

УДК 539.621.3

РОССИЙСКИЕ АМОРФНЫЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ

В.С. Чернов, О.Г. Иванов, А.П. Коржавый, А.С. Евтеев, А.В. Маряхин

Рассмотрены особенности свойств аморфных и нанокристаллических сплавов; приведены данные о свойствах и областях применения разработанных ОАО «Научно-исследовательский институт материалов электронной техники» магнитомягких сплавов марок АМАГ в сравнении с зарубежными аналогами; обсуждены основные факторы формирования свойств лент АМАГ.

Введение

Считалось, что металлы могут существовать только в кристаллическом состоянии из-за невозможности предотвратить (подавить) в них кристаллизацию при охлаждении расплава. Однако с появлением в конце 60-х годов прошлого века техники и технологии получения сверхвысоких скоростей охлаждения (до $10^5 \dots 10^7$ °C/c) это стало возможным. Примерно с этого времени начинается первый «аморфный бум», пик которого пришелся на 80-е годы. В это время интенсивно проводились научные исследования и разработки по созданию новых аморфных сплавов (АС), техники и технологии их получения, организации производства, а также изыскание областей применения. Именно в эти годы АС превратились из лабораторной экзотики в полноправный инженерный материал. После некоторого спада в 90-е годы с конца XX в. начался второй «аморфный бум», связанный с совершенствованием техники и технологии производства АС, а также с появлением новых сплавов и эффективных областей их применения, прежде всего приборостроения.

Благодаря аморфной структуре, характеризующейся неупорядоченным однородным распределением компонентов сплавов (структурных составляющих), напоминающим структуру расплава, АС обладают уникальным комплексом свойств, которые не достигаются в традиционных кристаллических материалах. Общая характеристика свойств АС и соответствующие им возможные области применения приведены в табл. 1.

Таблица 1. Свойства и применение аморфных сплавов

Свойства	Области применения
Магнитомягкие материалы: высокие индукция насыщения и проницаемость, низкие коэрцитивная сила и удельные потери, слабая зависимость свойств от механических воздействий.	Трансформаторы различных типов, дроссели, магнитные экраны, фильтры, магнитные усилители, сенсоры и датчики различного назначения и другие электромагнитные компоненты и устройства
Высокие механические свойства: прочность, близкая к теоретическому значению, твердость, вязкость, упругость и износостойкость при сохранении удовлетворительной пластичности.	Пружинный материал; лезвия бритв; режущий и бурильный инструмент; упрочняющие волокна в композитах, строительных материалах, корде автомобильных шин; припойные материалы.
Высокое электросопротивление, превышающее в несколько раз электросопротивление кристаллических сплавов, регулируемые температурные коэффициенты сопротивления и теплового расширения.	Резисторы различных типов, термометры сопротивления, низкотемпературные отопительные нагреватели.
Высокая химическая (коррозионная) стойкость, а при необходимости высокая радиационная стойкость.	Элементы кабелей, приборов, аппаратуры, работающие в различных агрессивных средах; аппаратура для химической и атомной промышленности; фильтры; газопоглотители, катализаторы.

В настоящее время лидирующее положение среди АС заняли аморфные магнитомягкие сплавы (АМС).

Среди АМС наиболее распространены в настоящее время сплавы типа металл-неметалл (металлоид). Металлическую основу этих сплавов (~80 атомных %) составляют ферромагнитные элементы – Fe, Co, Ni, а неметаллическую часть (~20 атомных %) – в основном Si, B, C, P. Роль неметаллов двоякая. Во-первых, это «аморфизаторы», которые стабилизируют структуру расплава, затрудняют возникновение центров кристаллизации, тормозят их рост и тем самым снижают критическую скорость закалки и облегчают переход в аморфное состояние. Во-вторых, это эффективные легирующие присадки в сплавах, при изменении содержания которых возможно регулирование магнитных и физических свойств АМС, в частности индукции насыщения, коэрцитивной силы, температур кристаллизации и Кюри [1].

В зависимости от требуемых магнитных свойств и химического состава существующие АМС можно разделить на три группы. Первая группа – сплавы на основе железа (аналог традиционных кристаллических электротехнических сталей) с высокой индукцией насыщения (~1,5 Тл), низкой магнитной проницаемостью и пониженными потерями при частотах до ~10 кГц. Вторая группа – сплавы на основе кобальта (аналоги – пермаллой, ферриты) со средней величиной индукции (до 1,0 Тл), высокой магнитной проницаемостью и низкими потерями при высоких частотах (до ~1 МГц). Третья группа сплавов на основе Fe-Ni по магнитным свойствам занимает промежуточное положение между перечисленными двумя группами.

С начала 80-х годов прошлого века стремительно начался «нанобум», включающий в себя нанонауку, нанотехнологии и наноматериалы. Появился второй представитель нового класса метастабильных быстроохлажденных сплавов и активный соперник АС – нанокристаллические сплавы (НС). Особенность НС – сверхмелкозернистая структура. Размер зерна (наночастицы) в этих сплавах, по разным данным, находится в диапазоне 1...100 нм. Чтобы представить себе масштаб наномира, напомним, что нанозерно размером 1 нм содержит около 10 атомов.

Нанокристаллические сплавы и аморфные сплавы – ближайшие родственники. Их «родство» основано на двух обстоятельствах. Во-первых, это структурное сходство. Как известно, структура АС имеет ближний порядок, т.е. состоит из упорядоченных микрогруппировок атомов, размеры которых близки к размерам нанозерен НС. Особенности, сходства и взаимные переходы аморфных и нанокристаллических структур рассмотрены в работе [2]. Во-вторых, это технология получения. В настоящее время наиболее распространенным методом получения наноструктуры является регулируемая кристаллизация из исходного аморфного состояния. Таким образом, «материнской» основой НС является АС.

Структура НС представляет собой двухфазную систему, одной из фаз которой являются нанокристаллы, а другой – остаточная аморфная матрица. Свойства НС зависят от состава, размера и количества нанокристаллов, а также их соотношения с аморфной фазой.

В работе проанализированы основные свойства и области применения отечественных аморфных и нанокристаллических магнитомягких сплавов марок АМАГ в сравнении с рядом зарубежных аналогов, а также рассмотрены основные факторы регулирования свойств этих материалов.

Физические свойства аморфных сплавов: теория и эксперимент

Сплавы марок АМАГ разработаны на базе классической системы металл-металлоид M-Si-B, где M – Co, Fe, Ni в различных сочетаниях друг с другом. В табл. 2 приведены свойства легит из сплавов на основе кобальта, а в табл. 3 – сведения о некоторых свойствах и областях применения ряда АМС двух ведущих зарубежных фирм Vasmuschmelze (VAC) (Германия) и Hitachi (Япония, США).

Как видно из приведенных данных, сплавы марок АМАГ обладают широким диапазоном индукции насыщения от 0,55 до 1,0 Тл, низкой коэрцитивной силой и удельными потерями, регулируемой величиной относительной магнитной проницаемости (при 10 кГц от 1300 до 100000), околонулевой магнитострикцией и не уступает известным зарубежным аналогам.

Таблица 2. Свойства сплавов АМАГ на основе кобальта

Свойства сплавов	АМАГ 187	АМАГ 186	АМАГ 183	АМАГ 180	АМАГ 179	АМАГ 172	АМАГ 171	АМАГ 170
Индукция насыщения B_s , Тл	1,0	0,9	0,75	0,68	0,66	0,60	0,58	0,55
Коэрцитивная сила H_c , А/м	4,0	2,0	1,2	0,24	0,24	0,24	0,24	0,16
Проницаемость μ при частотах 10 кГц 1 МГц	1300 1200	2200 1800	10000 2000	35000 3000	50000 3000	70000 3000	80000 3200	100000 3500
Максимальная проницаемость μ_{max} , 10^3	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000
Удельные потери $P_{уд}$, Вт/кг при индукции 0,2 Тл и частотах: 10 кГц 100 кГц	1,5 ... 2,0 50 ... 60	1,5 ... 2,0 45 ... 55	1,5 ... 2,0 30 ... 40	1,0 ... 1,5 20 ... 30	1,0 ... 1,5 20 ... 30	1,0 ... 1,5 20 ... 25	0,5 ... 1,0 20 ... 25	0,5 ... 1,0 20 ... 25
Температура кристаллизации $T_{кр}$, °С	450	470	515	505	510	520	525	530
Температура Кюри T_c , °С	$\geq T_{кр}$	430	350	275	265	235	225	200
Плотность, γ , г/см ³	7,7	7,7	7,7	7,7	7,7	7,7	7,7	7,7
Коэффициент прямоугольности $K_{пр}$ линейной петли гистерезиса, не более	0,02	0,03	0,05	0,05	0,05	0,10	-0,15	0,20
Коэффициент прямоугольности $K_{пр}$ прямоугольной петли гистерезиса, не менее	0,9	0,9	0,9	0,9	0,9	0,9	0,9	0,9
Магнитострикция насыщения, $\lambda_s \cdot 10^{-6}$	0,05	0,05	1,0	0,1	0,2	-0,1	-0,1	0,1

Таблица 3. Современные АМС и области их применения

№ п/п	Фирма Vacuumschmelze	Фирма Hitachi	Аналог НИИМЭТ	Область применения
На основе Со				
1.	Vitrovac 6025 $B_s \sim 0,55$ Тл, $\mu = 70000 \dots 100000$	Metglas 2714 $B_s = 0,55 \dots 0,57$ Тл, $\mu = 90000$	АМАГ 170 АМАГ 171 АМАГ 172 $B_s = 0,55 \dots 0,60$ Тл, $\mu = 70000 \dots 100000$	Сердечники насыщения в источниках питания персональных компьютеров, высокопроницаемые сердечники для импульсных трансформаторов, дросселей, фильтров, трансформаторов типа S_{2M} систем ISDN, противокражные этикетки и датчики различного назначения, электромагнитные экраны.
2.	Vitrovac 6070 $B_s = 0,6 \dots 0,62$ Тл, $\mu = 25000 \dots 60000$		АМАГ 179 АМАГ 180 $B_s = 0,65 \dots 0,68$ Тл, $\mu = 35000 \dots 50000$	Трансформаторы типа S_0 систем ISDN с различными полями подмагничивания.
3.	Vitrovac 6030 $B_s = 0,82$ Тл, $\mu = 2500 \dots 3500$	Metglas 2705 $B_s = 0,75 \dots 0,77$ Тл	АМАГ 183 АМАГ 185 $B_s = 0,75 \dots 0,83$ Тл, $\mu = 3000 \dots 10000$	Прецизионные трансформаторы тока для электронных счетчиков электроэнергии, электромагнитные экраны, противокражные датчики, источники питания.
4.	Vitrovac 6150 $B_s = 1,0$ Тл, $\mu = 1100 \dots 1900$		АМАГ 186 АМАГ 187 $B_s = 0,9 \dots 1,0$ Тл, $\mu = 1200 \dots 2200$	Трансформаторы типов $U_{ко}$, $U_{ро}$ и дроссели ISDN, прецизионные трансформаторы тока для электронных счетчиков электроэнергии.
На основе Fe-Ni				
5.	Vitrovac 4040 $B_s \sim 0,8$ Тл	Metglas 2826MB $B_s \sim 0,88$ Тл	АМАГ 245 $B_s = 0,83$ Тл, $\mu = 10000$; АМАГ 225 $B_s = 1,20$ Тл, $\mu = 2200$	Электромагнитные экраны, датчики поля, высокочастотные трансформаторы.
На основе Fe				
6.	Vitrovac 7505 $B_s \sim 1,45$ Тл	Metglas 2605S3A, Metglas 2605SC, Metglas 2605SA1, $B_s = 1,41 \dots 1,59$ Тл	АМАГ 205 $B_s = 1,40$ Тл, $\mu = 5000$	Силовые и распределительные трансформаторы, трансформаторы тока, электродвигатели.

По аналогии с кристаллическими сплавами свойства АС можно условно разделить на два вида: структурно-нечувствительные и структурно-чувствительные. Структурно-нечувствительные свойства в основном зависят от химического состава и слабо зависят от структуры, определяемой технологическими условиями получения АС и термической обработкой. Структурно-чувствительные свойства, наоборот, сильно зависят от структуры и в меньшей степени от состава. На рис. 1 показана схема зависимости свойств АМС (в частности, на основе кобальта) от трех факторов – химического состава, технологии получения и термообработки без магнитного поля (ТО) и в поле (ТМО). Роль указанных факторов в формировании свойств АМС типа АМАГ частично рассмотрена нами в работе [1].

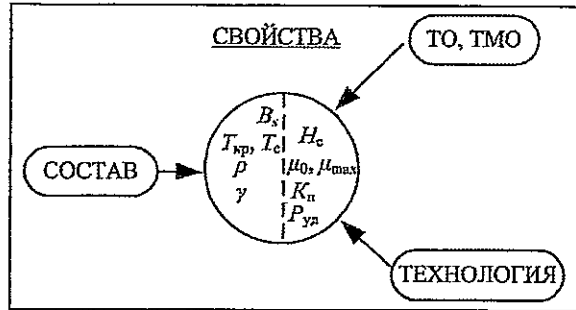


Рис. 1. Структурно-нечувствительные (B_s , $T_{кр}$, T_c , ρ) и структурно-чувствительные (H_c , μ_0 , μ_{max} , K_n , $P_{уд}$) свойства аморфных магнитных сплавов: B_s – индукция насыщения; $T_{кр}$ и T_c – температуры кристаллизации и Кюри соответственно; ρ – электросопротивление; γ – плотность; μ_0 , μ_{max} – начальная и максимальная проницаемости; $K_n = B_r/B_s$ – коэффициент прямоугольности, (B_r – остаточная индукция); $P_{уд}$ – удельные потери

При регулировании физических свойств, естественно, основным фактором является состав сплава. Сплавы АМАГ – типичные прецизионные сплавы, свойства которых сильно зависят от точности химического состава и технологии их получения. Как отмечено выше, основой сплавов АМАГ на базе кобальта является система Co-Fe-Ni-Si-B. Необходимый комплекс свойств достигается путем оптимизации содержания каждого компонента, определенного соотношения между ними, а также путем дополнительного легирования другими элементами. Показателем большой роли состава в формировании свойств является приведенный в табл.2. параметрический ряд сплавов АМАГ с широким диапазоном технических параметров. Кроме того, при анализе свойств АМС АМАГ наблюдаются определенные закономерности между ними. Для иллюстрации сказанного на рис. 2 показана взаимосвязь температур кристаллизации $T_{кр}$ и Кюри T_c , относительной магнитной проницаемости μ при частоте 10 кГц и индукции насыщения B_s в сплавах АМАГ. Видно, что при увеличении B_s от сплава АМАГ 170 к сплаву АМАГ 187 закономерно уменьшаются μ и $T_{кр}$, и увеличивается T_c . Более подробные данные о взаимосвязи свойств сплавов АМАГ приведены в работе [3]. Полученные экспериментальные данные позволяют целенаправленно создавать новые сплавы с заданным комплексом свойств.

Важным и специфическим свойством АМС является температура кристаллизации $T_{кр}$, при которой неравновесная (метастабильная) аморфная структура переходит в равновесную кристаллическую. Этот параметр в значительной степени определяет термическую устойчивость и оптимальную температуру ТО, ТМО, а также рабочую температуру в процессе эксплуатации. $T_{кр}$ сплава примерно равна $0,5 T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления), а рабочая температура применяемых в настоящее время АМС обычно не превышает $\sim 200^\circ\text{C}$. Температура кристаллизации не

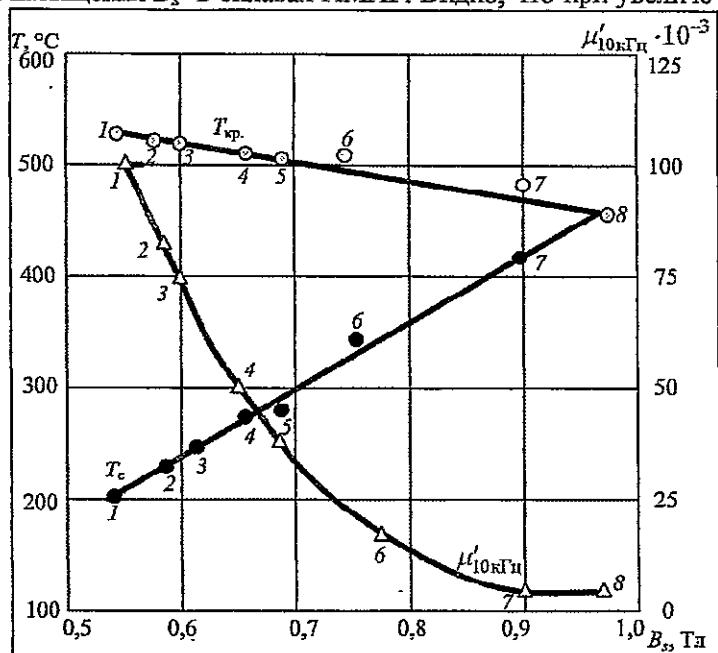


Рис. 2. Взаимосвязь температур Кюри (T_c) и кристаллизации ($T_{кр}$), относительной магнитной проницаемости μ при частоте 10 кГц и индукции насыщения (B_s) в сплавах АМАГ 170 (1), АМАГ 171 (2), АМАГ 172 (3), АМАГ 179 (4), АМАГ 180 (5), АМАГ 183 (6), АМАГ 185 (7), АМАГ 187 (8)

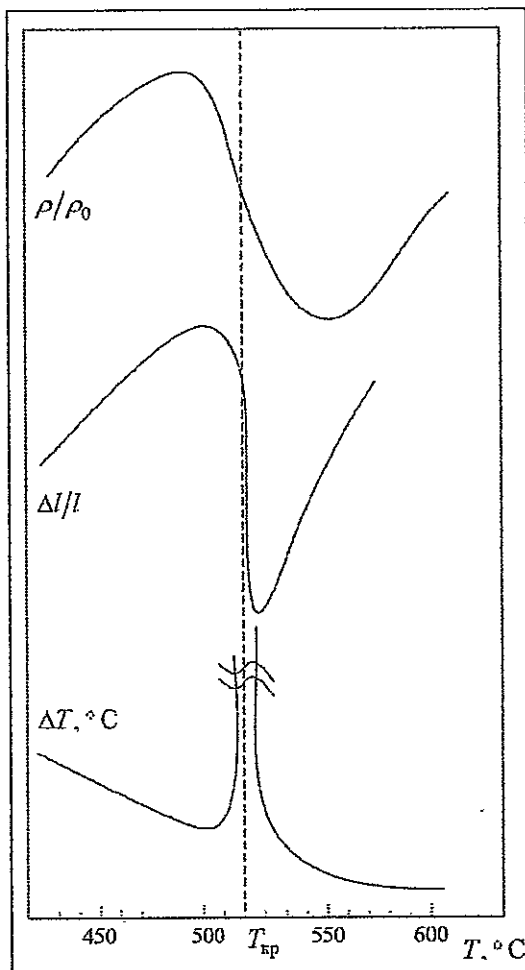


Рис.3. Кривая дифференциально-термического анализа (ΔT) и температурные зависимости линейного расширения ($\Delta l/l$) и электросопротивления ($\Delta \rho / \rho$) сплава АМАГ 225 на основе Fe-Ni-Si-B

является строго фиксированной величиной. Переход из аморфного состояния в кристаллическое является многостадийным процессом, проходит в определенном диапазоне температур и сопровождается резким изменением физических и механических свойств (в частности, охрупчиванием). Этот переход показан на рис. 3 на кривой дифференциального термического анализа ДТА (ΔT) и температурных зависимостях линейного расширения $\Delta l/l$ и электросопротивления ρ / ρ_0 сплава АМАГ225 на основе Fe-Ni-Si-B.

Второй фактор регулирования свойств – технология получения лент. Ленты АМАГ получают наиболее распространенным в настоящее время методом «спиннингования». Суть этой технологии заключается в следующем. Плоская струя расплава через калиброванное щелевое выпускное сопло под давлением газа подается на наружную поверхность вращающегося с линейной скоростью 20...40 м/с металлического закалочного диска, на котором происходит быстрое охлаждение расплава и формирование аморфной ленты. Толщина лент находится в диапазоне 15...25 мкм, ширина – от 0,7 до 30 мм. Причем, что касается ширины, используются две технологические схемы получения мерных лент. Первая схема – получение лент заданных размеров непосредственно в процессе спиннингования. Вторая схема – получение исходной широкой ленты с последующей резкой ее на более узкие заданные размеры. Применение той или иной схемы зависит от объемов производства и экономической целесообразности. Вопросы формирования мерных лент непосредственно из расплава в процессе спиннингования подробно рассмотрены нами в работах [4 – 6].

Как показали наши исследования [1, 7 – 9], свойства лент из различных сплавов АМАГ (особенно структурно-чувствительные H_c , μ , μ_{max} , K_n) в исходном (неотожженном) состоянии после спиннингования отличаются большой неоднородностью по длине лент (т.е. от начала до конца цикла спиннингования), а также значительной зависимостью от толщины. Основная причина этой неоднородности – изменяющиеся тепловые условия формирования лент в процессе спиннингования. Как отмечено в работе [7], при спиннинговании существует три этапа охлаждения сплава. На первом этапе в районе «лужицы» расплава между выпускным соплом и закалочным диском происходит закалка расплава и формирование аморфной структуры. На втором этапе на участке контакта ленты с закалочным диском продолжается ее охлаждение в условиях всестороннего растяжения с появлением внутренних термических напряжений. И, наконец, на третьем этапе слетевшая с диска лента охлаждается на воздухе в свободном состоянии. Как показали исследования, характер изменения структурно-чувствительных свойств, в частности, по длине ленты, зависит не только от условий их получения, но и от химического состава (марки) сплава. В работе [7] нами предложена модель формирования структурно-чувствительных свойств (на примере коэффициента прямоугельности K_n) лент в процессе спиннингования. Согласно этой модели основным параметром является величина ΔT , равная разности температуры Кюри T_c сплава и температуры ленты в месте схода ее с закалочного диска $T_{ск}$. Показана возможность получения лент с заданными свойствами в исходном состоянии, что в ряде случаев представляет практический интерес. В частности, при увеличении ΔT растет значение K_n и соответственно изменяются другие структурно-чувствительные свойства. Таким образом, параметр ΔT от-

ражает влияние как химического состава сплава (через T_c), так и условий получения лент (через $T_{сх}$). Установлено, что увеличение длины ленты (продолжительности спиннингования), толщины и температуры разливки приводит к такому же эффекту, как и уменьшение T_c .

Для иллюстрации влияния технологического фактора на структурно-чувствительные свойства на рис. 4 показано изменение K_p , H_c , μ и μ_{max} по длине ленты (или в зависимости от числа оборотов диска n) сплава АМАГ 183 в исходном состоянии. Наблюдается четкая корреляция изменения этих свойств между собой по длине ленты: характер изменения K_p и μ_{max} одинаков, а μ изменяется противоположно им, являясь практически зеркальным отражением изменения μ_{max} . Кроме того, обращает на себя внимание наличие на начальных участках лент минимума H_c , совпадающего с максимумами μ_{max} и K_p . Этот факт, обнаруженный также у других сплавов АМАГ [7,9], по-видимому, можно объяснить наибольшими скоростями охлаждения (закалки) расплава при формировании лент в начале спиннингования.

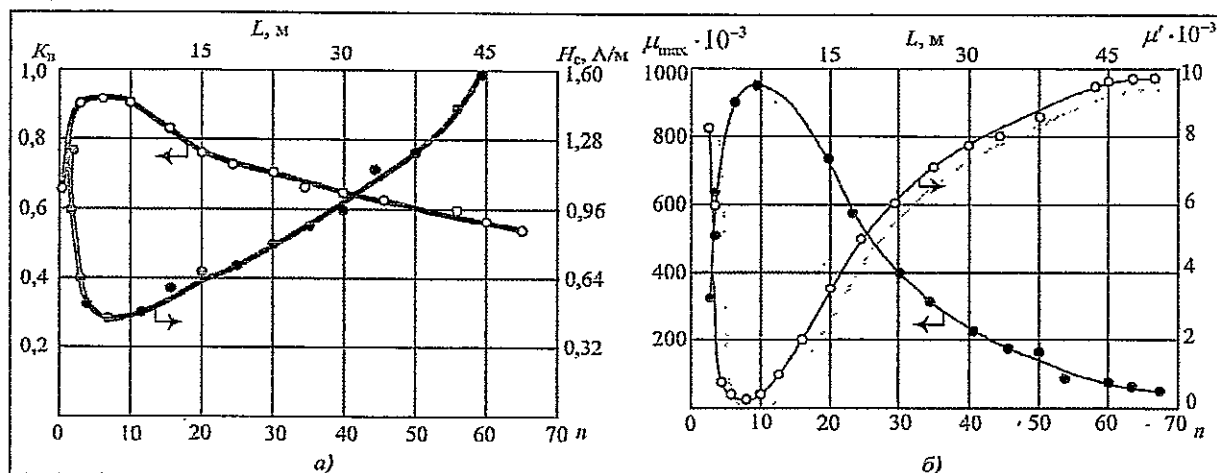


Рис. 4. Изменение коэффициента прямоугольности K_p и coercивной силы H_c (а), начальной μ и максимальной μ_{max} проницаемостей (б) по длине ленты сплава АМАГ 183 в исходном состоянии

Третий фактор – термическая (ТО) и термомагнитная (ТМО) обработка. Принципиально влияние ТО и ТМО на свойства сплавов типа АМАГ не отличается от других известных АМС. Отметим некоторые общие принципы влияния этого фактора.

Как известно, ленты из аморфных сплавов получают в экстремальных условиях сверхбыстрого охлаждения расплава. Поэтому они находятся в крайне неравновесном состоянии и обладают значительными термическими напряжениями и структурной микронеоднородностью. Следовательно, для получения высоких и однородных свойств АМС и изделий из них требуется термическая обработка. Согласно современным представлениям, происходящие при нагреве АМС релаксационные процессы можно принципиально разделить на два этапа. На первом этапе при температуре ниже температуры кристаллизации $T_{кр}$ снижаются внутренние микро- и макронапряжения, происходит выход «свободного» объема (дефектов типа вакансий), а также локальные изменения композиционного (химического) и топологического (структурного) ближнего порядка. Благодаря этим процессам повышается устойчивость (метастабильность) аморфного состояния, улучшаются магнитные свойства АМС, а также их однородность и стабильность.

Направленность второго этапа при нагреве АМС при температурах в районе $T_{кр}$ иная – это разрушение аморфной структуры и ее переход в равновесную кристаллическую с резким изменением свойств (см. рис. 3).

В зависимости от требуемых магнитных свойств и формы петли гистерезиса (прямоугольной, линейной или округлой) термическую обработку проводят в продольном, поперечном (относительно оси ленты) магнитном поле или без него. Конкретные данные о влиянии ТО и ТМО на сплавы типа АМАГ приведены нами в работах [1, 8 – 10]. Здесь мы отметим только некоторые особенности свойств сплавов АМАГ при термической обработке.

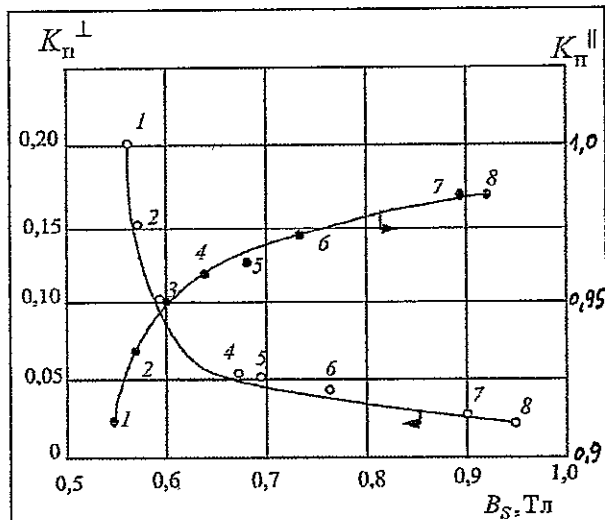


Рис.5. Изменение коэффициента прямоугольности K_n после ТМО в поперечном (K_n^I) и продольном (K_n^{II}) полях в сплавах АМАГ (нумерация сплавов аналогична рис. 2)

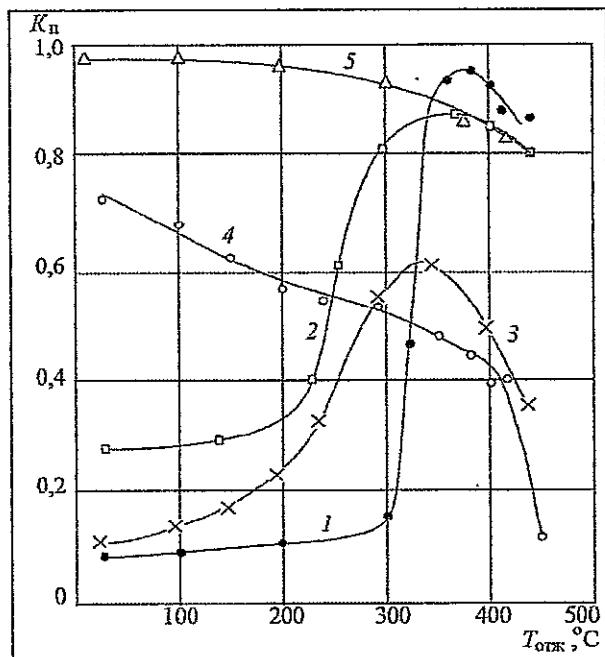


Рис. 6. Зависимость коэффициента прямоугольности K_n от температуры отжига $T_{отж}$ в сплавах АМАГ 170 (1), АМАГ 171 (2), АМАГ 176 (3), АМАГ 183 (4) и АМАГ 186 (5)

уменьшению при росте $T_{отж}$ и переходу к поперечной анизотропии ($K_n \leq 0,40$).

Представителями третьего типа сплавов являются высококобальтовые сплавы АМАГ 186, 187 (кривая 5 на рис. 6 – для сплава АМАГ 186). Особенность этих сплавов при ТО – сохранение высокой исходной продольной анизотропии с некоторым ее уменьшением после высоких температур отжига. Описанные особенности поведения сплавов АМАГ при ТО, по-видимому, можно объяснить взаимосвязью температур кристаллизации, Кюри и отжига, а также «наследственностью», приобретаемой при спиннинговании в результате действия следующих основных факторов: механических и термических напряжений, перехода в магнитное состояние и тепловых условий формирования ленты. Эти вопросы более подробно рассмотрены нами в работах [7,8]. Как показали

Установлено, что ТО и особенно ТМО значительно улучшает структурно-чувствительные свойства и практически полностью выравнивает их по длине ленты, т.е. устраняет неоднородность («наследственность»), приобретенную в процессе спиннингования. Кроме того, при переходе от сплава АМАГ 170 к сплаву АМАГ 187 (см. табл. 2) после ТМО в продольном или поперечном полях такой структурно-чувствительный параметр, как коэффициент прямоугольности K_n закономерно соответственно увеличивается (от 0,91 до 0,99) или уменьшается (от 0,2 до 0,02), что показано на рис. 5. Таким образом, наблюдается связь между повышением температуры Кюри T_c и наведением в сплавах более совершенной магнитной анизотропии.

Обнаружены интересные особенности в поведении сплавов АМАГ при ТО. По характеру изменения K_n от температуры отжига сплавы АМАГ на основе кобальта можно разделить на три типа (рис. 6). К сплавам первого типа относятся сплавы АМАГ 170, 171, 172, 176, 179, 180, обладающие пониженными значениями T_c (200...275°C). Этот тип сплавов представлен на рис. 6 сплавами АМАГ 170, 171, 176 (кривые 1, 2, 3 соответственно). Как видно из рис. 6, особенность сплавов этого типа – низкие значения K_n в исходном состоянии, его рост при повышении температуры отжига с максимумом в районе 350...400 °C. Таким образом, в лентах из этих сплавов при ТО самопроизвольно, т.е. без воздействия магнитного поля происходит переориентация магнитной анизотропии с поперечной на продольную (переход линейной формы петли гистерезиса на прямоугольную). Причем, как показывает сравнение кривых 1, 2, 3, при переходе от сплава АМАГ 170 к сплаву АМАГ 176, т.е. при повышении T_c , высота максимуму K_n снижается.

У сплавов второго типа АМАГ 183 (кривая 4 на рис. 6) со средним значением T_c ход зависимости K_n от $T_{отж}$ обратный по сравнению с первым типом: от продольной магнитной анизотропии в исходном состоянии ($K_n = 0,76$) к ее

наши исследования [10], большое влияние на свойства сплавов АМАГ при ТО и ТМО оказывает скорость охлаждения после выдержки при рабочей температуре. Некоторые результаты этой работы приведены на рис. 7, где показаны зависимости относительной магнитной проницаемости μ' при частоте 10 кГц и коэрцитивной силы H_c от скорости охлаждения $V_{\text{охл}}$ сплава АМАГ 176 после ТО и ТМО. Анализ приведенных данных позволяет сделать следующие основные выводы. Во-первых, с повышением скорости охлаждения магнитная проницаемость растет, особенно после ТМО. При этом, рост μ' наиболее интенсивен в диапазоне до $\sim 500^\circ\text{C}/\text{мин}$. Кроме того, необходимо обратить внимание на быстрое действие магнитного поля при ТМО, которое проявляется даже при скоростях охлаждения около $5 \cdot 10^4^\circ\text{C}/\text{мин}$. Во-вторых, представляет интерес поведение коэрцитивной силы. В исследованном диапазоне скоростей охлаждения H_c практически не изменяется при ТМО, а также при ТО при скоростях от $\sim 100^\circ\text{C}/\text{мин}$ и более. При уменьшении $V_{\text{охл}}$ ниже $\sim 100^\circ\text{C}/\text{мин}$ H_c резко возрастает, по-видимому, вследствие усиления известного явления стабилизации границ доменов.

Таким образом, ТО и ТМО является мощным рычагом формирования и улучшения свойств АМС и, в частности, сплавов типа АМАГ.

Нанокристаллические материалы

В настоящее время наиболее известным и, по-видимому, практически единственным промышленно используемым в мире является магнитомягкий сплав на основе железа системы Fe-Cu-Nb-Si-B, разработанный в Японии в конце 80-х годов прошлого века [11]. Ленты из НС подобного типа выпускаются рядом фирм под марками Finemet (Япония, США), Vitroperm, Nanoperm (Германия), 5БДСР (Ашинский металлургический завод, Челябинская обл.). В НИИМЭТ также разработан подобный НС марки АМАГ 200 в виде мерных лент шириной от 3 до 30 мм и толщиной в диапазоне 15...25 мкм. В табл. 4 приведены свойства НС марок Finemet [11], Vitroperm 500F (по данным фирмы производителя Vacuumschmelze), а также марки АМАГ 200.

Таблица 4. Сравнительные свойства НС

№ п/п	Свойства	Finemet	Vitroperm 500 F	АМАГ 200
1.	Индукция B_s , Тл	1,24	1,20	1,20
2.	Коэрцитивная сила H_c , А/м	0,53	1,0	0,56
3.	Удельные потери, Вт/кг при 100 кГц и 0,2 Тл	38	40	40
4.	Относительная магнитная проницаемость μ	до 100000 (при 1кГц)	30000...80000 (при 10 кГц)	30000 ... 100000 (при 1 кГц)
5.	Температура Кюри T_c , °С	570	600	570
6.	Магнитострикция насыщения λ_s	$+2,1 \cdot 10^{-6}$	$-0,5 \cdot 10^{-6}$	$2,1 \cdot 10^{-6}$
7.	Толщина ленты, мкм	15...20	20	15...20

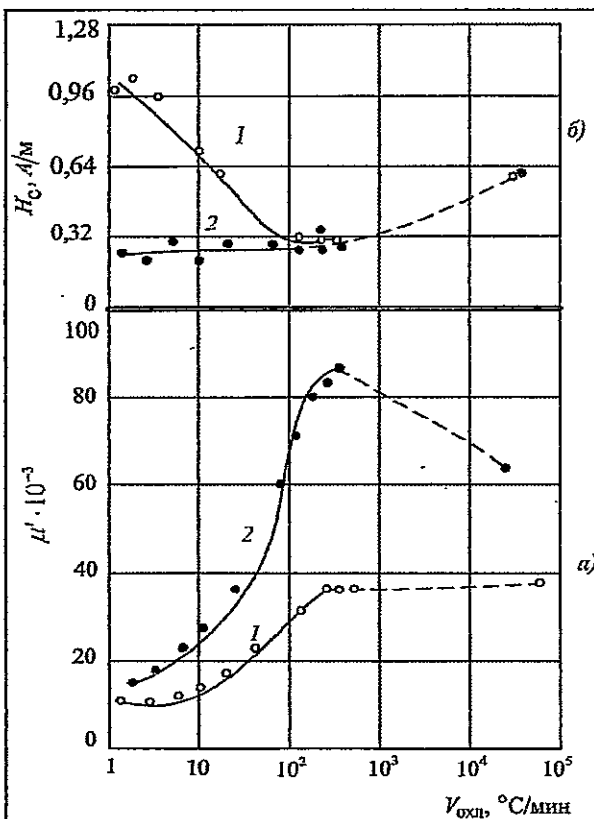


Рис. 7. Зависимость относительной магнитной проницаемости μ' при частоте 10 кГц (а), коэрцитивной силы H_c (б) от скорости охлаждения $V_{\text{охл}}$ после отжига 420°C , 20 мин без поля (1) и в поперечном поле (2) сплава АМАГ 176

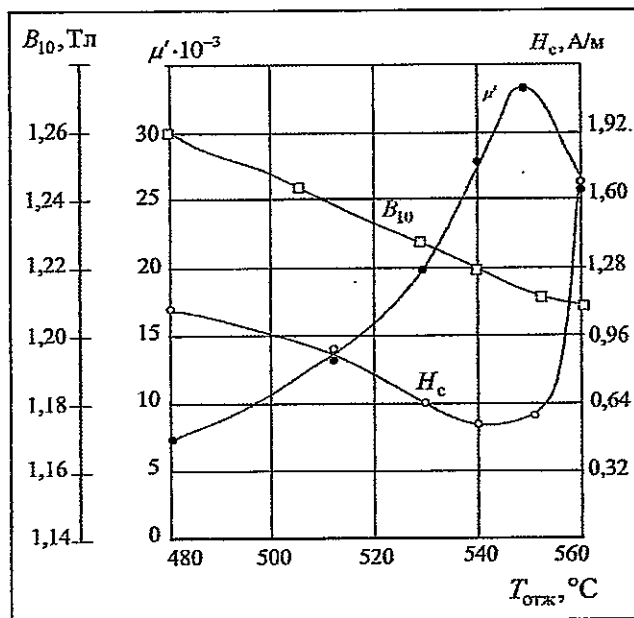


Рис. 8. Зависимость индукции B_{10} , относительной магнитной проницаемости μ при 10 кГц и коэрцитивной силы H_c лент АМАГ 200 от температуры отжига в течение 30 мин

Как видно, свойства всех приведенных марок НС близки друг другу.

На рис. 8 показано изменение проницаемости μ , коэрцитивной силы H_c и индукции B_{10} в сплаве АМАГ 200 в зависимости от температуры отжига в диапазоне плавного перехода от исходной аморфной структуры (480 °С) до нанокристаллической (560 °С). Видны постепенный рост проницаемости и снижение коэрцитивной силы вплоть до температуры $\sim 550^\circ\text{C}$, при которой, очевидно, формируется оптимальная наноструктура. При дальнейшем повышении температуры отжига значения μ и H_c резко ухудшаются, что связано, по-видимому, с ростом размеров нанозерен и огрублением структуры. Что касается индукции B_{10} , то она монотонно снижается с повышением температуры отжига, а затем стабилизируется при 550 °С и выше [12].

По своим свойствам НС занимают промежуточное положение между АС на основе Fe и Co, сочетая в себе положительные качества

этих двух типов сплавов: высокую индукция (как у АС на основе железа), а также высокую магнитную проницаемость, низкие коэрцитивную силу и потери (как у АС на основе Co). Поэтому в ряде областей применения НС вытесняют АМС на основе Co, Fe, и Fe-Ni. Нельзя не отметить и отрицательную особенность НС – чрезвычайную хрупкость после термической обработки (нанокристаллизации), что вызывает технологические трудности при производстве изделий.

В НИИМЭТ создана производственная база по выпуску АМС и НС типа АМАГ в виде мерных лент шириной от 0,7 до 30 мм и толщиной 15...25 мкм. С использованием указанных лент в ОАО «Мстатор» (г. Боровичи Новгородской обл.) разработана широкая номенклатура изделий (сердечников, трансформаторов, дросселей и других электромагнитных компонентов), которые серийно выпускаются на внутренний и зарубежный рынки.

Основные области применения аморфных материалов приведены в табл. 4.

Анализ имеющейся информации в настоящее время позволяет отметить следующие основные тенденции развития рассматриваемого направления:

1. Относительное уменьшение на мировом рынке доли продаж лент и изделий из них АМС на основе Co и резкий рост доли лент НС на основе Fe. Это вызвано, во-первых, как отмечено выше, уникальным сочетанием свойств НС, во-вторых, значительно более низкой их ценой по сравнению с кобальтовыми лентами (в 2...2,5 раза);

2. Переход на более высокие частоты изделий из АМС (300 кГц и более) с дальнейшим уменьшением их массогабаритных характеристик (миниатюризацией). В связи с этим возникает необходимость создания новых АМС с более высокими техническими характеристиками (по-видимому, в первую очередь на основе кобальта) с одновременным ужесточением требований по прецизионности (точности) состава сплавов и технологии их получения. Последнее подразумевает, в частности, уменьшение толщины лент, улучшение качества поверхности, повышение стабильности и однородности свойств.

При этом следует отметить усиливающуюся тенденцию по дифференциации (классности) АМС и изделий из них по уровню технических параметров, качеству и цене.

Таким образом, отмеченная ранее в пункте 1 тенденция некоторого сокращения на мировом рынке «ниши» АМС на основе Co может быть скомпенсирована увеличением спроса за счет новых (или улучшенных) кобальтовых АМС и изделий из них высокого класса;

3. В связи с усилением конкурентной борьбы на мировом рынке активизировался поиск новых областей применения АС и НС и расширение объемов применения уже в известных областях. Можно отметить, например, усиление интереса в таких областях, как электромагнитные и акустомагнитные противокражные датчики в торговле, электронные счетчики электроэнергии, магнитные экраны, сенсоры и датчики различного назначения, бытовые нагреватели для отопления (теплые полы, стены, коврики, накидки), припои. В связи с этим требуются разработки новых АС и НС с заданным комплексом свойств, проведение работ по совершенствованию оборудования и технологии производства, снижению себестоимости продукции и повышению ее конкурентоспособности.

- В настоящее время АС и НС и изделия из них заняли устойчивые позиции на мировом рынке, и есть все основания полагать, что эти позиции в последующие годы будут укрепляться и расширяться. Отечественные сплавы типа АМАГ обладают целым рядом преимуществ по сравнению с известными аналогами.

□ Литература

1. Чернов В.С., Иванов О.Г., Евтеев А.С. Основные факторы формирования свойств аморфных магнитомягких сплавов. – *Материаловедение*, 2001, №4, с.38 – 43.
2. Глезер А.М. Аморфные и нанокристаллические структуры: сходства, различия, взаимные переходы. – *Российский химический журнал*, 2002, т. XLVI, № 5, с. 57 – 63.
3. Чернов В.С., Иванов О.Г., Евтеев А.С. Свойства аморфных магнитомягких сплавов АМАГ на основе кобальта. – *Материаловедение*, 2003, № 10, с.23 – 25.
4. Чернов В.С., Евтеев А.С., Татаринцов В.А. и др. Получение, свойства и применение аморфных магнитомягких сплавов типа АМАГ. – *МТГОМ*, 1992, № 9, с.5 – 8.
5. Chernov V.S., Ivanov O.G., Pashchenko F.E. Production and properties of amorphous magnetically soft alloys AMAG. – *Journal of Advanced Materials*, 1994, vol. 1(4), pp. 353 – 358.
6. Чернов В.С., Иванов О.Г., Евтеев А.С. Основные условия стабильности технологии производства мерных лент из аморфных сплавов. – *Сталь*, 2001, № 4, с. 67 – 69.
7. Чернов В.С., Иванов О.Г., Евтеев А.С. Влияние условий получения на свойства аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта. Часть I. Исходное состояние. – *Материаловедение*, 2004, № 3, с. 34 – 40.
8. Чернов В.С., Иванов О.Г., Евтеев А.С. Влияние условий получения на свойства аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта. Часть II. Состояние после термической обработки. – *Материаловедение*, 2004, № 4, с.33 – 36.
9. Чернов В.С., Иванов О.Г., Штангеев Б.Л., Левина О.А. Магнитные свойства лент из аморфного сплава АМАГ 176. – *МТГОМ*, 1992, №9, с.19 – 21.
10. Чернов В.С., Иванов О.Г. Влияние скорости охлаждения на магнитные свойства аморфных сплавов типа АМАГ на основе кобальта. – *МТГОМ*, 2004, № 5, с.28 – 30.
11. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamachi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. – *J. Appl. Phys.*, 1988, vol. 64(10), pp. 6044 – 6046.
12. Иванов О.Г., Коржавый А.П. Свойства аморфных магнитомягких сплавов типа АМАГ. – *Научно-технические ведомости СПбГПУ*, 2002, № 5, с. 24 – 29.

Поступила 22 мая 2008 г.

RUSSIAN AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE MAGNETIC MEDIUM: PHYSICAL PROPERTIES AND APPLICATION

Chernov V.S., Ivanov O.G., Korzhavyi A.P., Evteev A.S., Marjahin A.V.

Features of properties amorphous and nanocrystalline alloys surveyed. The data on properties and scopes of designed OJSC «Scientific and Research Institute of Electronic Engineering Materials» magnetic weak alloys of brands of AMAGAT UNITS in comparison with foreign analogs are given. Major factors of shaping of properties of straps of AMAGAT UNITS are discussed.

With appearance at the end of 60 years of past eyelid of technique and technology of obtaining of ultraspeeds of refrigerating (up to $10^5 \dots 10^7$ °C/sec) are intensively conducted scientific probes and development of new amorphous alloys (AA). The AA have turned from laboratory exotic to a full engineering material.

Due to the amorphous structure defined by unregulated homogeneous distribution of components of alloys (structural components), recalling structure of a melt, the AA have a unique complex of properties which are not

reached in traditional crystalline materials. These materials have found broad application in radio electronics and instrumentation technologies.

Now leading position among the AA was taken with amorphous magnetically soft alloys (AMA).

Among AMA alloys of type metal-metalloid (metalloid) are most distributed now. The metal basis of these alloys (~80 nuclear %) ferromagnetic elements – Fe, Co, Ni compound, and a non-metallic part (~20 nuclear %) – basically Si, B, C, P. A role of metalloids two-fold. At first, it "amorphiter" which stabilize structure of a melt, hinder originating nuclei, inhibit their growth and by that sink critical speed of quenching and facilitate an amorphization. Second, it is efficient alloy additives in alloys at which change of the content regulation magnetic and physical properties AMA, in particular inductions of a saturation, coercive field strength, crystallization temperatures and Curie is possible.

Depending on required magnetic properties and chemical composition existing AMA it is possible to divide into three groups. The first group – alloys on the basis gland (analog of traditional crystalline electric grade sheets) with high induction of a saturation (~ 1.5 Tl), low magnetic permeability and the under loss at frequencies up to ~ 10 kGz. A second group – alloys on the basis of a cobalt (analog – permalloys, ferrites) with an average of induction (up to 1.0 Tl), high magnetic permeability and low loss at high frequencies (up to ~ 1 MHz). The third group of alloys on basis Fe-Ni on magnetic properties takes an in-between position between listed by two groups.

From the beginning of 80 years of past eyelid precipitantly develop nanotechnologies and nanomaterials. The second representative of a new class of the metastable quick-cooled alloys and the active rival the AA – nanocrystalline alloy (NA) has appeared. A feature of NA – fine grained structure. The grain size (nanoparticles) in these alloys, under miscellaneous data, is over the range 1...100 nm. To imagine a scale of a nanoworld, we shall remind, that nanograin in the dimension 1 nm contains about 10 atoms.

NA and the AA – immediate family. Their "alliance" is based on two circumstances. At first, this structural similarity. As is known, the structure the AA has the short-range order, i.e. will consist of sequenced microgroupings of atoms which dimensions are close to the dimensions nanograins NA. Second, it is technology of obtaining. Now most widespread method of obtaining nanostructures is adjustable crystallization from initial amorphous state. Thus, the "parent" basis of NA is the AA.

The structure of NA represents a two-phase system, one of which phases are nanocrystals, and other – a residual amorphous template. Properties of NA depend on structure, the dimension and quantity nanocrystals, and also their ratio with an amorphous material.

Key properties and fields of application domestic amorphous and nanocrystalline magnetically soft alloys of marks of AMAGAT UNITS in comparison with a series of foreign analogs are adduced and parsed, and also major factors of regulation of properties of these materials are considered.