

ПОВЕДЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ БАЗОВОЙ СИСТЕМЫ Fe-Si-B, ПОДВЕРГНУТЫХ γ -ОБЛУЧЕНИЮ

В.Б.Неймаиш, В.Ю.Поварчук
Институт физики НАН Украины, г.Киев
vova@neimash.kiev.ua

Л.Е.Тараненко
Институт металлофизики НАН Украины, г.Киев
А.Н.Кабалдин, В.М.Цмоць

Педагогический университет им. И.Франка, г.Дрогобыч, Украина

Вивчено вплив γ -опромінення (^{60}Co з енергією γ -квантів 1,2 Мев, доза опромінення $\sim 2 \cdot 10^9$ Р) на динамічні (1кГц) магнітні властивості тороїдальних сердечників з аморфних (MG) та нанокристалічних (FM) Fe-Si-B сплавів системи Fe-Si-B. Показано, що опромінення взмозі не тільки погіршувати, але й покращити такі практично важливі характеристики цих матеріалів як значення амплітудної магнітної проникливості μ_1 , μ_{\max} та полу ширины динамічної петлі перемагнічування H_c . Притому радіація впливає на магнітні параметри не тільки матеріалів з вже сформованою нано- та субнано-структурою. Попереднє опромінення вихідних аморфних сплавів також може суттєво впливати на поведінку їх магнітних властивостей при кристалізуванні наступних термообробок. В залежності від хімічного складу MG - та FM - сплавів, ефект від впливу радіації може носити як оборотний, так і необоротний характер в процесі тривалої витримки (до 2-х років) при кімнатній температурі. В результаті випробувань виявлені особливо радіаційно-стійкі композиції аморфних та нанокристалічних сплавів.

Изучено влияние γ -излучения (^{60}Co с энергией γ -квантов 1,2 Мэв, доза облучения $\sim 2 \cdot 10^9$ Р) на динамические (1кГц) магнитные свойства тороидальных сердечников из аморфных (MG) и нанокристаллических (FM) легированных сплавов системы Fe-Si-B. Показано, что облучение способно не только ухудшать, но и улучшать такие практически важные характеристики этих материалов как значения амплитудной магнитной проницаемости μ_1 , μ_{\max} и полуширины динамической петли перемагничивания H_c . Причем радиация оказывает влияние на магнитные параметры не только материалов с уже сформированной нано- и субнано-структурой. Предварительное облучение исходных аморфных сплавов также способно сильно влиять на поведение их магнитных свойств при кристаллизации в ходе последующих термообработок. В зависимости от химического состава MG - и FM - сплавов, эффект от воздействия радиации может носить как обратимый, так и необратимый характер в процессе длительной выдержки (до 2-х лет) при комнатной температуре. В результате исследований определены наиболее радиационно-стойкие композиции аморфных и нанокристаллических сплавов.

The influence of γ -irradiation (^{60}Co with energy of γ -quanta 1,2 MeV and irradiation dose $\sim 2 \cdot 10^9$ R) on dynamic (1kHz) magnetic properties of toroidal cores made from the amorphous (MG) and nano-crystalline (FM) alloys based on Fe-Si-B system was investigated. It was revealed that the irradiation is capable of not only worsening, but also improving practically important characteristics of these materials including the values of an amplitude magnetic inductivity μ_1 , μ_{\max} and the half-width of a dynamic closed loop of magnetization reversal H_c . At that radiation influences the magnetic parameters of materials having not only already formed nano- and sub-nanostructure. Preliminary irradiation of initial amorphous alloys is also appeared to be capable of strong influencing the behavior of their magnetic properties during crystallization under further heat treatments. In dependence from the chemical composition of MG and FM alloys, the effect of radiation can have both reversible and non-reversible character during long lying at a the room temperature (up to 2 years). The investigation has resulted in the determination of the most radiation-resistant composition of amorphous and nano-crystalline alloys.

Аморфные сплавы базовой системы Fe-Si-B обладают высокой индукцией насыщения (1.5...1.6Т) и температурой Кюри (380...450°C), низкими потерями в сердечнике (130...160 Вт/кг при $B=0,2$ Т и 100 кГц), просты и экономичны в получении [1]. Для достижения оптимума их магнитных свойств путем низкотемпературной термообработки проводится частичная кристаллизация. Например, в сплавах этой базовой системы, легированных Cu и Nb, после частичной кристаллизации при 520...530°C в аморфной матрице образуются кристаллы твердого

раствора $\alpha\text{-Fe(Si)}$ размером 8...10 нм, занимающие 70...80% объема. Такой материал характерен значениями $\lambda_s \approx 10^{-6}$, $\mu_1 \approx 25...50$ тыс. в области частот до 50 кГц [2].

Благодаря высоким магнитным характеристикам области применения аморфных и нанокристаллических сплавов могут быть расширены за счет использования в индуктивных элементах электротехнической аппаратуры для космической техники, а также в качестве чувствительных элементов датчиков давления, перемещения или вибрации в системах

контроля и безопасности АЭС. К сожалению, в настоящее время практически отсутствуют сведения относительно поведения таких материалов в условиях жесткого радиационного воздействия, что и послужило основанием для постановки настоящей ра-

боты.

Химический состав исследуемых сплавов системы Fe-Si-B приведен в табл.1. Сплавы, легированные Ni, Mo, обозначены MG (Metglass). Сплавы, легированные Cu, Nb, Co, обозначены FM (Finemet).

Таблица 1

Влияние γ -облучения на магнитные свойства лент MG-сплавов.
(Размеры сердечника 20x32/10, f=1 кГц)

Сплав	Термообработка	Характеристика	До облучения	После облучения	Через 6 мес.	Через 12 мес.	Состав
MG-3	430° 15'	μ_1	6500	4650	4020	3900	Fe _{78,5} Si ₆ B ₁₄ Ni ₁ Mo _{0,5}
		μ_{max}	18300	24900	22500	31150	
		H μ_{max} , A/m	14	14.4	12.7	11.2	
		H _c , (B=0.2T) A/m	3.6	3.3	3.3	3.6	
MG-3 Предв. облуч. исх. лент та	420° 15'	μ_1		3350	3840	3780	Fe _{78,5} Si ₆ B ₁₄ Ni ₁ Mo _{0,5}
		μ_{max}		19360	21400	21600	
		H μ_{max} , A/m		14.6	12	13.96	
		H _c , (B=0.2T) A/m		5.0	4.7	5.0	
MG-8	420° 15'	μ_1	15100	6400	11000	13350	Fe _{75,5} Si ₂ B ₁₆ Ni _{3,5} Mo ₃
		μ_{max}	27800	26000	25400	30730	
		H μ_{max} , A/m	5	10.9	8	7.02	
		H _c , (B=0.2T) A/m	1.59	2.0	1.96	1.95	
MG-8 Предв. облуч. исх. лент та	420° 15'	μ_1		6570	8910	9150	Fe _{75,5} Si ₂ B ₁₆ Ni _{3,5} Mo ₃
		μ_{max}		32200	30570	36450	
		H μ_{max} , A/m		8.97	7.38	9.43	
		H _c , (B=0.2T) A/m		2.5	2.3	2.5	

Исходные чисто аморфные ленты шириной 10 мм, толщиной 20...35 мкм для сплавов MG и 18...25 мкм для сплавов FM получены спиннингованием расплава на воздухе [3]. Эти ленты были свиты в тороиды, которые в дальнейшем использовались в исследованиях в качестве магнитопроводов. Из каждого конкретного сплава были изготовлены по три таких магнитопровода. По одному магнитопроводу из каждой тройки подвергались γ -облучению перед процедурой термообработки и по одному после, а третий служил в качестве контрольного.

Начальная магнитная проницаемость μ_1 всех рассмотренных сплавов в исходном чисто аморфном состоянии не превышает 360 на частоте 10 кГц. Путем термообработки при 420...430 °С для сплавов MG и при 520...530 °С для сплавов FM проводилась частичная кристаллизация. В результате этого в аморфной матрице сплавов MG были сформированы кристаллы твердого раствора α -Fe(Si) с размером порядка 100 нм, занимающие около 1% объема, а в сплавах FM – кристаллы размером 8...10 нм, занимающие 70...80% объема. Значения магнитных характеристик материалов магнитопроводов после термообработки как предварительно облученных, так и контрольных приведены в табл.1. Там же показаны параметры образцов, облученных уже после формирования микрокристаллов термообработкой. Облучение (⁶⁰Co с энергией γ -квантов 1,2 МэВ и плот-

ностью потока $3 \cdot 10^{18}$ γ -кв/см², доза облучения $\sim 2 \cdot 10^9$ Р) лент и тороидальных сердечников проводилось при температуре 25° С. Для измерения магнитных характеристик сердечников на частоте 1 кГц использовался стандартный индукционно-непрерывный метод [4]. Определялись величина индукции насыщения B_s , полуширина динамической петли перемагничивания H_c при $B=0,2T$, амплитудная начальная (μ_1 в поле 1 мА/см) и максимальная (μ_{max}) магнитная проницаемость, а также поле достижения μ_{max} ($H\mu_{max}$).

Оказалось, что γ -облучение способно существенно как уменьшать, так и увеличивать значения магнитных характеристик исследуемых материалов. Более того, предварительное облучение может влиять на процесс формирования магнитных свойств при последующей частичной кристаллизации. Это иллюстрируется данными, приведенными в табл.1 и на рис.1...5. В частности, в сплаве MG-3 облучение исходных и термообработанных образцов уменьшает μ_1 в 1.5...2 раза, а μ_{max} , наоборот, увеличивает в 1.06...1.36 раз при почти неизменных H_c и $H\mu_{max}$. В сплаве MG-8 после облучения μ_1 уменьшается более чем в 2 раза, но μ_{max} мало меняется в термообработанном образце и возрастает лишь на 16% в предварительно облученном. При этом $H\mu_{max}$ возрастает вдвое, а H_c на 26...57%.

Влияние облучения на FM-сплавы тоже не однозначно. Параметр μ_1 после облучения термообработанных образцов уменьшается в сплавах FM-1, FM-9 (на 10...16%), но увеличивается в сплавах FM-6, FM-10, FM-11, FM-12 (на 5...14%). В облученных перед термообработкой образцах μ_1 уменьшается в FM-6, FM-9, FM-10 (на 6...31%), но увеличивается в FM-11 и FM-12 (на 9 и 368%).

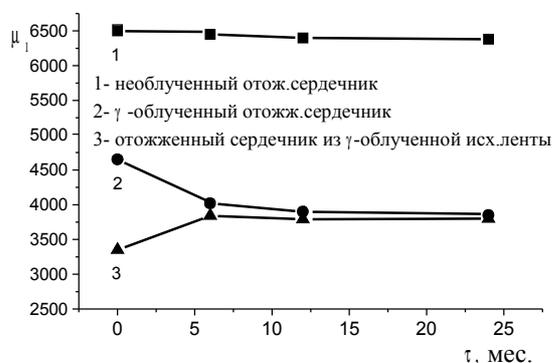


Рис. 1. Временная зависимость амплитудной начальной ($H=1\text{тА/см}$, $f=1\text{кГц}$) магнитной проницаемости отожженных сердечников из MG и FM сплавов при MG-3 ($\text{Fe}_{78,5}\text{Si}_6\text{B}_{14}\text{Ni}_1\text{Mo}_{0,5}$) ТО 420°C, 15 мин.

Параметр μ_{max} после облучения термообработанных образцов уменьшается в сплавах FM-1, FM-9 (на 10...40%), но увеличивается в сплавах FM-6, FM-10, FM-12 (на 9...22%) остается неизменным в FM-11. В облученных перед термообработкой образцах μ_{max} уменьшается в FM-9, FM-10 (на 30...35%), но увеличивается в FM-6, FM-11 (на 20 и 260%) и не меняется в FM-12.

Параметр $H_{\text{с max}}$ после облучения термообработанных образцов уменьшается в сплавах FM-6, FM-10, FM-12 (на 10...23%), но увеличивается в сплавах FM-1, FM-11 (на 14...25%), остается неизменным в FM-9. В облученных перед термообработкой образцах $H_{\text{с max}}$ уменьшается в FM-6, FM-11, FM-12 (на 8...40%), но увеличивается в FM-10 (на 9%) и не меняется в FM-9.

Параметр $H_{\text{с}}$ после облучения термообработанных образцов уменьшается лишь в сплаве FM-10 (на 4%), но увеличивается во всех остальных сплавах (на 1...26%). В облученных перед термообработкой образцах $H_{\text{с}}$ уменьшается в FM-11 (на 54%), но увеличивается в остальных сплавах (на 31...57%).

Механизмы влияния ионизирующей радиации на магнитные свойства рассматриваемых материалов изучены очень мало. С точки зрения термодинамики возможно два основных подхода к их пониманию. Первый. Аморфные сплавы являются сильно неравновесной системой. Вызванные облучением атомные смещения и возбуждение электронной подсистемы могут способствовать структурной релаксации вплоть до образования зародышей кристаллической фазы и через них влиять на магнитные свойства [5]. Особенно при облучении до ТО. Второй подход. Кристаллическая фаза, определяющая магнитные характеристики FM-сплавов, присутствует

не только в их нанокристаллическом состоянии, но и в исходном аморфном (зародыши). Взаимодействие высокоэнергетического излучения с кристаллами может приводить к образованию в них дефектов структуры. Да и в аморфной фазе под действием облучения не исключено образование дефектов структуры ближнего порядка. Это эквивалентно дополнительной аморфизации и означает переход системы в ещё более неравновесное состояние. Таким образом, с точки зрения первого подхода, облученный материал является более равновесным, и его свойства более стабильны в области комнатных температур. Наоборот, с точки зрения второго подхода, облученный материал является менее равновесным, и изменения его свойств, привнесенные радиацией, должны быть менее термостабильными. В этой связи нами исследовано изменение магнитных характеристик облученных материалов с длительностью хранения при комнатной температуре в течение 25 месяцев.

Оказалось, что облучение отожженных сердечников приводит как к необратимым эффектам изменения магнитных характеристик (для низколегированного Ni и Mo ($\text{Fe}_{78,5}\text{Si}_6\text{B}_{14}\text{Ni}_1\text{Mo}_{0,5}$) сплава MG-3), так и к обратимым – для сплава MG-8 с большим содержанием Ni и Mo ($\text{Fe}_{75,5}\text{Si}_2\text{B}_{16}\text{Ni}_{3,5}\text{Mo}_3$) (см. табл. 1).

В первом случае (для сплава MG-3) облучение отожженного сердечника приводит к уменьшению значения μ_1 и росту μ_{max} приблизительно на 30%, которые не только не восстанавливаются при длительной (12...24 месяца) выдержке сердечника при комнатной температуре (см. рис. 1), но и изменяются: μ_1 уменьшается, а μ_{max} растет еще на 30 и 40%, соответственно.

Во втором случае (для сплава MG-8) после облучения отожженного сердечника μ_1 уменьшается приблизительно в 2,4 раза, но через 12 месяцев это значение восстанавливается и лишь на 13% отличается от μ_1 необлученного сердечника (см. рис. 2).

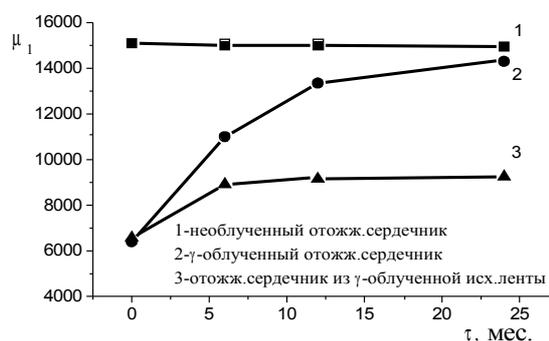


Рис. 2. Временная зависимость амплитудной начальной ($H=1\text{тА/см}$, $f=1\text{кГц}$) магнитной проницаемости отожженных сердечников из MG и FM сплавов при MG-8 ($\text{Fe}_{75,5}\text{Si}_2\text{B}_{16}\text{Ni}_{3,5}\text{Mo}_3$) ТО 420°C, 15 мин.

Весьма существенно увеличивается (~20%) после облучения отожженного сердечника и $H_{\text{с}}$ этого сплава, которая затем практически не изменяется.

Предварительное γ -облучение исходных аморфных лент сплавов системы Fe-Si-B-Ni-Mo приводит к формированию в них новых структурных состояний, существенно изменяющих интегральные маг-

нитные характеристики лент (сердечников) даже после термовременной обработки при 420...30°C. Эти изменения не стабильны с течением времени (рис.1,2).

Таблица 2

Влияние γ -облучения на магнитные свойства лент FM-сплавов.
(Размеры сердечника 20x32/10, f=1 кГц)

Сплав	Термо обработка	Характеристика	До облучения	После облучения	Через 12 мес.	Состав
FM-1	530° 60'	μ_1	29500	24800	27000	Fe _{73,5} Si _{13,5} B ₉ Cu ₁ Nb ₃
		μ_{max}	144060	87100	91200	
		H μ_{max} , A/m	4	5	4.46	
		H _c , (B=0.2T), A/m	1.25	1.47	1.6	
FM-6	530° 60'	μ_1	24000	25300	25000	Fe _{73,6} Si _{15,8} B _{7,2} Cu ₁ Nb _{2,4}
		μ_{max}	54400	60500	59600	
		H μ_{max} , A/m	4	3.6	4.3	
		H _c , (B=0.2T), A/m	1.2	1.34	1.38	
FM-6 Предв. облуч. исх. лента	530° 60'	μ_1		22600		Fe _{73,6} Si _{15,8} B _{7,2} Cu ₁ Nb _{2,4}
		μ_{max}		65300		
		H μ_{max} , A/m		3.7		
		H _c , (B=0.2T), A/m		1.57		
FM-9	530° 60'	μ_1	18300	16400	18750	Fe _{72,2} Si _{16,6} B _{6,4} Cu ₁ Nb _{2,25} Co _{1,55}
		μ_{max}	48000	43100	42800	
		H μ_{max} , A/m	5.98	5.98	5.4	
		H _c , (B=0.2T) A/m	1.53	1.93	1.84	
FM-9 Предв. облуч. исх. лента	530° 60'	μ_1		15100		Fe _{72,2} Si _{16,6} B _{6,4} Cu ₁ Nb _{2,25} Co _{1,55}
		μ_{max}		33700		
		H μ_{max} , A/m		6.05		
		H _c , (B=0.2T) A/m		2.39		
FM-10	520° 30'	μ_1	23100	26400	27300	Fe _{71,25} Si _{16,4} B _{7,7} Cu ₁ Nb _{2,1} Co _{1,55}
		μ_{max}	61000	66200	65000	
		H μ_{max} , A/m	3.85	3.4	3.39	
		H _c , (B=0.2T) A/m	1.35	1.3	1.28	
FM-10 Предв. облуч. исх. лента	520° 30'	μ_1		15900		Fe _{71,25} Si _{16,4} B _{7,7} Cu ₁ Nb _{2,1} Co _{1,55}
		μ_{max}		39700		
		H μ_{max} , A/m		4.2		
		H _c , (B=0.2T) A/m		2.0		
FM-11	520° 60'	μ_1	2200	2300	2290	Fe _{70,05} Si _{16,4} B ₉ Cu ₁ Nb ₂ Co _{1,55}
		μ_{max}	7600	7600	7750	
		H μ_{max} , A/m	5.98	6.81	5.6	
		H _c , (B=0.2T) A/m	6.85	8.2	8.0	
FM-11 Предв. облуч. исх. лента	520° 60'	μ_1		8100		Fe _{70,05} Si _{16,4} B ₉ Cu ₁ Nb ₂ Co _{1,55}
		μ_{max}		27350		
		H μ_{max} , A/m		3.6		
		H _c , (B=0.2T) A/m		3.18		
FM-12	520° 60'	μ_1	5200	5500	6100	Fe _{71,8} Si _{17,3} B _{6,4} Cu ₁ Nb _{1,95} - Co _{1,55}
		μ_{max}	15800	19300	19600	
		H μ_{max} , A/m	10.37	7.94	7.22	
		H _c , (B=0.2T) A/m	3.12	3.86	4.0	
FM-12 Предв. облуч. исх. лента	520° 60'	μ_1		5650		Fe _{71,8} Si _{17,3} B _{6,4} Cu ₁ Nb _{1,95} - Co _{1,55}
		μ_{max}		16000		
		H μ_{max} , A/m		8.25		
		H _c , (B=0.2T) A/m		4.9		

Для нанокристаллических сплавов (табл.2) FM-1 и FM-6 с содержанием 3...2,4 ат.% Nb и 22,5...23 ат.% (Si+B) соответственно, наблюдается небольшое изменение μ_1 отожженного сердечника после облучения, а затем, в процессе его выдержки в течение 24 месяцев, μ_1 стремится к своему значению до облучения (обратимый эффект) (см. рис.3), что свидетельствует о релаксации структуры нанокристаллического сплава.

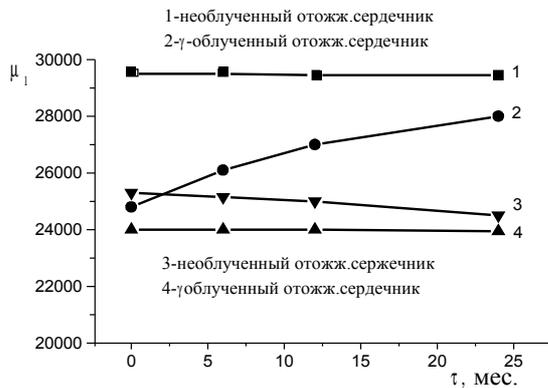


Рис.3. Временная зависимость амплитудной начальной ($H=1\text{тА/см}$, $f=1\text{кГц}$) магнитной проницаемости отожженных сердечников из MG и FM сплавов при: 1,2 – FM-1 ($\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$) ТО 530 °С, 60 мин. в вакууме; 3,4 – FM-6 ($\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Nb}_{2,4}\text{Cu}_1$) ТО 530 °С, 60 мин. в вакууме

Для сплавов FM-9,10,11, легированных 1,55 ат.% Co, с меньшим содержанием ниобия (1,95...2,25 ат.%) и большим – металлоидов (23...25,4 ат.%) характерны необратимые эффекты облучения, заключающиеся в увеличении амплитудной проницаемости μ_1 и/или μ_{max} (как непосредственно после облучения, так и после выдержки в течение 6...24 месяцев) выше значений, характерных для необлученных сердечников (рис.4).

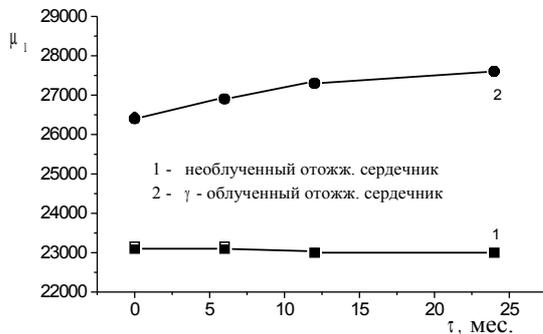


Рис.4. Временная зависимость амплитудной начальной ($H=1\text{тА/см}$, $f=1\text{кГц}$) магнитной проницаемости отожженных сердечников из MG и FM сплавов при: FM-10 ($\text{Fe}_{71,25}\text{Si}_{16,4}\text{B}_{7,7}\text{Nb}_{2,1}\text{Cu}_1\text{Co}_{1,55}$) ТО 520 °С, 30 мин. в вакууме

Для всех исследованных нанокристаллических сплавов (за исключением сплава $\text{Fe}_{71,25}\text{Si}_{16,4}\text{B}_{7,7}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2,1}\text{Co}_{1,55}$) после облучения происходил заметный рост ширины петли перемагничивания H_c , которая не уменьшалась при длительной выдержке сердечников при комнатной температуре.

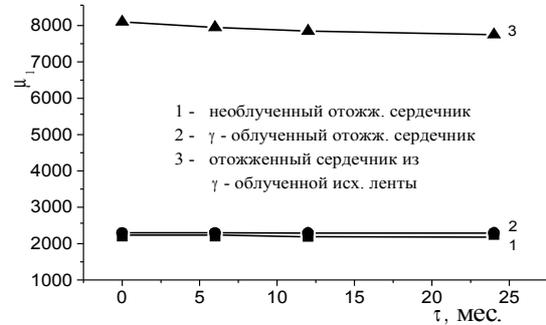


Рис.5. Временная зависимость амплитудной начальной ($H=1\text{тА/см}$, $f=1\text{кГц}$) магнитной проницаемости отожженных сердечников из MG и FM сплавов при: FM-11 ($\text{Fe}_{70,05}\text{Si}_{16,4}\text{B}_9\text{Nb}_2\text{Cu}_1\text{Co}_{1,55}$) ТО 520 °С, 60 мин. в вакууме

Таким образом установлен двойкий эффект воздействия γ -облучения на MG- и FM-сплавы с точки зрения термостабильности привнесенных радиацией изменений:

с одной стороны, – это обратимый эффект радиационного воздействия – восстановление со временем μ_1 и μ_{max} облученных сердечников до значений, характерных для необлученных сплавов;

с другой стороны, – это необратимый эффект – значения μ_1 , μ_{max} и H_c , полученные после γ -облучения, не изменяются после длительной выдержки при комнатной температуре.

Это может означать, что на воздействие радиации на MG- и FM-сплавы участвуют оба термодинамические механизма, рассмотренные выше. Пониманию, почему в том или ином случае доминирует один из них, по-видимому, могут помочь дополнительные исследования влияния радиации на атомную структуру этих материалов. Проведение такого рода исследований имеет два аспекта прикладной актуальности. Первый – это поиск средств повышения радиационной стойкости индуктивных элементов на сердечниках из на MG и FM- сплавов. Второй – использование механизмов необратимого влияния радиации на магнитные свойства MG и FM-сплавов для создания радиационно-стойкой технологии управления параметрами магнитопроводов на их основе. В рамках современной технологии изготовления магнитопроводов на основе аморфных и нанокристаллических сплавов используется лишь два средства управления их магнитными характеристиками: варьирование химическим составом сплава и термическая (или термомагнитная) обработка. Оба они являются довольно грубыми и слабо контролируруемыми средствами. Коррекция же параметров уже

готовых магнитопроводов при помощи набора дозы γ -облучения может осуществляться с любой степенью точности.

В качестве итога данной работы можно сделать следующие выводы:

– γ -облучение способно существенно влиять на основные магнитные характеристики MG и FM-сплавов на основе системы Fe-Si-B как в сторону уменьшения, так и в сторону увеличения.

– привнесенные радиацией изменения магнитных параметров сплавов могут прогрессировать, релаксировать или оставаться неизменными в ходе длительного хранения при комнатной температуре в зависимости от химического состава и обусловленных им особенностей структуры.

– полученные результаты свидетельствуют о принципиальной возможности создания технологии управления магнитными свойствами MG и FM-сплавов с помощью воздействия ионизирующей радиации.

Авторы выражают признательность генеральному директору фирмы «МЕЛТА» кандидату физ.-мат. наук В.К.Носенко за предоставленные образцы

сплавов и магнитопроводов, а также заведующему отделом кристаллизации Института металло-физики НАНУ профессору В.В.Маслову за содействие в проведении экспериментов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Аморфные металлические сплавы /Под ред. Ф.Е.Люборского. М.: “Металургия”, 1987, с.137-164
2. G.Herzer. //IEEE Trans.Magn. 1989, v.25, N5, p.3327-3329.
3. V.V.Maslov, V.V.Nemoshkalenko et. Rapidly quenched amorphous and microcrystalline alloys as new class of materials. Productions and applications //J.Met.Phys. and Adv.Technol., v.16, N1,1994, p.5-9.
4. Часть 1. Методы измерений. ГОСТ 29004–91 (МЭК 367-1-82). Комитет стандартизации и метрологии СССР, Москва, 1991.
5. Г.М.Зелинская, Д.Ю.Падерно, В.В.Маслов и др. О структуре и термической стабильности аморфных сплавов (Fe,Cr)₈₅B₁₅ в исходном состоянии и после γ -облучения //Металлофизика, 1990., т.12, №3, с.48-52.