

УДК 669.018.539.213.537.662

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ СПИННИНГОВАНИЯ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ ЛЕНТ СПЛАВА $\text{Co}_{58}\text{Fe}_5\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$ С ОЧЕНЬ НИЗКОЙ МАГНИТОСТРИКЦИЕЙ*

*Кекало И.Б., к.т.н., профессор кафедры физического материаловедения, ведущий эксперт
Могильников П.С., аспирант кафедры физического материаловедения (pavel_mog@mail.ru)*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(Россия, 119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4)

Аннотация. Изучено влияние условий закалки из жидкого состояния на гистерезисные магнитные свойства (ГМС) и качество поверхности аморфных лент сплава $\text{Co}_{58}\text{Fe}_5\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$, обладающего чрезвычайно низкой магнитострикцией. Установлено, что скорость закалки и температура разлива практически не влияют на ГМС, а также на величину временного спада начальной проницаемости, обусловленного направленным упорядочением. Однако при этом качество аморфных лент заметно зависит от изученных параметров: с увеличением скорости закалки качество лент улучшается, а с увеличением температуры разлива – ухудшается. Дана интерпретация обнаруженным закономерностям. Сделан вывод, что в изученном сплаве «поверхностный» пиннинг границ доменов, обусловленный внутренними напряжениями, которые порождаются поверхностными дефектами, из-за малости магнитострикции не определяют уровень ГМС. В данном случае эти свойства определяются «объемным» пиннингом границ доменов.

Ключевые слова: гистерезисные магнитные свойства (ГМС), магнитострикция, скорость закалки, температура разлива, пиннинг границ доменов.

При спиннинговании струи расплава на контактной («матовой») поверхности аморфных лент формируется сильно выраженный микрорельеф в виде вытянутых вдоль оси ленты бороздок («газовые строчки», «воздушные карманы»), каверн и ямок (рис. 1). Появление микрорельефа обусловлено рядом причин [1]: взаимодействием граничного газового слоя на поверхности диска с лужицей расплава, эффектом захвата газовых пузырьков из окружающего пространства, а также образованием пузырьков газа, выделяющегося из расплава в момент его закалки на диске.

Поверхностные дефекты, являясь концентраторами внутренних напряжений, должны влиять на гистерезисные магнитные свойства (ГМС) аморфных лент. На примере сплавов на основе Fe и Fe–Ni, обладающих сравнительно высокой магнитострикцией насыщения λ_s , была выявлена связь между ГМС и характером микрорельефа на контактной поверхности лент [2 – 4, 7 – 9].

Большой интерес представляют данные о влиянии условий спиннингования, а именно скорости и температуры закалки расплава на качество поверхности и, соответственно, на магнитные свойства аморфных сплавов. Такие данные, как отмечалось выше, были в основном получены на «магнитострикционных» сплавах (аморфные сплавы на основе Fe и Fe–Ni), обладающих значениями λ_s примерно в пределах от $10 \cdot 10^{-6}$ до $40 \cdot 10^{-6}$. Лишь в единичных работах [3 – 6] рассматривалось влияние условий спиннингования на качество поверхности (шероховатость) и на ГМС аморфных

сплавов на основе кобальта с близкой к нулю магнитострикцией, т.е. сплавов, у которых энергия магнитноупругой анизотропии

$$K_\sigma = 3/2 \lambda_s \sigma_i \quad (1)$$

относительно мала, а, следовательно, роль внутренних напряжений σ_i любого происхождения должна проявляться слабее, чем в магнитострикционных сплавах. Следует отметить, что в работах изучались безметаллоидные аморфные сплавы с близкой к нулю магнитострикцией [5, 6].



Рис. 1. Микрорельеф на контактной поверхности аморфной ленты сплава на основе железа, $\times 400$

* Работа выполнена в рамках госзадания Минобрнауки России НИТУ «МИСиС» в 2013 г., проект № 3.3447.2011.

Целью данной работы было выявление закономерностей влияния скорости и температуры закалки (температуры разливки) на качество поверхности и ГМС аморфного сплава состава $\text{Co}_{58}\text{Fe}_5\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$, обладающего чрезвычайно низкой магнитострикцией ($|\lambda_s| < 10^{-7}$). В зависимости от условий спиннингования определяли также точку Кюри T_c и величину относительно временного спада начальной проницаемости $\Delta\mu/\mu_i = 15$ с (далее $\Delta\mu/\mu$) за период 30 мин после размгничивания ($\Delta\mu = \mu_{t=15\text{с}} - \mu_{t=30\text{мин}}$).

Ленты шириной около 1,5 мм получали разливкой из круглого сопла диаметром 1,0 мм на медный диск диаметром 180 мм. Скорость закалки варьировали изменением линейной скорости вращения диска V_d (от 17,5 до 27 м/с). Температуру разливки T_p изменяли от 1250 до 1680 °С. В качестве параметра качества ленты служило отношение $\Delta S/S_0$, где ΔS – площадь, занятая дефектами на участке S_0 (величину ΔS определяли методом секущих с помощью микроскопа «Эпиквант»). Начальную проницаемость μ_a измеряли в поле 0,2 А/м при частоте 1 кГц с помощью моста Максвелла. Точку Кюри T_c оценивали по пику Гопкинсона (точность не превышала 2 °С). Измерения ГМС проводили на тороидальных образцах с внутренним диаметром $D = 15$ мм.¹

Весьма важным методическим моментом является то, что охлаждение после отжига при температурах T_a , превышающих точку Кюри, проводили в воде с целью подавления влияния стабилизации границ доменов (ГД) вследствие направленного упорядочения на ГМС, ибо только в этом случае можно выявить «в чистом виде» влияние условий спиннингования и гомогенизации аморфной фазы в результате отжига на эти свойства [10].

Влияние скорости закалки (скорости вращения диска V_d) на комплекс свойств и толщину ленты h рассматриваемого сплава иллюстрирует рис. 2. Видно, что в изученном интервале скоростей закалки наблюдается существенное улучшение качества ленты – с увеличением скорости V_d параметр $\Delta S/S_0$ значительно уменьшается. Одновременно наблюдается утонение ленты (от 40 до 20 мкм). Однако, как следует из представленных данных, ГМС (коэрцитивная сила H_c , начальная проницаемость μ_a и коэффициент прямоугольности петли гистерезиса K_n) тороидальных образцов практически не зависят от скорости закалки.

Эту закономерность очевидно можно понять, если считать, что из-за малой величины λ_s магнитоупругая энергия K_σ столь мала, что даже при разной дефектности лент (их шероховатости), а, следовательно, при разной величине и пространственном распределении внутренних напряжений σ_i , обусловленных поверхностными дефектами, подвижность ГД не

контролируется в заметной степени этими факторами. Другими словами можно сказать, что рассмотренному сплаву с очень низкой магнитострикцией как бы присущ эффект нивелировки влияния уровня внутренних напряжений, порождаемых различными поверхностными дефектами, на подвижность ГД и, соответственно, на ГМС.

Заслуживают внимания данные по временному спаду начальной проницаемости (ВСП). Видно, что скорость закалки практически не влияет на величину временного спада начальной проницаемости $\Delta\mu/\mu$.

Явление ВСП в аморфных сплавах объясняют атомными перестройками в специфических локальных центрах релаксации, происходящими вследствие направленного упорядочения. Эти перестройки в центрах релаксации обуславливают стабилизацию ГД и, соответственно, деградацию ГМС (H_c и μ_a).

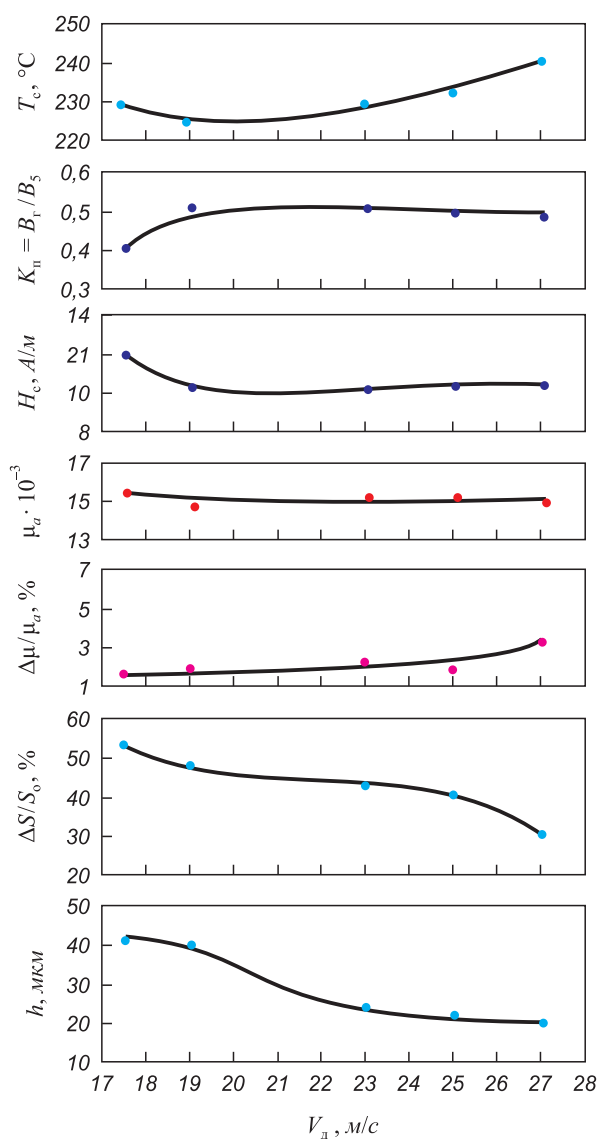


Рис. 2. Влияние линейной скорости вращения закалочного диска V_d на качество контактной поверхности ленты (параметр $\Delta S/S_0$), ее толщину h и магнитные свойства тороидальных образцов сплава $\text{Fe}_5\text{Co}_{58}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$. Температура разливки $T_p = 1300$ °С

¹ Величину напряжений на поверхности ленты толщиной h при ее свертывании в тороид диаметром D можно рассчитать по формуле: $\sigma = hE/D$, где E – модуль упругости

Таковыми локальными центрами релаксации, по Кронмюллеру [11, 12], являются двухуровневые системы, формирующиеся в областях аморфной фазы с повышенной концентрацией свободного объема. Кроме того, направленное упорядочение, по Эгами [13, 14], может развиваться в центрах релаксации сдвигового типа, получивших название дефектов τ -типа.

Тот факт, что величина ВСП не зависит от скорости закалки, можно интерпретировать, во-первых, как результат того, что высокие изгибные напряжения ($D = 15$ мм) нивелируют влияние скорости закалки на величину $\Delta\mu/\mu$ и, во-вторых, как результат слабого влияния этого фактора на концентрацию центров релаксации, обеспечивающих развитие направленного упорядочения и, соответственно, стабилизацию ГД.

Кроме того, как показано в работе [15], при анализе закономерностей, связанных с ВСП, необходимо учитывать, что величина $\Delta\mu/\mu$ зависит от характера магнитной анизотропии. Для выяснения этого вопроса необходимо проведение специального исследования.

Из приведенных данных также следует, что точка Кюри, как и ГМС, практически не зависит от скорости закалки. Можно лишь говорить о некоторой тенденции к ее росту с увеличением скорости закалки (скорости диска V_d). Такое поведение точки Кюри изученного сплава отличает его от сплавов на основе железа и Fe–Ni (магнитострикционные сплавы), в которых, как правило, точка Кюри отчетливо демонстрирует свою зависимость от этого параметра спиннингования [2, 4, 16]. Как правило точка Кюри этих сплавов уменьшается с увеличением скорости закалки.

Роль напряжений, связанных с поверхностными дефектами, может быть дополнительно прояснена опытами на отожженных образцах (рис. 3). Видно, что хотя отжиг (400°C , 1 ч) и привел к улучшению ГМС (H_c , μ_a), однако, как и в случае исходных образцов, фиксируется отсутствие сколь-либо существенной зависимости магнитных свойств (H_c , μ_a и $\Delta\mu/\mu$) от скорости закалки. Также видно, что степень дефектности лент, которая не изменилась в результате отжига по отношению к исходным образцам, не сказывается на ГМС. Следует отметить, что в ряде работ [7, 8], выполненных на магнитострикционных аморфных сплавах на основе Fe, также отмечалось, что в результате высокотемпературного отжига значительно уменьшаются различия в ГМС и точками Кюри, вызванные способом изготовления лент из этих сплавов.

Рассмотрим влияние температуры разлива T_p на качество поверхности аморфных лент изученного сплава и их магнитные свойства. Для сравнения отметим, что в случае магнитострикционных сплавов (сплавы на основе Fe и Fe–Ni) повышение температуры T_p обычно приводит к некоторому улучшению ГМС [8, 9].

Закономерности, связанные с влиянием температуры разлива T_p на свойства изученного сплава, приве-

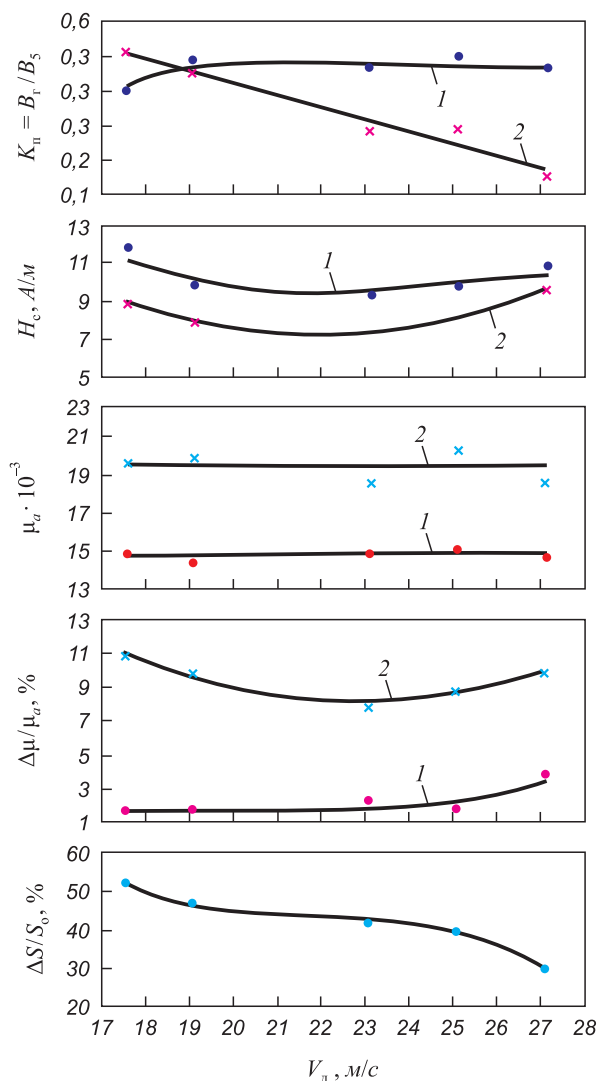


Рис. 3. Влияние линейной скорости вращения закалочного диска V_d на магнитные свойства тороидальных образцов ($D = 15$ мм) сплава $\text{Fe}_5\text{Co}_{58}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$, прошедших отжиг при 400°C (1 ч) с последующим охлаждением в воде:

1 – образцы в исходном состоянии; 2 – после отжига

дены на рис. 4. Обсудим некоторые закономерности. В первую очередь отметим то обстоятельство, что с увеличением температуры T_p в изученном интервале ее изменения (от 1250 до 1680°C) качество контактной поверхности лент ухудшается (параметр $\Delta S/S_0$ растет), хотя изменение величины $\Delta S/S_0$ в данном случае не очень велико – от 40 (при $T_p \approx 300^\circ\text{C}$) до 46, когда $T_p = 1680^\circ\text{C}$ (сравнить с данными, приведенными на рис. 2). Однако ГМС как исходных, так и образцов, прошедших отжиг при 400°C в течение 1 ч в заметной степени не изменяются. Также очень слабо изменяются значения точки Кюри. Следует отметить, что весьма слабая зависимость точки Кюри от температуры расплава T_p характерна также для некоторых аморфных сплавов на основе Fe и Fe–Ni [8].

Нельзя не отметить наблюдающийся некоторый рост μ_a с увеличением температуры разлива T_p в отожженных образцах, который происходит наряду

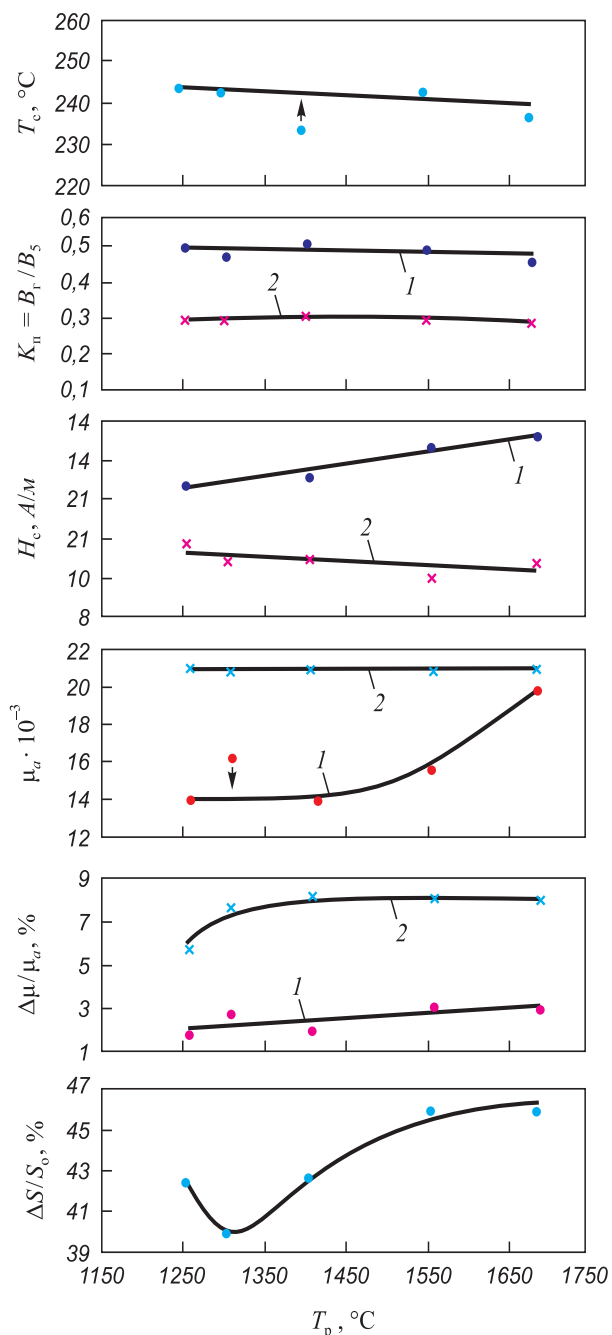


Рис. 4. Влияние температуры разливки на качество ленты (параметр $\Delta S/S_0$) и магнитные свойства тороидальных образцов ($D = 15$ мм) сплава $Fe_5Co_{58}Ni_{10}Si_{11}B_{16}$: 1 – образцы в исходном состоянии; 2 – после отжига при 400°C (1 ч) с последующим охлаждением в воде. Скорость вращения диска $V_d = 23$ м/с

с ухудшением качества аморфных лент. Этот экспериментальный результат еще раз указывает на то, что в изученном сплаве подвижность ГД, а, следовательно, и уровень ГМС (H_c , μ_a) контролируются не столько шероховатостью лент («поверхностным пиннингом»), сколько объемными дефектами аморфной структуры («объемным пиннингом»), разновидности которых на разных пространственных уровнях описаны в работе [20].

В пользу такого взгляда свидетельствуют также данные, полученные в работе [4]. Оказалось, что утонение (сглаживание) лент путем электрополировки сплава на основе кобальта с близкой к нулю магнитострикцией не сказывается на величине H_c .

Известно [15], что начальная проницаемость μ_a зависит не только от пиннинга границ доменов, но и от их удельной площади S , поскольку

$$\mu_a \sim \frac{I_s^2 S}{a}, \quad (2)$$

где $a = \left(\frac{d^2 y}{dx^2} \right)_{x_0}$ – так называемый коэффициент жесткости, определяющий сопротивление смещению ГД из положения равновесия x_0 (дна потенциальной ямы). В случае аморфных сплавов с близкой к нулю магнитострикцией S – фактор, зависящий от характера магнитной текстуры, который, как правило, проявляет себя в формировании величины μ_a значительно сильнее, чем a – фактор (фактор пиннинга ГД). Тот факт, что скорость закалки очень слабо сказывается на величине коэффициента K_n (см. рис. 3) свидетельствует о том, что этот параметр спиннингования не оказывает заметного влияния не только на поверхностный и объемный пиннинг ГД, но и на удельную площадь ГД.

Аналогичное заключение можно сделать в отношении закономерностей ГМС, обусловленных варьированием температуры разливки T_p . Основанием для этого служат данные по влиянию температуры T_a на такие ГМС, как H_c и K_n . Эти свойства практически не зависят от параметра T_p .

Как известно, точка Кюри весьма чувствительна к локальному топологическому и композиционному ближнему порядку вокруг «магнитного» атома: число, тип ближайших соседей и расстояния между ними, а также степень выраженности флуктуаций ближнего порядка в данной аморфной фазе оказывают влияние на ее величину. Влияние условий спиннингования на точку Кюри в изученном сплаве выражено весьма слабо (см. рис. 2, 4). С учетом точности ее измерения можно говорить только о слабо выраженной тенденции к росту точки Кюри с увеличением скорости закалки и о такой же тенденции к ее уменьшению с увеличением температуры разливки T_p .

Основываясь на ряде работ [17 – 19], посвященных выяснению того, какие фазы реально конкурируют в термодинамическом отношении с аморфной фазой в предверии ее стеклования (вблизи температуры стеклования T_g), можно с большой оправданностью стать на точку зрения, что при закалке расплава аморфная фаза наследует в основном ту структуру неупорядоченного состояния, которая присуща переохлажденному расплаву вблизи температуры T_g , а не структуру расплава, отвечающую температуре разливки T_p . Другими слова-

ми, при аморфизации (стекловании) «замораживается» структура расплава не в перегретом, а в переохлажденном состоянии.

Экспериментальные данные по влиянию условий спиннингования на точку Кюри позволяют высказать предположение, что варьирование технологических параметров V_d и T_p при спиннинговании расплава изученного сплава во-первых, не сказывается на строении (структурном состоянии) предельно переохлажденного расплава в предверии его затвердевания и, во-вторых, в заметной степени не отражается на характере ближнего порядка в аморфной фазе, а, следовательно, на его магнитных свойствах.

Выводы. Показано, что возможны случаи, когда в аморфных сплавах на основе кобальта с очень низкой магнитострикцией варьирование скорости закалки расплава или температуры разлива T_p весьма слабо сказывается на уровне ГМС, величине временного спада начальной проницаемости и точки Кюри. Это происходит одновременно с тем, что дефектность контактной поверхности аморфных лент зависит от указанных параметров спиннингования: с увеличением скорости закалки качество лент улучшается, а с ростом температуры разлива ухудшается.

Обнаруженные закономерности интерпретируются в рамках модели о преобладающем влиянии в изученном сплаве «объемного» пиннинга границ доменов. «Поверхностный» пиннинг ГД – пиннинг, который определяется напряжениями, порождаемыми поверхностными дефектами, выражен в сплаве относительно слабо. Отсутствие заметного влияния параметров спиннингования на точку Кюри рассматривается как результат того, что в изученном сплаве условия спиннингования не влияют в заметной степени на характер композиционного–топологического ближнего порядка в аморфной фазе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кекало И.Б. Аморфные магнитные материалы. Ч. I. – М.: МИСиС, 2001. – 276 с.
2. Mizoguchi T., Hatta S., Kato M. etc. // IEEE Trans. Magn. 1980. No. 5. P. 1147 – 1149.
3. Gröger B., Beck W., Dong X. – Z., Mozer N. Kronmüller H. // J. Magn. Magn. Mater., 1982. Vol. 26. No. 3. P. 264 – 266.
4. Wang Y., Kronmüller H. // Phys. Status solidi. 1988. A70. No. 2. P. 415 – 421.
5. Кекало И.Б., Введенский В.Ю., Тараничев В.Е. и др. // Физика металлов и материаловедение. 1989. Т. 68. № 3. С. 492 – 498.
6. Кекало И.Б., Клычева В.А., Тараничев В.Е. // Физика металлов и материаловедение. 1989. Т. 67. № 4. С. 700 – 707.
7. Luborsky F., Huang Shyh-Chin, Fiedler H. // IEEE Trans. Magn. 1981. Vol. 7. No. 6. P. 3463 – 3466.
8. Luborsky F., Libermann H. // Mater. sci. 1981. Vol. 49. No. 3. P. 257 – 261.
9. Novác L., Potocký I., Lovac A., Kisdi-Koszó E. // J. Magn. and Magn. Mater. 1980. Vol. 19. P. 149 – 151.
10. Кекало И.Б., Цветков В.Ю. // Физика металлов и материаловедение, 1985. Т. 59. № 3. С. 473 – 489.
11. Kronmüller H., Monser N., Rettenmeier F. // IEEE Trans. Magn. 1984. Vol. MAG-20. No. 5. P. 1388 – 1390.
12. Kronmüller H. // Phys. Stat. Sol. (b). 1985. Vol. 127. P. 531 – 541.
13. Egami T., Vitek V. // J. Non-Cryst. Sol. 1984. Vol. 62. No. 4. P. 499 – 510.
14. Эгами Т. – В кн.: Аморфные металлические сплавы. – М.: Металлургия, 1987. С. 92 – 106.
15. Введенский В.Ю., Кекало И.Б. // Физика металлов и материаловедение. 1997. Т. 83. № 4. С. 41 – 50.
16. Martis R. J.J., Nathasigh D.M // J. Appl. Phys. 1984. Vol. 55. P. 1787 – 1789.
17. Скаков Ю.А., Дьяконова Н.П., Савин В.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1984. № 5. С. 85 – 90.
18. Скаков Ю.А., Дьяконова Н.П., Савин В.В. – В кн.: Стабильные и метастабильные фазовые равновесия в металлических системах. – М.: Наука, 1985. С. 176 – 181.
19. Скаков Ю.А. – В кн.: Научные школы МИСиС. – М.: МИСиС, 1997. С. 401 – 406.
20. Кекало И.Б. Атомная структура аморфных сплавов и ее эволюция. – М.: МИСиС, 2006. С. 275 – 295.

© 2014 г. Кекало И.Б., Могильников П.С.
Поступила 17 марта 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 7. Vol. 57, pp. 51–56.

THE INFLUENCE OF SPINNING CONDITIONS ON THE QUALITY OF SURFACE AND MAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS ALLOY RIBBONS $\text{Co}_{58}\text{Fe}_5\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$ WITH LOW MAGNETOSTRICTION

Kekalo I.B., Cand. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Physical Materials, Leading Expert

Mogil'nikov P.S., Postgraduate of the Chair of Physical Materials (pavel_mog@mail.ru)

National Research Technological University MISIS (Leninskii pr., 4, Moscow, 119049, Russia)

Abstract. The authors studied the influence of the peculiarities of fabrication technique by rapid solidification of metallic alloy from the melt on the hysteresis magnetic properties (HMP) and the quality of the surface for nearly-zero magnetostrictive amorphous ribbons with composition $\text{Co}_{58}\text{Fe}_5\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$. It was found that the quenching rate (the linear

velocity of quenching disk V) and the cast temperature T_p practically don't affect on the HMP and on the magnitude of temporary recession of the initial permeability caused by the directional ordering. However, the quality of amorphous ribbons significantly changes: it improves by increasing of quenching rate (velocity V), and quality of ribbons deteriorates by increasing of cast temperature T_p . The authors gave the interpretation of discovered regularities. The conclusion is drawn that in the studied alloy, a "superficial" pinning of domain walls, caused by the internal tension which are generated by superficial defects, don't define the HMP level because of a nearly-zero magnetostriction. In this case these properties are defined by a pinning of domain walls inside the ribbon.

Keywords: the hysteresis magnetic properties (HMP), magnetostrictive, quenching rate, cast temperature T_p , pinning of domain walls.

REFERENCES

1. Kekalo I.B. *Amorfnye magnitnye materialy* [Amorphous magnetic materials]. Part. I. Moscow: Izd. MISiS, 2001, 276 p. (In Russ.).
2. Mizoguchi T., Hatta S., Kato M., etc. Effect of annealing and fabrication condition on the magnetic properties of amorphous ferromagnetic alloys. *IEEE Trans/ Magn.* 1980. No. 5, pp. 1147–1149.
3. Gröger B., Beck W., Dong X. – Z., Mozer N. Kronmüller H. Analysis of coercivity of amorphous ferromagnetic alloys. *J. Magn. and Mater.* 1982. Vol. 26. No. 3, pp. 264–266.
4. Wang Y., Kronmüller H. The influence of the surface conditions on the magnetic properties in amorphous alloys $Fe_{40}Ni_{40}Be_{20}$ and $Co_{58}Ni_{10}Fe_5Si_{11}Be_{16}$. *Phys. Status Solidi.* 1988. A70. No. 2, pp. 415–421.
5. Kekalo I.B., Vvedenskii V.Yu., Taranichev V.E., Klycheva V.A., Tsvetkov V.Yu., Chernov V.S. Influence of the initial state of the amorphous alloy Co–Cr–Zr with near zero magnetostriction on the nature of the change of magnetic properties during annealing. *FMM – Physics of Metals and Metallography*, 1989. Vol. 68. No. 3, pp. 492–498. (In Russ.).
6. Kekalo I.B., Klycheva V.A., Taranichev V.E. Formation of toroidal magnetic properties of amorphous alloy samples with very low $Co_{77}Cr_{12}Zr_{11}$ magnetostriction. *FMM – Physics of Metals and Metallography*, 1989. Vol. 67. No. 4, pp. 700–707. (In Russ.).
7. Luborsky F., Huang Shyh-Chin, Fiedler H. Effect of surface features of amorphous alloys on magnetic behavior. *IEEE Trans. Magn.* 1981. Vol. 7. No. 6, pp. 3463–3466.
8. Luborsky F., Libermann H. Effect of melt temperature on some properties of $Fe_{80.5}Co_{0.5}B_{15}Si_4$ and $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$ amorphous alloys. *Mater. sci.* 1981. Vol. 49. No. 3, pp. 257–261.
9. Novác L., Potocký I., Lovac A., Kisdi-Koszó E., Takács J. Influence of the melt overheating and the cooling rate on the magnetic properties of $Fe_{83.4}B_{16.6}$ amorphous alloys. *J. Magn. Mater.* 1980. Vol. 19, pp. 149–151.
10. Kekalo I.B., Tsvetkov V.Yu. Features of the formation of magnetic properties upon annealing and temperature-time stability in the amorphous alloy $Fe_5Co_{58}Ni_{10}Si_{11}B_{16}$. *FMM – Physics of Metals and Metallography*, 1985. Vol. 59. No. 3, pp. 473–489. (In Russ.).
11. Kronmüller H., Monser N., Rettenmeier F. Micromagnetic analysis of magnetic after-effect in amorphous alloys by two-level systems. *IEEE Trans. Magn.* 1984. Vol. MAG-20. No. 5, pp. 1388–1390.
12. Kronmüller H. The rôle of two-level systems in amorphous metallic alloys. Micromagnetic theory of magnetic after-effects in amorphous ferromagnets. *Phys. Stat. Sol. (b)*, 1985. Vol. 127, pp. 531–541.
13. Egami T., Vitek V. Local structural fluctuations and defects in metallic glass. *J. Non-Cryst. Sol.*, 1984. Vol. 62. No. 4, pp. 499–510.
14. Egami T. Atomic short-range order in amorphous metal alloys. In: *Amorfnye metallicheskie splavy* [Amorphous metal alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1987. pp. 92–106. (In Russ.).
15. Vvedenskii V.Yu., Kekalo I.B. Theoretical analysis of the influence of magnetic anisotropy on a temporary ramp initial permeability in amorphous alloys due to directional ordering. *FMM = Physics of Metals and Metallography*, 1997. Vol. 83. No. 4, pp. 41–50. (In Russ.).
16. Martis R. J.J., Nathasigh D.M. Dependence of some properties on thickness of smooth amorphous alloy ribbons. *J. Appl. Phys.*, 1984, No. 55, pp. 1787–1789.
17. Skakov Yu.A., D'yakonova N.P., Savin V.V. etc. The cooling rate of the melt phase into the structure of the system Fe–Co–Nb and Fe–Ni–Nb. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1984. No. 5, pp. 85–90. (In Russ.).
18. Skakov Yu.A., N.P., Savin V.V. Phase states in a system with Fe–Nb, and Ni–Fe–Nb upon solidification under ultrafast subsequent heating and cooling. In: *Stabil'nye i metastabil'nye fazovye ravnovesiya v metallicheskih sistemakh* [Stable and metastable phase equilibria in metallic systems]. Moscow: Nauka, 1985. pp. 176–181. (In Russ.).
19. Skakov Yu.A. The structure of amorphous metal alloys. In: *Nauchnye shkoly MISiS* [Science schools MISiS]. Moscow: MISiS, 1997. pp. 401–406. (In Russ.).
20. Kekalo I.B. *Atomnaya struktura amorfnykh splavov i ee evolyutsiya* [Atomic structure of amorphous alloys and its evolution]. Moscow: Izd. «Ucheba» MISiS, 2006. pp. 275–295. (In Russ.).

Received March 17, 2014