

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ НАГРЕВЕ

Ю.Н. Гойхенберг, В.Е. Роцин, С.И. Ильин

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск

Изучены структура и комплекс магнитных характеристик магнитопроводов размером $25 \times 15 \times 10$ мм и массой от 18 до 22 г из аморфной ленты толщиной от 20 до 30 мкм сплавов на основе железа и кобальта. Показано, что процесс кристаллизации при непрерывном нагреве всех аморфных сплавов протекает в две стадии в близких температурных интервалах 500...600 и 650...750 °С. Кристаллизация аморфной ленты в начале первого интервала, при котором формируется аморфно-нанокристаллическое состояние, приводит к дополнительному улучшению магнитных свойств всех сплавов. Более высокий комплекс магнитных свойств (очень низкая коэрцитивная сила $H_c < 1,0$ А/м, высокое значение индукции насыщения $B_M = 0,67$ Тл и магнитной проницаемости $\mu_{\max} > 10^5$, низкая степень прямоугольности петли гистерезиса $B_r/B_{\max} = 0,4...0,5$) формируется у магнитопроводов из аморфной ленты сплава типа Finemet после их отжига при 500...560 °С, когда размеры нанокристаллов составляют 14...15 нм. Повышение температуры нагрева выше оптимальной для каждого сплава вызывает интенсивное развитие кристаллизации, приводит к увеличению размеров образующихся кристаллитов и ухудшает комплекс магнитных свойств. Отжиг магнитопроводов из сплава 5БДСР при температуре окончания первого интервала кристаллизации (590...600 °С) мало влияет на степень кристаллизации, но приводит к увеличению размера кристаллитов, что сопровождается снижением индукции насыщения и ростом коэрцитивной силы.

Ключевые слова: магнитопровод; аморфная лента; нанокристаллизация; степень кристаллизации; размеры кристаллитов; магнитные свойства; микроструктура.

Введение

Одной из наиболее широких областей применения аморфных сплавов является их использование в качестве магнитомягких материалов, хотя они обладают также уникальным комплексом физических, механических, коррозионных и трибологических свойств [1–3]. В магнитопроводах широко применяются магнитомягкие сплавы типа «Finemet» системы Fe–Si–B, одним из аналогов которых является сплав 5БДСР, выпускаемый Ашинским металлургическим заводом [4]. Эти сплавы получают путём частичной кристаллизации аморфного состояния. Изменяя структуру и степень кристаллизации этих магнитных сплавов, можно управлять их магнитными свойствами, которые зависят от структурного состояния материала, особенностей его доменной структуры и стабилизации доменных границ [5]. Развитие кристаллизации при нагреве и изотермических выдержках в аморфных сплавах рассмотрено в обзоре [6], однако изменение магнитных свойств в зависимости от тонкой структуры, формирующейся при различной температуре термообработки, изучено недостаточно.

Целью данной работы было исследование магнитных свойств магнитопроводов из аморфно-кристаллической ленты в зависимости от размеров кристаллитов и степени кристаллизации аморфного сплава.

Методика проведения исследований

Исследовали структуру и комплекс магнитных характеристик магнитопроводов в виде тороидов, изготовленных из ленты аморфных сплавов на железной $\text{Fe}_{90,2}\text{Ni}_{1,5}\text{Cr}_{0,1}\text{Si}_{5,1}\text{B}_{3,1}$ (2НСП), $\text{Fe}_{84,7}\text{Nb}_{4,8}\text{Cu}_{1,1}\text{Si}_{8,0}\text{B}_{1,4}$ (5БДСР) или кобальтовой $\text{Co}_{81,9}\text{Fe}_{4,4}\text{Cr}_{4,1}\text{Si}_{7,3}\text{B}_{2,3}$ (82КЗХСП), $\text{Co}_{77,7}\text{Fe}_{3,4}\text{Cr}_{5,1}\text{Si}_{8,7}\text{B}_{5,1}$ (84КХСП) основе. Аморфная лента этих сплавов получена на Ашинском металлургическом заводе методом литья плоской струи металла на поверхность охлаждаемого барабана. Лента используется в аморфном (сплавы 2НСП, 82КЗХСП, 84КХСП) или отожженном аморфно-нанокристаллическом (сплав 5БДСР) состоянии в виде магнитопроводов различного типа и назначения [4].

Исследовали ленту шириной 10 мм и толщиной от 20 до 30 мкм. Термической обработке подвергали магнитопроводы в виде тороидов размером $25 \times 15 \times 10$ мм и массой от 18 до 22 г или фрагменты ленты длиной 55 мм. Отжиг фрагментов аморфной ленты и тороидов проводили в электропечах при атмосферном давлении или в вакууме. Для поглощения выделяющегося при кристаллизации тепла и устранения перегрева выше заданной температуры фрагменты ленты зажимали между двумя бронзовыми пластинами. Комплекты, нагретые до заданной температуры, вынимали из печи и охлаждали на воздухе. Кроме того, процесс кристаллизации ленты изучали на диффе-

ренциальном сканирующем калориметре STA 409 с программным обеспечением NETSCH при непрерывном нагреве в атмосфере аргона со скоростью 10 и 20 К/мин. У образцов термообработанных тороидов измеряли магнитные характеристики при постоянном и переменном (частотой 50 Гц) токе, а рентгеноструктурным методом изучали фазовый состав и степень кристаллизации.

Рентгеноструктурные исследования проводили в железном и кобальтовом излучении на дифрактометре ДРОН-4-07, снабжённом аппаратно-программным комплексом для автоматического управления дифрактометром и регистрации результатов измерений. Фазовый анализ осуществляли с помощью программного обеспечения МАТСН! [7]. Степень кристаллизации аморфной ленты (объёмную долю образующихся кристаллических фаз) после нагрева до разной температуры определяли с помощью модуля «Crystallinity» в пакете программ X-ray [8]. Программа требует проведения съёмок четырех дифрактограмм в одном и том же широком интервале углов 2θ при одном и том же режиме работы рентгеновской трубки. Поэтому помимо дифрактограммы образца, степень кристаллизации которого требовалось определить, снимали ещё дифрактограммы полностью аморфного и полностью кристаллического образцов, а также проводили так называемую «слепую» съёмку фона при отсутствии в держателе образца для поправки на рассеивание воздуха.

На дифрактограмме исходной ленты сплава 5БДСР дифракционные линии отсутствовали, а наблюдались лишь два гало, свидетельствующие об аморфном состоянии. За образец, имеющий 100 % кристаллической фазы, принимали либо измельчённый монолитный сплав 5БДСР из исходной литой заготовки, подвергнутой отжигу в вакууме при 800 °С в течение 1 ч, либо аморфную ленту, отожжённую при температуре 770 °С.

Для определения размеров возникающих при кристаллизации нанокристаллитов проводили съёмку в дискретном режиме дифракционной линии $110 K_{\beta}$ твёрдого раствора с ОЦК-решёткой, на которую не налагаются линии других фаз. Для исключения влияния инструментальных факторов на ширину дифракционной линии снимали эталоны из отожжённой в вакууме при 800 °С в течение 30 мин ленты сплава 5БДСР и отожжённого порошка чистого железа. Размеры нанокристаллитов определяли по формуле Селякова–Шеррера [9], связывающей физическую ширину дифракционной линии с размерами кристаллитов.

Прецизионные измерения параметра кристаллической решетки твёрдого раствора осуществляли по дифракционной линии $211 K_{\alpha}$. При этом точность расчетов параметра кристаллической решетки составила $\pm 0,0002 \text{ \AA}$. Электронно-микроскопические исследования на просвет тонких фольг проводили на микроскопе JEM–2100.

Результаты исследований и их обсуждение

По данным дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) процесс кристаллизации при непрерывном нагреве всех аморфных сплавов протекает в две стадии в близких температурных интервалах 500...600 и 650...750 °С [10]. Кристаллизация в первом температурном интервале происходит с более высоким экзотермическим тепловым эффектом, чем во втором. Нагрев тороидов в первом температурном интервале кристаллизации сопровождается разогревом их до температуры, которая превышает заданную температуру печи на 40...90 °С. Применение теплоотводящих бронзовых пластин в качестве термокомпенсаторов уменьшает величину перегрева и позволяет проводить кристаллизацию тороидов при заданной температуре. При рентгеноструктурных исследованиях начало кристаллизации после изотермического отжига фиксируется при более низкой температуре, чем при непрерывном нагреве. При этом на дифрактограммах на фоне первого «гало» появляются острые пики и возникают другие отражения при других углах 2θ (рис. 1).

Рентгеноструктурный фазовый анализ образцов лент на железной основе после кристаллизации в 1-м и 2-м температурном интервалах показал, что основная кристаллическая фаза, имеющая ОЦК решетку, образована твердым раствором кремния в железе. Кроме того, в этих образцах присутствуют и другие кристаллические фазы. Так, в сплаве 2НСР после часового отжига при 530 °С дополнительно присутствуют бориды железа Fe_2B и никеля NiB , а также боросилицид железа $\text{B}_{10}\text{Fe}_{75}\text{Si}_{15}$. В более легированном сплаве 5БДСР, отожжённом при 600 и 800 °С, идентифицируется больше модификаций боридов и силицидов: FeB , Fe_2B , Fe_{23}B_6 , $(\text{Fe}_{10,66}\text{Nb}_{0,84})\text{B}_3$, NbB_2 , Fe_5Si_3 , FeSi_2 , Fe_3Si , $\text{Cu}_{15}\text{Si}_4$, B_4Si .

На микроэлектроннограмме ленты из сплава 5БДСР, отожжённой при температуре 540 °С, при которой обычно проводится термомагнитная обработка, также кроме отражений твёрдого раствора кремния в железе наблюдается большое число отдельных рефлексов, относящихся к различным модификациям боридов и силицидов (рис. 2). После отжига при температуре 500 °С в течение одного часа ленты из сплавов на кобальтовой основе на фоне первого «гало» присутствует больше дифракционных линий по сравнению со сплавом 5БДСР (см. рис. 1).

Измерения степени кристаллизации (K) фрагментов лент магнитопроводов, отожженных в первом температурном интервале, показали, что отжиг в течение одного часа при температуре 530 °С приводит к появлению 48, 38 и 25 % кристаллитов у сплавов 2НСР, 5БДСР и 82К3ХСР соответственно (рис. 3, а). При этом в сплаве 2НСР образование кристаллических фаз происходит более интенсивно

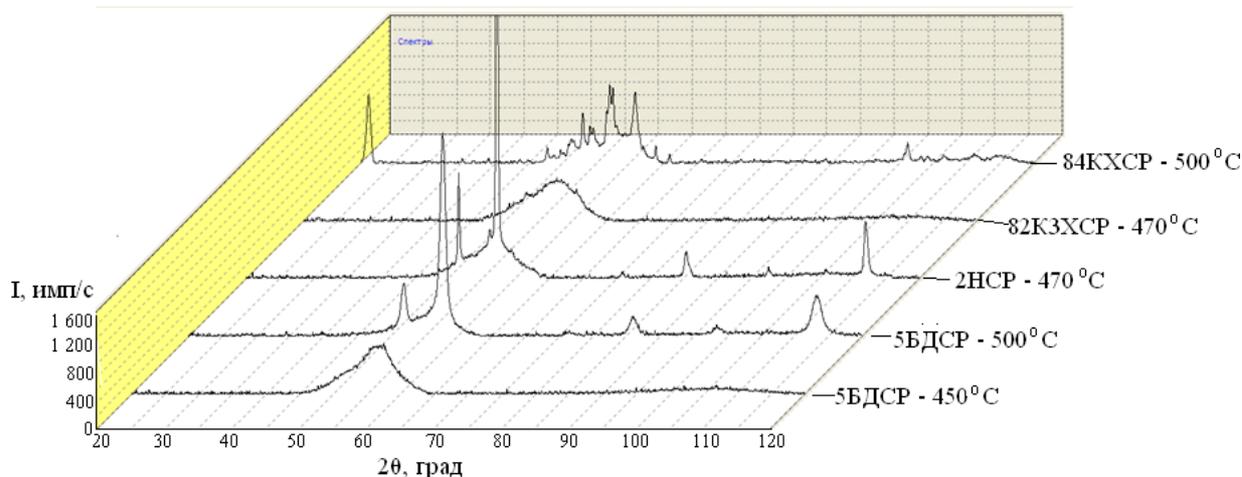


Рис. 1. Дифрактограммы разных сплавов после часового отжига магнитопроводов при различных температурах (съёмка в железном излучении)

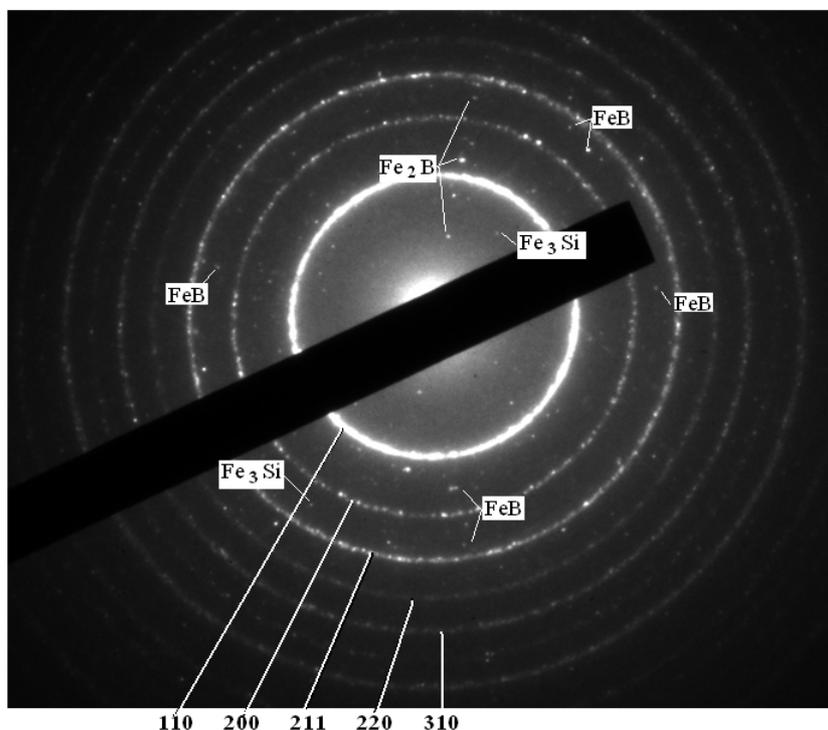


Рис. 2. Микроэлектроннограмма аморфной ленты сплава 5БДСР после отжига в течение 30 мин при 540 °С

по сравнению со сплавами 5БДСР и 82К3ХСР. Повышение температуры получасового отжига сплава 5БДСР от 500 до 520 и 560 °С вызывало увеличение степени кристаллизации с 29 до 37 и 40 % соответственно, а нагрев до 600 °С (температура окончания первого интервала кристаллизации) приводил к увеличению степени кристаллизации до 55 %. Это свидетельствует о том, что в конце первого температурного интервала кристаллизация не завершается, а сплав находится в аморфно-кристаллическом состоянии. Лишь отжиг аморфной ленты при температуре выше температуры окончания второго интервала кристаллиза-

ции ($T > 711$ °С) привел к практически полному ее завершению, и уже пятнадцатиминутная выдержка ленты сплава 5БДСР при температуре 770 °С сопровождалась образованием 90 % кристаллической фазы. Наряду с развитием кристаллизации происходит уменьшение концентрации легирующих элементов (В, Si) в твёрдом растворе Fe-Si, о чем свидетельствует уменьшение параметра кристаллической решетки (рис. 3, б).

Измерение магнитных свойств магнитопроводов, подвергнутых отжигу при различной температуре, показало, что кристаллизация в первом температурном интервале приводит к улучшению

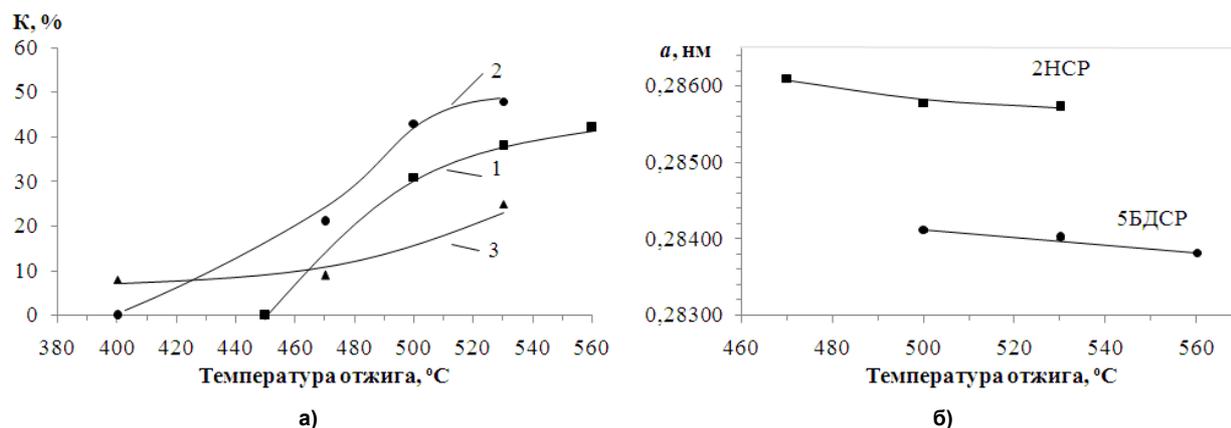


Рис. 3. Изменение степени кристаллизации (а) сплавов 5БДСР (1), 2НСП (2) и 82КЗХСП (3) и параметра кристаллической решетки аморфных сплавов 5БДСР и 2НСП (б) в зависимости от температуры часового отжига магнитопроводов

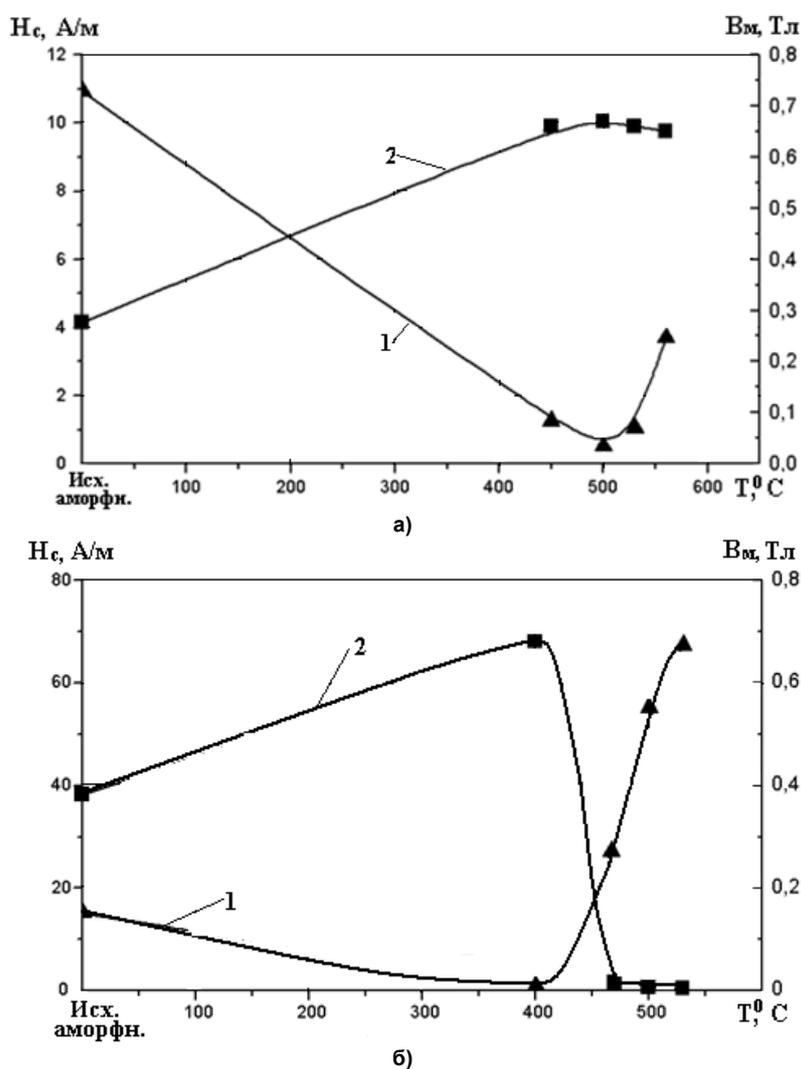


Рис. 4. Зависимость коэрцитивной силы H_c (1) и индукции насыщения B_M (2), измеренных в постоянном поле, от температуры отжига сплавов 5БДСР (а) и 2НСП (б)

комплекса магнитных характеристик всех сплавов. С повышением температуры кристаллизации происходит уменьшение коэрцитивной силы и возрастание индукции насыщения по кривым с экстре-

мумом (рис. 4 и 5). Оказалось, что более высокий комплекс магнитных свойств (низкая коэрцитивная сила $H_c < 1,0 \text{ А/м}$, высокое значение индукции насыщения $B_M = 0,67 \text{ Тл}$ и магнитной проницаемо-

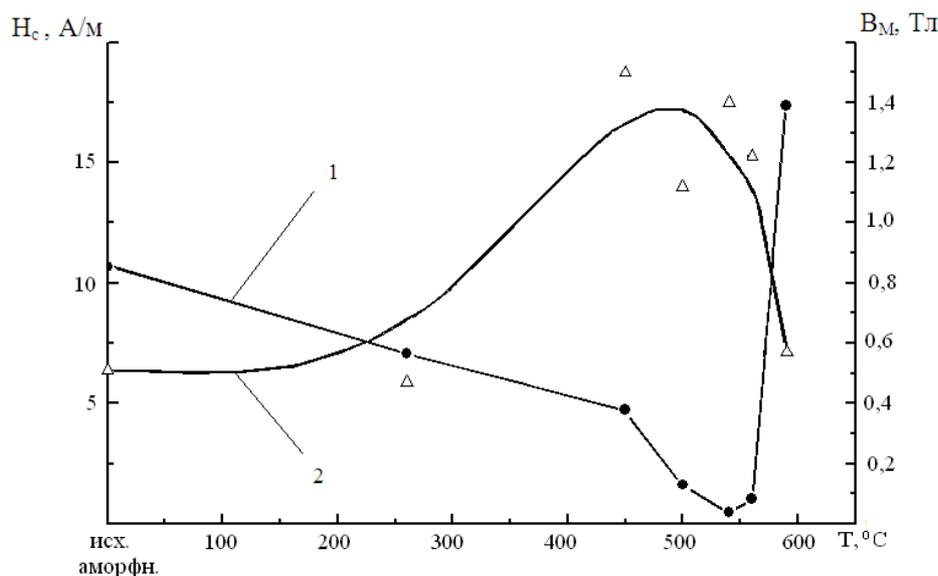


Рис. 5. Зависимость коэрцитивной силы H_c (кривая 1) и индукции насыщения B_m (кривая 2), измеренных при частоте 50 Гц, от температуры отжига магнитопроводов из сплава 5БДСР

сти $\mu_{\max} > 10^5$, низкая степень прямоугольности петли гистерезиса $B_r/B_{\max} = 0,4 \dots 0,5$) и в постоянном (рис. 4, а) и в переменном частотой 50 Гц поле (рис. 5) достигаются в магнитопроводах из сплава 5БДСР после отжига в относительно широком температурном интервале (500...560 °С). Для тороидов из сплавов 2НСР, 82КЗХСР и 84КХСР часовой отжиг при 400, 470 и 450 °С соответственно обеспечивает наилучший комплекс магнитных характеристик (см. рис. 4, б). Небольшой перегрев при отжиге этих сплавов относительно указанных значений приводит к резкому возрастанию коэрцитивной силы, существенному уменьшению индукции насыщения, а также деградации других магнитных характеристик. Видимо, поэтому магнитопроводы из сплавов 2НСР, 82КЗХСР и 84КХСР обычно применяют в аморфном состоянии без термообработки, а магнитопроводы из сплава 5БДСР подвергают отжигу для формирования аморфно-нанокристаллического состояния.

Хорошему комплексу магнитных свойств у магнитопроводов из сплава 5БДСР соответствует образование 30...40 % кристаллитов, размеры которых составляют 14...15 нм. Повышение температуры нагрева от 500 до 560 °С практически не сопровождается увеличением размеров кристалли-

тов (таблица). Отжиг магнитопроводов из сплава 2НСР в первом температурном интервале кристаллизации приводил к образованию более крупных кристаллитов, а повышение температуры нагрева вызывало существенное увеличение их размеров (см. таблицу).

Зарождение кристаллитов в аморфной ленте сплава 5БДСР обнаружили при электронномикроскопических исследованиях, когда происходил разогрев некоторых микрообъемов при изготовлении фольги без охлаждения. При этом на фоне однородного контраста, соответствующего аморфному состоянию, в участках размером менее 10 нм наблюдали системы параллельных кристаллографических плоскостей (обведены), не имеющие четкой границы раздела с матрицей (рис. 6, а). В других микрообластях размером менее 20 нм обнаруживали скопления параллельных пластин кристаллической фазы (рис. 6, б). На микроэлектроннограмме с этих участков на фоне «галю» появляются отдельные рефлексы твердого раствора с ОЦК решеткой, а вне «галю» видны рефлексы выделившихся фаз. После получасового отжига сплава 5БДСР при температуре 540 °С, как и на отожженной при 600 °С ленте сплава $Fe_{77}Cu_{1,0}Nb_{2,0}Si_{11}B_9$ [11], наблюдали большое число нанокристаллитов

Размеры кристаллитов в сплавах 5БДСР и 2НСР после отжига

Наименование сплава и температура его отжига, °С	Размеры кристаллитов, нм	
	В качестве эталона использован отожженный порошок железа	За эталон принята лента сплава 5БДСР, отожженная в вакууме при 800 °С (30 мин)
5БДСР – 500	14,2	14,4
5БДСР – 530	14,2	14,5
5БДСР – 560	14,7	14,9
2НСР – 470	38,7	33,5

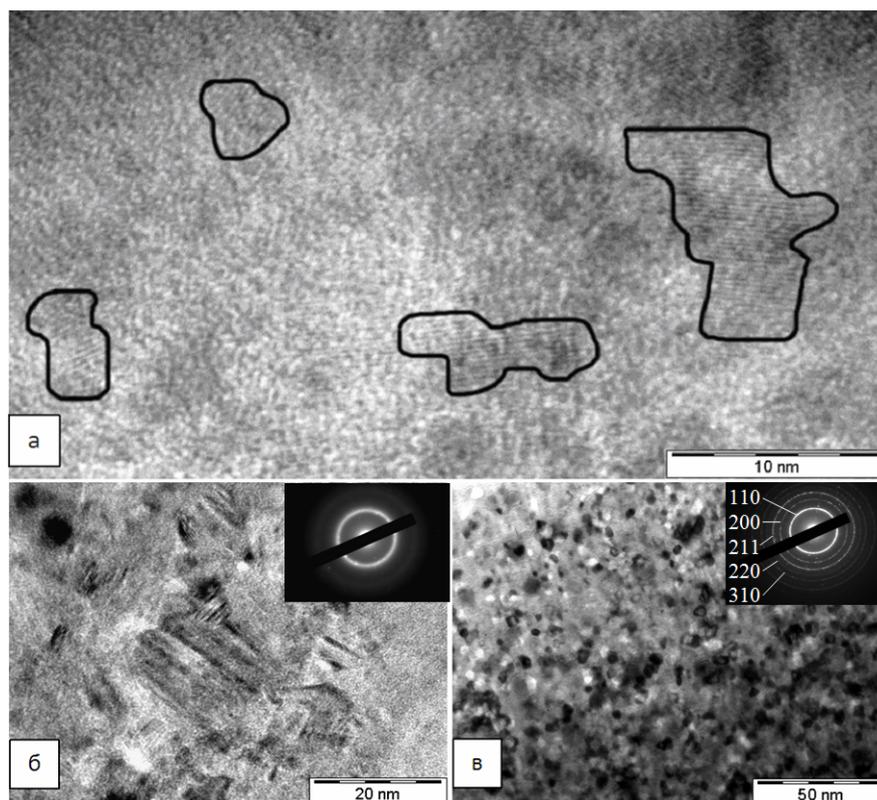


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры сплава 5БДСР в начальный момент кристаллизации (а, б) и после 30 мин выдержки при 540 °С (в)

разной ориентировки, а на микроэлектроннограмме большое число рефлексов различных кристаллических фаз (рис. 6, в).

Размеры образующихся при различных температурах кристаллитов ранее определяли в работах [12, 13]. Установлено, что минимальный средний размер кристаллитов сплава 5БДСР после отжига при температуре 520 °С составляет 10...20 нм. Отжиг во втором температурном интервале кристаллизации приводил к росту зёрен до 25...30 нм. Нагрев выше температуры окончания кристаллизации, начиная с температуры 740 °С, формировал кристаллиты размером более 150 нм.

Малые размеры кристаллитов в сплаве 5БДСР после отжига при температуре 500...560 °С связаны с влиянием содержащегося в нём ниобия, который, как отмечено в работе [14], задерживает процесс роста образовавшихся зёрен. Важную роль в формировании нанокристаллической структуры в сплаве 5БДСР играет медь. Введение меди уменьшает критический размер зародыша кристаллической фазы примерно до 4 нм, что почти в два раза меньше, чем для подобных сплавов без меди [14].

Таким образом, кристаллизация аморфной ленты на начальной стадии, при которой формируется аморфно-нанокристаллическое состояние, сопровождается улучшением комплекса магнитных характеристик сплавов на основе железа и

кобальта. Повышение температуры нагрева выше оптимальной, вызывающее интенсивное развитие кристаллизации и увеличение размеров образующихся нанокристаллитов, резко ухудшает магнитные характеристики.

Выводы

1. Дополнительное улучшение комплекса магнитных свойств аморфных сплавов на основе железа и кобальта происходит в результате формирования аморфно-нанокристаллического состояния на начальной стадии кристаллизации.

2. Повышение температуры нагрева выше оптимальной для каждого сплава вызывает интенсивное развитие кристаллизации, приводит к увеличению размеров образующихся кристаллитов и ухудшает комплекс магнитных свойств.

3. Для магнитопроводов из сплава 5БДСР наиболее высокий комплекс магнитных свойств (коэрцитивная сила $H_c < 1,0$ А/м, индукция насыщения $B_M = 0,67$ Тл и магнитная проницаемость $\mu_{max} > 10^5$, а также прямоугольность петли гистерезиса $B_r/B_{max} = 0,4...0,5$) реализуется при кристаллизации аморфной ленты в температурном интервале 500...560 °С. При таком отжиге в сплаве образуется 30...40 % твёрдого раствора кремния в железе и различные модификации боридов и силицидов, а размеры кристаллитов не превышают 14–15 нм.

4. Отжиг магнитопроводов из сплава 5БДСР при температуре окончания первого интервала кристаллизации (590...600 °С) мало влияет на степень кристаллизации, но приводит к увеличению размера кристаллитов, что сопровождается снижением индукции насыщения и ростом коэрцитивной силы.

Литература

1. Аморфные металлические сплавы: пер. с англ. / под ред. Ф.Е. Люборского. – М.: Металлургия, 1987. – 584 с.

2. Глезер, А.М. Структура и механические свойства аморфных сплавов / А.М. Глезер, Б.В. Молотилев. – М.: Металлургия, 1992. – 208 с.

3. Кориунов, Л.Г. Структурные превращения и трибологические свойства аморфных сплавов в условиях изнашивания при комнатной и криогенной температурах / Л.Г. Кориунов, Н.Л. Черненко, Ю.Н. Гойхенберг // Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 108, № 3. – С. 325–336.

4. Производство аморфной и нанокристаллической ленты методом литья на одновалковой МНЛ / И.И. Данилова, В.В. Маркин, О.В. Смолякова и др. // Электрометаллургия. – 2008. – № 6. – С. 25–29.

5. Особенности структуры и магнитные свойства аморфных сплавов на основе железа и кобальта в зависимости от условий нанокристаллизации / Н.И. Носкова, В.В. Шулика, А.Г. Лаврентьев и др. // Журнал технической физики. – 2005. – Т. 75, № 10. – С. 61–65.

6. Скаков, Ю.А. Фазовые превращения при нагреве и изотермических выдержках в металлических стёклах / Ю.А. Скаков // Итоги науки и техники. Металловедение и термическая об-

работка. – М.: ВИНТИ. – 1987. – Т. 21. – С. 53–96.

7. Crystal Impact Match!2. – <http://www.crystalimpact.com/> (дата обращения: 30.05.2016).

8. STOE Powder Diffraction Software Package WinX^{POW}. – <http://www.stoe.com/> (дата обращения: 30.05.2016).

9. Уманский, Я.С. Рентгенография металлов / Я.С. Уманский. – М.: Металлургиздат, 1960. – 448 с.

10. Гойхенберг, Ю.Н. Структура и магнитные свойства аморфных сплавов в зависимости от степени кристаллизации / Ю.Н. Гойхенберг, В.Е. Роцин, С.И. Ильин // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2011. – Вып. 16, № 14 (231). – С. 24–28.

11. Small-angle neutron scattering and differential scanning calorimetry studies on the copper clustering stage of Fe–Si–B–Nb–Cu nanocrystalline alloys / M. Ohnuma, K. Hono, S. Linderoth et al. // Acta materialia. – 2000. – Vol. 48. – P. 4783–4790. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00277-9

12. Назипов, Р.А. Процессы нанокристаллизации в аморфных сплавах системы Fe–Cu–Nb–Si–B / Р.А. Назипов, А.В. Митин, Н.А. Зюзин // Ученые записки Казанского государственного университета. – 2005. – Т. 147. – С. 80–96.

13. Носкова, Н.И. Электронно-микроскопическое и мессбауэровское исследование структуры и строения Fe_{73,5}Cu₁Nb₃Si_{13,5}B₉ в нанокристаллическом состоянии / Н.И. Носкова, В.В. Сериков, А.А. Глазер // Физика металлов и металловедение. – 1992. – № 7. – С. 80–86.

14. Кекало, И.Б. Нанокристаллические магнитномягкие материалы: курс лекций / И.Б. Кекало. – М.: МИСиС, 2000. – 227 с.

Гойхенберг Юрий Нафтулович, д-р техн. наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; goikhenbergyn@susu.ru.

Роцин Василий Ефимович, д-р техн. наук, профессор кафедры металлургии и литейного производства, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; goshchinve@susu.ru.

Ильин Сергей Иванович, канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; ilinsi@susu.ru.

Поступила в редакцию 30 мая 2016 г.

PECULIARITIES OF CRYSTALLIZATION AND FORMATION OF MAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS ALLOYS IN HEATING

Yu.N. Goykhenberg, goikhenbergyn@susu.ru,

V.E. Roshchin, roshchinve@susu.ru,

S.I. Il'in, ilinsi@susu.ru

South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation

The paper describes analysis of the structure and the complex of magnetic properties of 25×15×10 mm sized magnetic circuits weighing 18–22 g made of Fe or Co based amorphous alloy ribbon 20–30 μm in thickness. It is been demonstrated that the crystallization process during continuous heating of all amorphous alloys proceeds in two stages in near temperature ranges of 500–600 and 650–750 °C. Crystallization at the beginning of the first range, when the formed amorphous-nanocrystalline state forms, results in additional improvement of magnetic properties of all alloys. The higher complex of magnetic properties (very low coercive force $H_c < 1.0$ A/m, high values of saturation induction $B_M = 0.67$ T and permeability $\mu_{\max} > 10^5$, low degree of hysteresis loop squareness $B_r/B_{\max} = 0.4–0.5$) is formed in magnetic circuits from a Finemet type alloy after annealing at 500–560 °C when the dimensions of emerging nanocrystals make 14–15 nm. An increase of temperature above the optimal range for each alloy causes intensive development of crystallization, leads to increase in size of the formed crystallites and worsens the complex of magnetic properties. Annealing of magnetic circuits from a Finemet type alloy at temperatures of 590–600 °C, where the first range of crystallization ends, has little effect on the degree of crystallization, but leads to an increase of crystallite size resulting in a decrease of saturation induction and an increase of coercive force.

Keywords: magnetic circuit; amorphous ribbon; nanocrystallization; degree of crystallization; size of crystallites; magnetic properties; microstructure.

References

1. *Amorphous Metallic Alloys*. F.E.Luborsky (Ed.). London et al., Butterworths and Co. Ltd., 1983. 534 p.
2. Glezer A.M., Molotilov B.V. *Struktura i mekhanicheskie svoystva amorfnykh splavov* [Structure and Mechanical Properties of Amorphous Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1992. 208 p.
3. Korshunov L.G., Chernenko N.L., Goikhenberg Yu.N. Structural Transformations and Tribological Properties of Amorphous Alloys upon Wear at Room and Cryogenic Temperatures. *The Physics of Metals and Metallography*, 2009, vol. 108, no. 3, pp. 310–320. DOI: 10.1134/S0031918X09090129
4. Danilova I.I., Markin V.V., Smolyakova O.V., Roshchin V.E., Il'in S.I., Goikhenberg Yu.N. Production of Amorphous and Nanocrystalline Ribbons by Casting in a Single-Roll Continuous-Casting Machine. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2008, vol. 2008, no. 8, pp. 693–697. DOI: 0.1134/S0036029508080090
5. Noskova N.I., Shulika V.V., Lavrent'ev A.G., Potapov A.P., Korzunin G.S. Structure and Magnetic Properties of Iron- and Cobalt-Based Amorphous Alloys Versus Nanocrystallization Conditions. *Technical Physics*, 2005, vol. 50, no. 10, pp. 1311–1315. DOI: 10.1134/1.2103277
6. Skakov Yu.A. [Phase Transformations in Metallic Glasses on Heating and Isothermal Holdings]. *Itogi nauki i tekhniki. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka. Tom 21* [Science and Technology Results. Metal Science and Heat Treatment. Vol. 21]. Moscow, VINITI Publ., 1987, pp. 53–96. (in Russ.)
7. *Crystal Impact Match!2*. Available at: <http://www.crystalimpact.com/> (accessed 30 May 2016).
8. *STOE Powder Diffraction Software Package WinX^{POW}*. Available at: <http://www.stoe.com/> (accessed 30 May 2016).
9. Umanskiy Ya.S. *Rentgenografiya metallov* [X-Ray Analysis of Metals]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1960. 448 p.
10. Goykhenberg Yu.N., Roschin V.E., Ilyin S.I. [Structure and Magnetic Properties of Amorphous Alloys As a Function of Degree of Crystallinity]. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2011, no. 14 (231), issue 16, pp. 24–28. (in Russ.)
11. Ohnuma M., Hono K., Linderoth S., Pedersen J.S., Yoshizawa Y., Onodera H. Small-Angle Neutron Scattering and Differential Scanning Calorimetry Studies on the Copper Clustering Stage of Fe–Si–B–Nb–Cu Nanocrystalline Alloys. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, no. 20, pp. 4783–4790. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00277-9
12. Nazipov R.A., Mitin A.V., Zyuzin N.A. [Nanocrystallization Processes in Fe–Cu–Nb–Si–B Amorphous Alloys]. *Uchenye zapiski Kazanskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2005, vol. 147, pp. 80–96. (in Russ.)

13. Noskova N.I., Serikov V.V., Glazer A.A. [Electron Microscopic and Mössbauer Study of the Structure and Constitution of $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ in Nanocrystalline State]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1992, no. 7, pp. 80–86. (in Russ.)

14. Kekalo I.B. *Nanokristallicheckue magnitnomyagkie materialy* [Nanocrystalline and Amorphous Materials]. Moscow, MISiS Publ., 2000. 227 p.

Received 30 May 2016

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Гойхенберг, Ю.Н. Особенности кристаллизации и формирования магнитных свойств аморфных сплавов при нагреве / Ю.Н. Гойхенберг, В.Е. Рошин, С.И. Ильин // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2016. – Т. 16, № 3. – С. 134–142. DOI: 10.14529/met160320

FOR CITATION

Goykhenberg Yu.N., Roshchin V.E., Il'in S.I. Peculiarities of Crystallization and Formation of Magnetic Properties of Amorphous Alloys in Heating. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2016, vol. 16, no. 3, pp. 134–142. (in Russ.) DOI: 10.14529/met160320