастотном индукторе металл подается через прорезь на поверхность закалочного диска, поверхностные слои, контактирующие с диском-холодильником формирующейся аморфной ленты, охлаждаются быстрее, чем наплывающие сверху и не контактирующие с диском-холодильником. В результа-

* Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение и диагностика в передовых технологиях» (ФТИ им. А.Ф. Иоффе) при финансовой поддержке Минобрнауки РФ, уникальный идентификатор проекта RFMEF162414X0002.

те на «контактной» стороне ленты могут формироваться остаточные напряжения сжатия, а на «свободной» – напряжения растяжения. Все это может приводить к анизотропии структуры по толщине ленты, а, следовательно, и свойств, при последующей термической обработке.

Цель настоящей работы заключается в исследовании структуры по толщине ленты нанокристаллического магнитомягкого сплава АМАГ-200 системы Fe–Nb–Cu–Si–В.

В качестве исходных материалов были использованы образцы лент магнитомягкого аморфного сплава АМАГ-200 системы Fe–Nb–Cu–Si–В толщиной 20 мкм и шириной 5 мм, изготовленных методом спиннингования из расплава со скоростями охлаждения порядка 10^6 К/с в ОАО «МСТАТОР».

Термическая обработка (ТО) ленты проводилась в печи «SNOL 30/1100» при температуре 530 °С в течение 60 мин в воздушной среде.

Образцы исходной и термообработанной при температуре 530 °С лент сплава АМАГ-200 были исследованы с помощью различных методик, применяемых в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ), включая электронную дифракцию, изображение в дифракционном контрасте (светлопольные и темнопольные), а также исследование распределения различных элементов с помощью рентгеноспектрального микроанализа (РСМА). Использовался просвечивающий электронный микроскоп Jeol JEM-2100F (ускоряющее напряжение 200 кВ), оснащенный энергодисперсионным рентгеноспектральным микроанализатором Oxford Instruments INCA.

Образцы для исследований изготавливались в виде тонкой фольги из заготовок ленты толщиной 25 мкм методом электролитического утонения в хлорно-спиртовом электролите при напряжении 50 В и температуре +5 °С.

Электронные микрофотографии поверхности разрушения ленты были получены с помощью электронного сканирующего микроскопа VEGA3 LM TESCAN.

В работах [7, 12, 13] при изучении аморфной ленты сплавов на основе железа, в том числе Finemet, были определены две важные температуры для данного вида сплавов. Это, во-первых, 430 °С, когда происходит охрупчивание аморфной ленты, но при этом кардинально не меняется ее структурное состояние, а, во-вторых, 490 °С, когда начинается кристаллизация аморфной ленты и существенно повышается ее хрупкость.

Изучение образцов аморфного сплава АМАГ-200 в геометрии планарного сечения показало, что исходная нетермообработанная лента обладает преимущественно аморфной структурой (рис. 1, а). Также наблюдается текстура, создаваемая кристаллитами, с характерным масштабом до 2 нм (рис. 1, б), заметно также наличие включений размером около 5 нм (рис. 1, в). Скопления включений обладают относительно согласованной

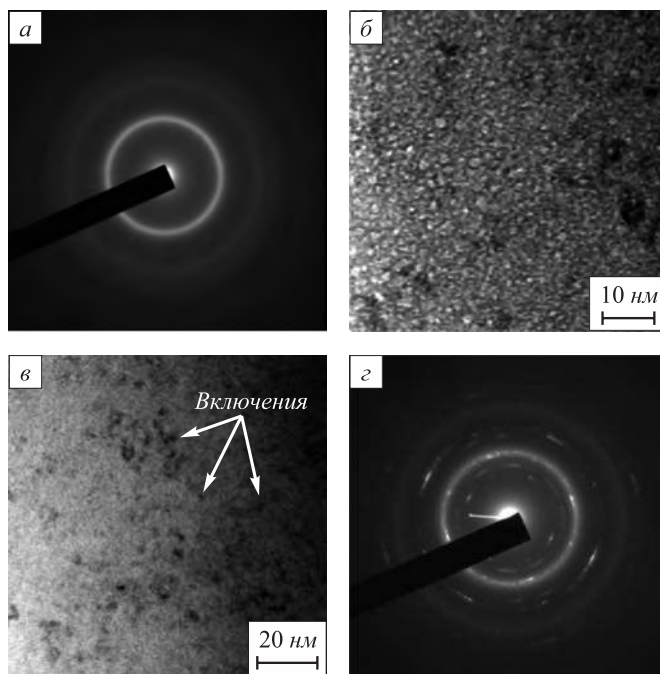


Рис. 1. Характерная картина электронной дифракции от исходного образца сплава АМАГ-200 и изображение с нанотекстурированностью материала

Fig. 1. Typical pattern of electron diffraction obtained on the AMAG-200 alloy sample and an image with the nanotextured material

ориентацией, что приводит к образованию коротких дуг вместо колец. При этом видно (рис. 1, г), что структура включений имеет ось симметрии четвертого порядка, т. е. возможно она является кубической, причем одно из колец расположено в области первого диффузного гало от основной фазы.

Термически обработанный образец имеет поликристаллическую структуру (рис. 2), размер кристаллитов 10 – 20 нм.

На приведенных изображениях выделяются особенно темным контрастом включения, ориентированные какой-либо осью зоны параллельно электронному пучку. Картины электронной дифракции от образца (рис. 2, б, в) соответствуют поликристаллической структуре. Расположение колец говорит о структуре, подобной кубической фазе Fe_3Si . При этом на дифракционной картине, полученной от более тонкого участка образца (рис. 2, в), заметны даже слабые отражения. Также в материале обнаруживаются включения, в которых основной примесью является медь. В данных включениях заметно снижено содержание железа и кремния относительно матрицы. Доля таких включений невелика и составляет не более 1 об. % образца, что соответствует количеству меди в сплаве.

В геометрии поперечного сечения методом ПЭМ исследовались также исходная и отожженная ленты аморфного сплава АМАГ-200. В случае исходной ленты заметных различий на изображениях структуры не отмечается, однако на картинах электронной дифрак-

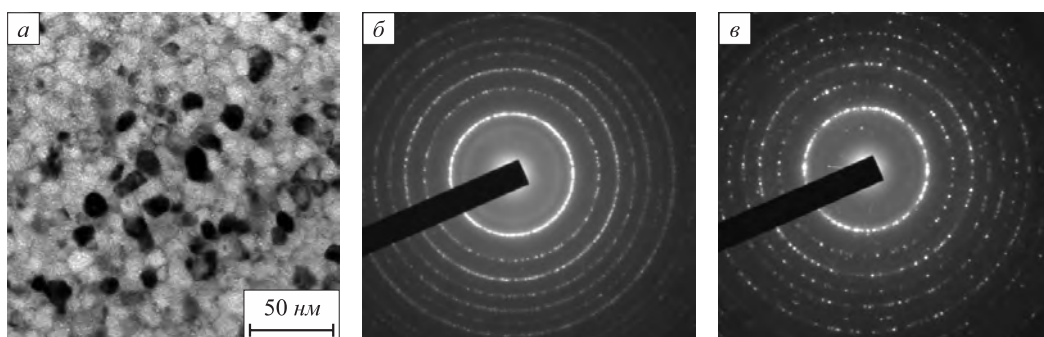


Рис. 2. Изображение структуры АМАГ-200 после отжига

Fig. 2. Image of the AMAG-200 structure after tempering

ции, полученных на глубине около половины толщины, наблюдается кольцо (рис. 3, *a*), соответствующее фазе, которая была также обнаружена при исследовании образцов в планарной геометрии. При этом в приповерхностной области данное кольцо на дифракционных картинах незаметно (рис. 3, *б*).

На поверхности ленты присутствует ярко выраженный слой толщиной около 5 нм (рис. 3, *в*), элементный анализ не показывает существенных отличий его состава от состава ленты.

В отожженной ленте на картинах электронной дифракции от середины ленты (по глубине) заметны кольца, соответствующие отражениям (111) и (200) основ-

ной фазы материала (рис. 4, *a*). В то время, как зачастую данные кольца на картинах электронной дифракции незаметны, как, в частности, на картинах, полученных от приповерхностной области (рис. 4, *б*). Средний размер зерен в глубине несколько меньше, чем около поверхности.

Проведенные исследования аморфной ленты из сплава АМАГ-200 показали, что особенности процесса быстрой закалки определяют ее структуру и свойства. Формирующийся на поверхности аморфной ленты со стороны диска слой толщиной 5 нм является результатом сверхбыстрого охлаждения со скоростью больше 10^6 К/с расплава на закалочном диске. Размер зерен кристаллитов по толщине ленты различен (на поверхности более крупные, в глубине более мелкие). Это

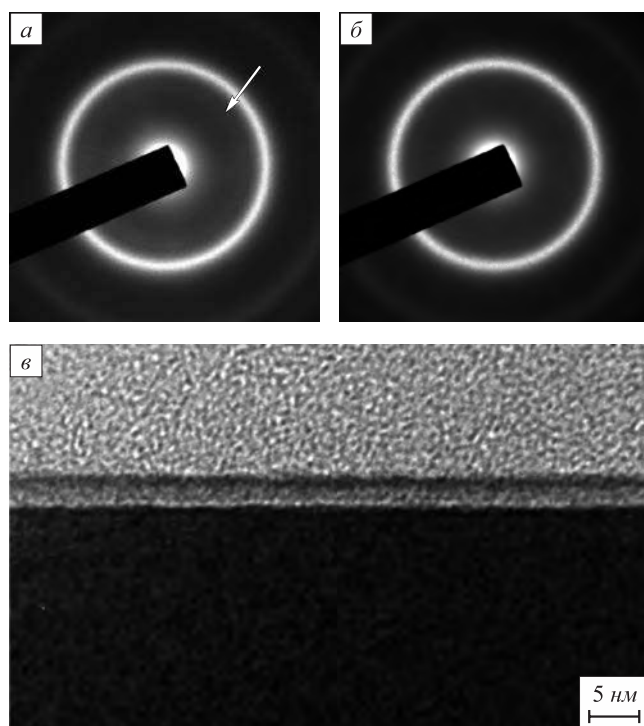


Рис. 3. Структура по толщине исходной ленты:
a – середина ленты; *б* – приповерхностная область; *в* – пленка на поверхности

Fig. 3. Ribbon structure along the thickness:
a – ribbon's middle part; *б* – surface area; *в* – film on the surface

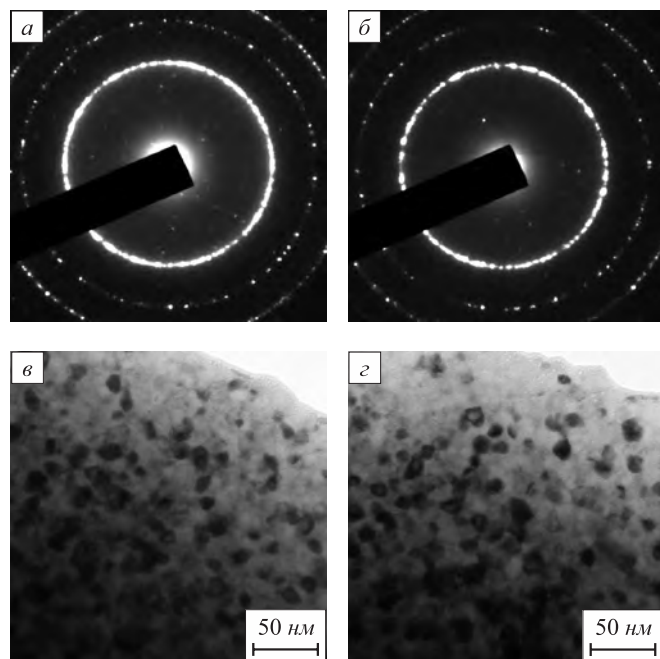


Рис. 4. Картины электронной дифракции и изображения, полученные от участков в глубине отожженной ленты (*a*, *в*) и около поверхности (*б*, *г*)

Fig. 4. Electron diffraction patterns and images, obtained from the areas in depth of the tempered ribbon (*a*, *в*) and beside the surface (*б*, *г*)

может быть объяснено большим количеством центров кристаллизации в глубине ленты, что, в свою очередь, возможно связано с наличием в этой области примесной фазы, наблюдаемой в исходном образце.

Структура материала определяет характер его механического разрушения. Проведенные с использованием электронного микроскопа исследования сколов лент из аморфного сплава АМАГ-200 в состоянии поставки (рис. 5, а) показали, что на поверхности разрушения наблюдаются две зоны: почти гладких участков скола и участков, в которых наблюдается система переплетающихся трещин – следов выхода областей сильно локализованного пластического течения толщиной ~0,1 мкм [14 – 16]. Вид поверхностного разрушения носит вязкий характер. Это обусловлено тем, что, не имея плотноупакованных атомами кристаллографических плоскостей, аморфные сплавы не разрушаются сколом, как кристаллы. Концентрация напряжений в вершинах трещин у этих материалов сопровождается большой локализованной пластической деформацией, поэтому энергия, необходимая для распространения трещин в таком материале, становится очень высокой.

Кристаллографические исследования сколов ленты, прошедшей термообработку при температуре 530 °С, позволили установить наличие зерен кристаллитов фазы типа Fe_3Si и $\alpha\text{-Fe-13 \% Si}$ размером до 18 нм с объемной долей 60 – 80 % [17 – 21]. Рост кристаллитов в аморфной матрице и существенное увеличение их объемной доли приводит к охрупчиванию аморфной ленты из сплава АМАГ-200, в результате поверхность разрушения при этих температурах носит хрупкий характер (рис. 5, б).

Выводы. Установлена связь особенностей формирования аморфных лент из сплава АМАГ-200, полу-

чаемых закалкой из жидкого металла со структурой, сформированной в процессе управляемой кристаллизации.

При этом в аморфной ленте из сплава системы Fe-Nb-Cu-Si-B наблюдаются области, обедненные кремнием и обогащенные медью – так называемые зоны предвыделений меди. На поверхности аморфной ленты обнаружен слой толщиной 5 нм, образующийся в результате сверхбыстрого охлаждения расплава со скоростью больше 10^6 К/с на закалочном диске. Вид поверхностного разрушения при ударном измельчении носит вязкий характер.

В термообработанной аморфной ленте из сплава системы Fe-Nb-Cu-Si-B в аморфной матрице наблюдаются зерна кристаллитов фаз типа Fe_3Si и $\alpha\text{-Fe-13 \% Si}$ размером 16 – 18 нм с объемной долей 60 – 80 % (при 530 °С), причем на поверхности ленты находятся более крупные, в глубине более мелкие. Термообработка при температуре 530 °С носит предпочтительный характер, формируя, с одной стороны, высокие магнитные характеристики, а с другой охрупчивая ленту и снижая работу разрушения за счет формирования оптимальной аморфно-нанокристаллической структуры в части объемной доли кристаллитов и их размера. Вид поверхностного разрушения ленты, прошедшей термообработку в этом температурном диапазоне, носит устойчиво хрупкий характер.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Petzold J. Application of nanocrystalline soft magnetic materials for modern electronic devices // Scripta Materialia. 2003. Vol. 48. No. 7. P. 895 – 901.
2. Судзуки К., Худзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.

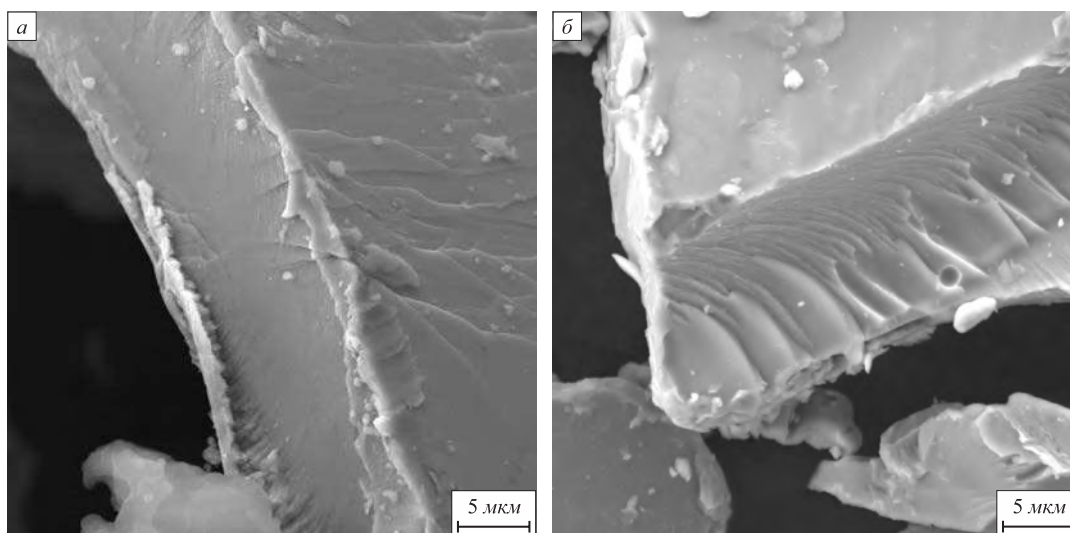


Рис. 5. Поверхности скола и структура излома порошка из сплава АМАГ-200 в состоянии поставки без ТО (а) и с ТО при температуре 530 °С (б)

Fig. 5. The cleavage surface and fracture structure of the powder based on the AMAG-200 alloy without the performed heat treatment (а) and heat treated under 530 °С (б)

3. Стародубцев Ю. Н., Белозеров В. Я. Аморфные металлические материалы // Силовая электроника. 2009. № 2. С. 86 – 89.
4. Шевченко С.В., Стеценко Н.Н. Наноструктурные состояния в металлах, сплавах и интерметаллических соединениях: методы получения, структура, свойства // Успехи физики металлов. 2004. Т. 5 С. 219 – 255.
5. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. – М.: Академия, 2005. – 192 с.
6. Гойхенберг Ю.Н., Рошин В.Е., Ильин С.И. Структура и магнитные свойства аморфных сплавов в зависимости от степени кристаллизации // Вестник ЮУрГУ. 2011. № 14. С. 24 – 28.
7. Hono K., Ping D.H. Atom probe studies of nanocrystallization of amorphous alloys // Materials Characterization. 2000. Vol. 44. P. 203 – 217.
8. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure // J. Appl. Phys. 1988. Vol. 65. No.10. P. 6044 – 6046.
9. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
10. Глезер А.М., Пермякова Е.И. Нанокристаллы, закаленные из расплава. – М.: Физматлит, 2012. – 360 с.
11. Shadrov V.G., Nemtsevich L.V. Nanocrystalline magnetic materials // Fiz. Khim. Obrab. Mater. 2002. No. 5. P. 50 – 61.
12. Маслов В.В., Ткач В.И., Носенко В.К. и др. Термически обусловленное охрупчивание аморфных сплавов Fe – Si – B – Cu – Nb // Физика и техника высоких давлений. 2010. Т. 20. № 1. С. 62 – 69.
13. Ding J., Shi Y., Chen L.F. etc. A structural, magnetic and microwave study on mechanically milled Fe-based alloy powders // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2002. Vol. 247. P. 249 – 256.
14. Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н. и др. Влияние нагрева и деформации на механические свойства аморфных и нанокристаллических металлических сплавов на основе Со и Fe // Вестник ТГУ. 2012. Т. 17. Вып. 1. С. 144 – 146.
15. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
16. Юранова Т.Ю., Мазеева А.К., Мухамедзянова Л.В. и др. Исследование влияния содержания меди на высокочастотные и статические магнитные свойства сплава типа Finemet // Вопросы материаловедения. 2012. № 1(69). С. 52 – 57.
17. Кузнецов П.А., Беляева А.И., Михайлов М.С., Сергеева О.С. Влияние режима отжига на кинетику кристаллизации и магнитные характеристики нанокристаллического магнитомягкого сплава системы Fe-Cu-Nb-Si-B // Вопросы материаловедения. 2008. № 2(54). С. 113 – 121.
18. Серебряков В.А., Гуров А.Ф., Левин Ю.Б., Новохатская Н.И. Нанокристаллизация аморфных сплавов $Fe_{74.5-x}Si_{13.5}B_9Cu_xNb_3$ ($x = 0,6$ и $1,0$) // Физика металлов и материаловедение. 2006. Т. 101. № 6. С. 598 – 606.
19. McHenry M.E., Johnson F., Okumura H. The kinetics of nanocrystallization and microstructural observations in FINEMET, NANO-PERM and HITPERM nanocomposite magnetic materials // Scripta Materialia. 2003. Vol. 48. No. 7. P. 881 – 887.
20. Lebourgeois R., Berenguere S. Analysis of the initial complex permeability versus frequency of soft nanocrystalline ribbons and derived composites // JMMM. 2003. Vol. 254 – 255. P. 191 – 194.
21. Gheiratmand T., Madaah Hosseini H.R., Davami P. etc. Mechanism of mechanically induced nanocrystallization of amorphous FINEMET ribbons during milling // Metall. Mater. Trans. 2015. Vol. A46. No. 6. P. 2718 – 2725.

Поступила 29 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 393–398.

STRUCTURE FEATURES OF THE Fe–Cu–Nb–Si–B BASED NANOCRYSTALLINE ALLOY RIBBON PRODUCED BY THE MELT SPINNING METHOD

P.A. Kuznetsov¹, V.N. Klimov¹, D.A. Kirilenko², M.A. Yagovkina², E.A. Samodelkin¹

¹Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”, St. Petersburg, Russia

²Ioffe Institute, St. Petersburg, Russia

Abstract. Amorphous and nanocrystal magnetic soft Fe-based alloys are widely used for the shielding materials production, which are effective in the wide range of magnetic and electromagnetic fields. These alloys are obtained in ribbons by an ultra-quick quenching of the melt flow on the high-speed rotating refrigerator-disk. During the amorphous ribbons production process, melted in the high-frequency inductor metal is fed through the dye on the surface of the quenching disk, wherein the surface layers, contacted with the refrigerator-disk, of the forming amorphous ribbon are cooled quicker than the top ones, which are not in contact with the refrigerator-disk. As the result on the “contact” side of the ribbon the residual compression stresses can occur, wherein on the “free” side – the tension stresses. All these can lead to the structure anisotropy along the ribbon thickness, therefore also to the properties anisotropy during the further heat treatment. In the present paper, the results of the TEM structure analysis (planar geometry and transversal cut geometry) along the ribbon thickness of the AMAG-200 alloy (Fe–Nb–Cu–Si–B system), obtained by the spinning method, are presented. The relation between the structure changes in the amorphous AMAG-200 alloy (Fe–Nb–Cu–Si–B system), which occurred during the process of the controlled crystallization, with the

structure features of the amorphous ribbon, obtained by the ultra-quick quenching of the melt (with the cooling speed up to 10^6 K/s) is determined, explaining the structure anisotropy along the ribbon thickness. It is stated that the heat treatment under 530 °C forms high magnetic properties and lowers the destruction energy by the formation of the optimal amorphous-nanocrystalline structure in part of grains volume fraction and size. Using the SEM the fracture appearance analysis was performed, connected to the structure obtained during the ultra-quick quenching from the melt and after the heat treatment under 530 °C. It is stated that the fracture surface at the as-built state provide viscous type and after heat treatment-completely brittle type.

Keywords: amorphous-nanocrystalline alloy, heat treatment, amorphous matrix, crystallites, electron diffraction, ultra-speed cooling, fracture appearance.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-393-398

REFERENCES

1. Petzold J. Application of nanocrystalline soft magnetic materials for modern electronic devices. *Scripta Materialia*. 2003, vol. 48, no. 7, pp. 895–901.
2. Sudzuki K., Khudzimori Kh., Khasimoto K. *Amorfnye metally* [Amorphous metal]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 328 p. (In Russ.).
3. Starodubtsev Yu. N., Belozеров V. Ya. Amorphous metallic materials. *Silovaya elektronika*. 2009, no. 2, pp. 86–89. (In Russ.).
4. Shevchenko S.V., Stetsenko N.N. Nanostructural states in metals, alloys and intermetallic compounds: structure obtaining

- methods, properties. *Uspekhi fiz. met.* 2004, vol. 5, pp. 219–255. (In Russ.).
 5. Andrievskii R.A., Ragulya A.V. *Nanostrukturnye materialy* [Nanostructured materials]. Moscow: Akademiya, 2005, 192 p. (In Russ.).
 6. Goikhenberg Yu.N., Roshchin V.E., Il'in S.I. Structure and magnetic properties of amorphous alloys depending on the crystallization rate. *Vestnik YuUrGU*. 2011, no. 14, pp. 24–28. (In Russ.).
 7. Hono K., Ping D.H. Atom probe studies of nanocrystallization of amorphous alloys. *Materials Characterization*. 2000, vol. 44, pp. 203–217.
 8. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. *J. Appl. Phys.* 1988, vol. 65, no. 10, pp. 6044–6046.
 9. Noskova N.I., Mulyukov R.R. *Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy* [Submicrocrystalline and nanocrystalline metals and alloys]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2003, 279 p. (In Russ.).
 10. Glezer A.M., Permyakova E.I. *Nanokristally, zakalennyye iz rasplava* [Melt-hardened nanokristalls]. Moscow: Fizmatlit, 2012, 360 p. (In Russ.).
 11. Shadrov V.G., Nemtsevich L.V. Nanocrystalline magnetic materials. *Fiz. Khim. Obrab. Mater.* 2002, no. 5, pp. 50–61.
 12. Maslov V.V., Tkach V.I., Nosenko V.K., Rassolov S.G., Moiseeva T.N. Thermally induced embrittlement of Fe–Si–B–Cu–Nb amorphous alloys. *Fizika i tekhnika vysokikh davlenii*. 2010, vol. 20, no. 1, pp. 62–69. (In Russ.).
 13. Ding J., Shi Y., Chen L. F., Deng C. R., Fuh S. H., Li Y. A structural, magnetic and microwave study on mechanically milled Fe-based alloy powders. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2002, vol. 247, pp. 249–256.
 14. Yakovlev A.V., Fedorov V.A., Pluzhnikova T.N., Kirilov A.M., Zaitsev S.A., Fedotov D.Yu., Sidorov S.A., Bulankin A.S. Influence of heating and deformation on mechanical properties of metallic amorphous and nanocrystalline alloys based Co and Fe. *Vestnik TGU*. 2012, vol. 17, Issue 1, pp. 144–146. (In Russ.).
 15. Noskova N.I., Mulyukov R.R. *Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy* [Submicrocrystalline and nanocrystalline metals and alloys]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2003, 279 p. (In Russ.).
 16. Yuranova T.Yu., Mazeeva A.K., Mukhamedzyanova L.V., Furmon M.S., Kuznetsov P.A., Peskova A.S. Research of influence of copper content on high-frequency and static magnetic properties of Finemet-type alloy. *Voprosy materialovedeniya*. 2012, no. 1(69), pp. 52–57. (In Russ.).
 17. Kuznetsov P.A., Belyaeva A.I., Mikhailov M.S., Sergeeva O.S. Effect of annealing mode on crystallization kinetics and magnetic properties of nanocrystalline soft magnetic alloy of Fe–Cu–Nb–Si–B system. *Voprosy materialovedeniya*. 2008, no. 2(54), pp. 113–121. (In Russ.).
 18. Serebryakov V.A., Gurov A.F., Levin Yu.B., Novokhatskaya N.I. Nanocrystallization of $\text{Fe}_{74.5-x}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Cu}_x\text{Nb}_3$ ($x = 0.6$ and 1.0) amorphous alloys. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2006, vol. 101, no. 6, pp. 598–606. (In Russ.).
 19. McHenry M.E., Johnson F., Okumura H., The kinetics of nanocrystallization and microstructural observations in FINEMET, NANOPERM and HITPERM nanocomposite magnetic materials. *Scripta Materialia*. 2003, vol. 48, no. 7, pp. 881–887.
 20. Lebourgeois R., Berenguere S. Analysis of the initial complex permeability versus frequency of soft nanocrystalline ribbons and derived composites. *JMMM*. 2003, vol. 254–255, pp. 191–194.
 21. Gheiratmand T., Madaah Hosseini H.R., Davami P., Ababei G., Song M. Mechanism of mechanically induced nanocrystallization of amorphous FINEMET ribbons during milling. *Metall. Mater. Trans.* 2015, vol. A46, no. 6, pp. 2718–2725.
- Acknowledgements.** The work was carried out using the equipment of the Center “Material Science and Diagnostics in Advanced Technologies” (Ioffe Physico-Technical Institute) with the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, the unique identifier of the project is RFMEF162414X0002.
- Information about the authors:**
- P.A. Kuznetsov**, Dr. Sci. (Eng.), Head of RD-35 (npk3@crism.ru)
V.N. Klimov, Engineer
D.A. Kirilenko, Senior Engineer
M.A. Yagovkina, Senior Engineer
E.A. Samodelkin, Senior Engineer

Received December 29, 2016