

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВА 5БДСР НА ФОРМИРОВАНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Д.С. Полухин

Развитие электротехники, вычислительной техники, микро- и наноэлектроники тесно связано с получением новых типов магнитных материалов. Большинство новых материалов являются искусственно созданными, представляющими собой микро- и нанодисперсные системы.

Открытие в 1988 г. нового семейства мягких ферромагнетиков с выдающимися свойствами вызвало большой интерес к роли легирующих элементов в формировании структуры, в частности после проведения термической обработки. Выяснилось, что легирование медью (порядка ат. 1 %) и ниобием (порядка 3 ат. %) к аморфной системе сплава Fe–Si–B формирует особую структуру при отжиге, благодаря которой изделия имеют большую магнитную мягкость. Сплав 5БДСР является представителем группы сплавов, именуемой «файнметами» (FINEMET type alloys).

Эксперименту подвергались куски ленты толщиной 25–30 мкм, а также тороиды, намотанные из этой ленты, размерами 25×15×10. Лента произведена на Ашинском металлургическом заводе. Химический состав сплава следующий: 0,06 % C, 8,0 % Si, 1,36 % B, 4,76 % Nb, 1,1 % Cu, 0,13 % Co, 84,59 % Fe. В аморфном состоянии данный сплав не применяется, в связи с этим образцы из ленты сплава 5БДСР подвергались изотермическим выдержкам при различных температурах. Температура фазовых превращений сплава была установлена с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC) [1]. По данным DSC (рис. 1), в случае непрерывного нагрева протекает в две стадии.

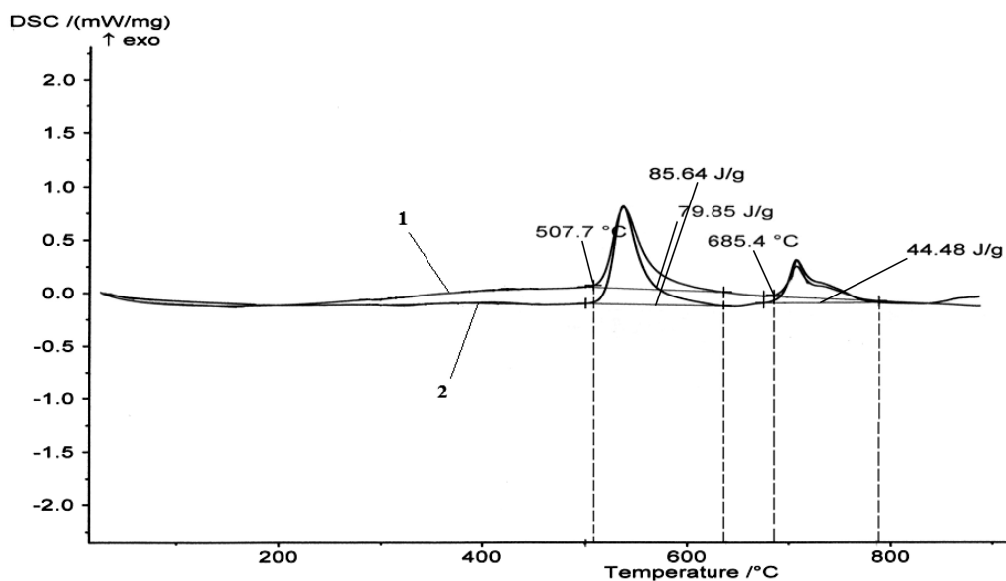


Рис. 1. Кривые DSC для сплава 5БДСР при нагреве в атмосфере аргона со скоростью 20 К/мин: 1 – нагрев аморфной ленты, свернутой в рулон; 2 – нагрев кусочков аморфной ленты

В результате первой стадии, температурный интервал которой составляет 500...635 °С, формируется твердый раствор преимущественно кремния (15–18 ат. %) и ниобия в железе. Во втором температурном интервале протекает кристаллизация твердого раствора ниобия (16–18 ат. %) и кремния в железе, в результате чего образуется так называемый ниобиевый каркас. В процессе кристаллизации появляются бориды переменного состава. Конечная структура монолитной заготовки из сплава 5БДСР приведена на рис. 2.

Результаты рентгеноструктурных исследований представлены на рис. 3. Видно что уже при часовой выдержке при температуре 450 °С происходит сужение гало и на его фоне возникает первый пик, вызванный отражением от ОЦК₁₁₀ фазы. Дальнейшие выдержки приводят к увеличению количества пиков, а также их интенсивности, что свидетельствует об увеличении количества кристаллической фазы.

Из работы [2] установлено, что формирование структур, характерных для файнметов, связано с большой скоростью роста зарождения первичных кристаллов и малой скоростью их роста. Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что медь оказывает чрезвычайно благоприятное влия-

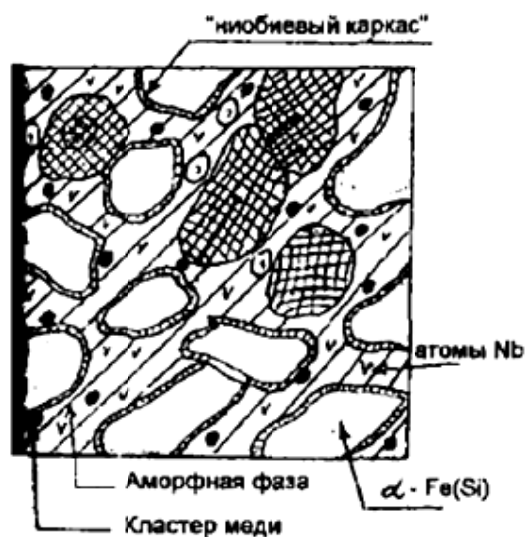


Рис. 2. Фазово-структурная модель сплава типа файнмет, прошедшего кристаллизацию

ние на зарождение кристаллов α -Fe(Si). Получены прямые доказательства того, что обогащенные медью кластеры являются центрами кристаллизации первичных кристаллов. Кластеры имеют размер около 2–3 нм (рис. 4), содержание меди в них после часового отжига при температуре 400°C не превышает 20 ат. %. Концентрация меди в кластерах растет с приближением температуры отжига к температуре, при которой начинается кристаллизация. Заметного изменения плотности кристаллов при этом не наблюдается.

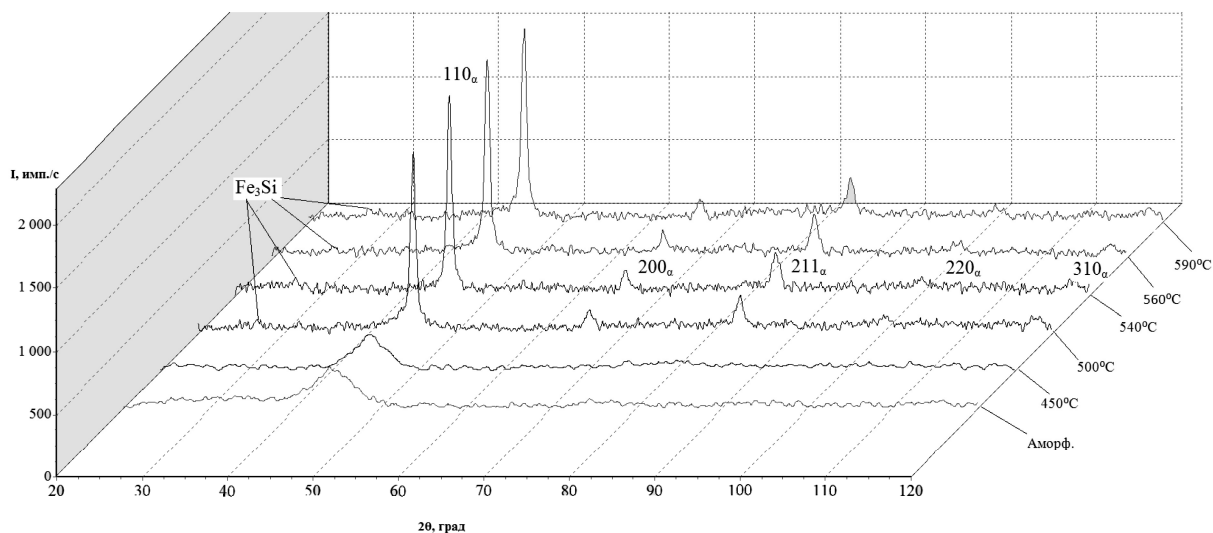


Рис. 3. Изменение дифракционного спектра торOIDов из ленты сплава 5БДСР после нагрева до различных температур в излучении медного анода

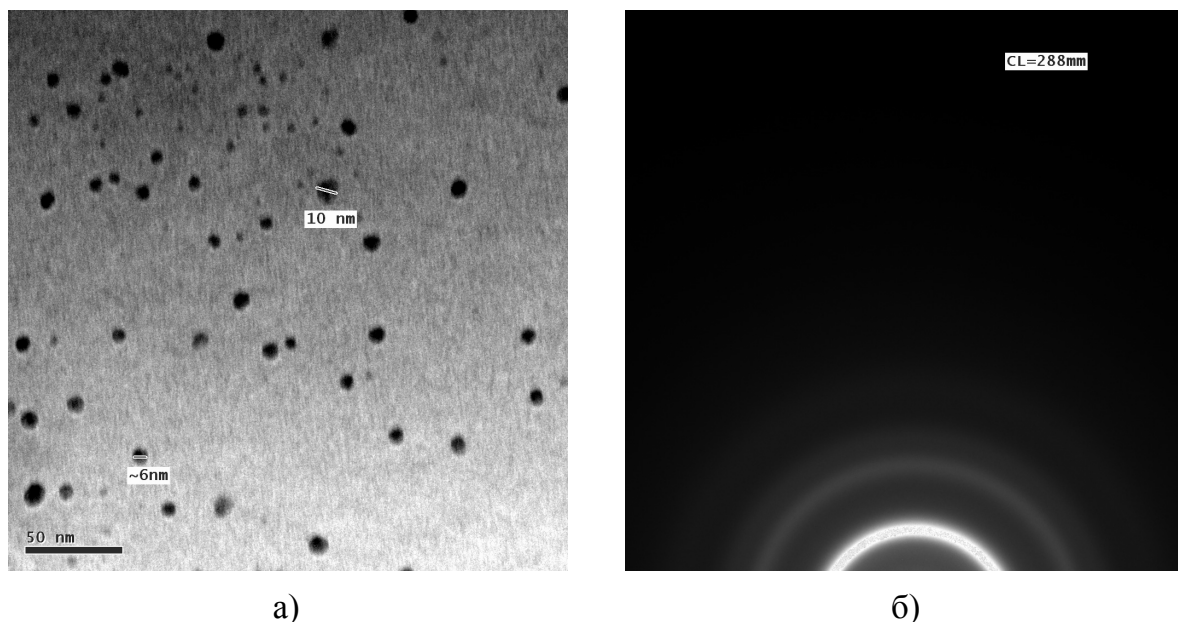


Рис. 4. Электронограмма, снятая с ленты в исходном аморфном состоянии. Диффузное гало подтверждает аморфность образца

Подавление роста кристаллов в процессе первичной кристаллизации объясняется малой диффузионной подвижностью атомов ниобия в аморф-

ной матрице. Считается, что отгаливаемые растущим кластером атомы ниобия и бора могут способствовать образованию в его окрестности стабильных областей локального порядка («ниобиевый каркас») и, тем самым, затруднять его рост.

Результаты измерения магнитных свойств магнитопроводов при постоянном токе приведены в таблице и на рис. 5.

Магнитные характеристики, и степень кристалличности (К) магнитопроводов из сплава 5БДСР после выдержек при различных температурах

Заданная температура печи, °С	К, %	H_c , А/м	H_M , А/м	B_r , Тл	B_M , Тл	B_r/B_M	μ_{max}	μ_{max}
Без т/о (аморф)	0	10,676	35,796	0,497	0,508	0,9783	159	2449
260 – 1,5ч	0	7,065	78,2026	0,464	0,467	0,9935	159	27000
450 – 1ч	9	3,956	123,304	0,104	0,109	0,9541	85	1137
450 – 2ч	9	4,73	105,526	2,14	2,233	0,9583	1658	19904
500 – 0,25ч	6	1,61	133,7924	1	1,12	0,8928	199	17692
500 – 0,5ч	30	9,575	179,018	2,18	2,43	0,8971	663	6634
500 – 2ч	36	3,4956	125,312	0,984	1,20	0,82	4976	15953
590 – 1ч	41	17,3747	179,018	0,54	0,568	0,9507	379	589
480	7	0,938	109,295	0,124	0,135	0,9185	331	2985
500 (Изотерм.)	31	0,9838	126,706	1,18	1,25	0,944	1530	26539
540	38	1,0048	35,168	1,128	1,36	0,8294	4976	19904
560	35	1,024	96,1044	1,10	1,22	0,9016	995	26539
590	39	1,0048	106,468	1,06	1,23	0,8617	6634	39808
540 – 0,5ч (ЭСЦ АМЗ)	38	0,4828	108,353	1,10	1,4	0,7857	248	59713

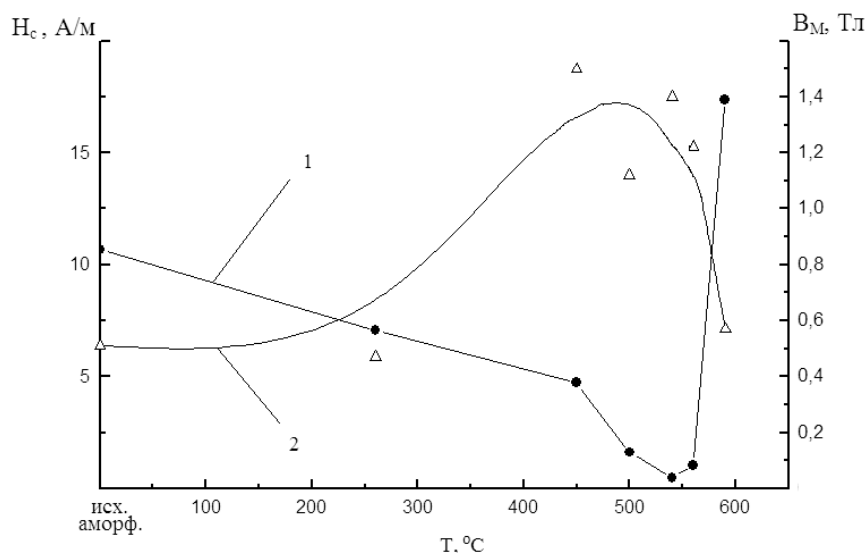


Рис. 5. Зависимость коэрцитивной силы H_c (кривая 1) и индукции насыщения B_M (кривая 2), от температуры отжига магнитопроводов из ленты сплава 5БДСР

Как и при отжиге фрагментов аморфной ленты, зажатых между двумя бронзовыми обкладками для исключения эффекта перегрева, на тороидах, где также принимались меры по отводу тепла, вызванного кристаллизацией аморфной фазы.

При этом комплекс магнитных характеристик в аморфно-кристаллическом состоянии, формирующийся отжигом в середине первого температурного интервала кристаллизации, оказывается лучше, чем в аморфном (коэрцитивная сила H_c намного ниже, индукция насыщения B_M и магнитная проницаемость μ_{\max} выше, а степень прямоугольности петли гистерезиса B_r/B_M меньше). У магнитопровода, подвергнутого получасовому отжигу при температуре 540 °С формируется наилучший комплекс магнитных характеристик. При этом размер образующихся кристаллитов не превышает 12–15 нм.

Таким образом, по проделанной работе можно сделать следующие выводы:

1. Благодаря ансамблю легирующих элементов, а в частности меди, кремния и ниобия, формируется структура, изделия с которой демонстрируют высокий уровень свойств. При этом ролью меди является зарождение кристаллитов, а последующий быстрый рост и дальнейшее сдерживание роста – кремния и ниобия соответственно.

2. Наилучшим режимом термической обработки сплава 5БДСР является получасовой отжиг при температуре 540 °С, при этом образуется около 40 % кристаллической фазы, средний размер кристаллитов составляет 12–15 нм. Дальнейший нагрев приводит к сильному ухудшению магнитных характеристик, при этом незначительно меняя степень кристалличности.

Библиографический список

1. Изменение магнитных свойств сплава 5БДСР в зависимости от степени кристаллизации аморфного состояния / Ю.Н. Гойхенберг, С.И. Ильин, В.Е. Рощин, Д.С. Полухин // Современные проблемы электрометаллургии стали: материалы XIV Междунар. конф. / под ред. В.Е. Рощина. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2010. – Ч. 1. – С. 159–163.

2. Серебряков, А.В. Роль ниобия в формировании нанокристаллов в аморфном сплаве $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Nb_3Cu_1$ / А.В. Серебряков // Композиты и наноструктуры. – 2009. – № 4. – С. 42–51.