

Член-корреспондент АН СССР Л. В. КИРЕНСКИЙ,
С. Г. РУСОВА, Г. И. РУСОВ, Н. И. СИВКОВ

**НЕКОТОРЫЕ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК СПЛАВОВ
СИСТЕМЫ Fe — Ni — Co**

Изучению магнитных свойств монокристаллических пленок железа, никеля, кобальта и их двойных сплавов посвящены многочисленные работы (1, 2); тонким пленкам тройных сплавов системы Fe — Ni — Co уделено значительно меньше внимания.

Целью настоящей работы является исследование пленочных монокристаллов сплавов Fe — Ni — Co в широком интервале их составов. Методика получения монокристаллических пленок таких сплавов и некоторые структурные их свойства изложены ранее (9). Исследованные пленки представляли собою мозаичные

Таблица 1

№ сплава	Состав распыляемого сплава, вес. %			Состав пленки, вес. %		
	Fe	Ni	Co	Fe	Ni	Co
1	17	80	3	17,5	80,5	2
2	15	74	11	15	76	9
3	14	66	20	15	69	16
4	12	55	33	10	59	31
5	22	53	25	19	58	23
6	45	52	3	44	54	2
7	50	45	5	47	49	4
8	29	46	25	29	49	22
9	35	37	28	34	40	26
10	60	30	10	58	34	8
11	55	22,5	22,5	54	26	20
12	30	22,5	47,5	30	25	45
13	25	15	60	23	19	58
14	10	10	80	10	15	75
15	80	10	10	77	15	8

гранецентрированные монокристаллы толщиной 700—800 Å. При их получении использовался метод никелевой «затравки» подложки (9). Химический состав пленок определялся с помощью рентгено-спектрального анализа и приведен в табл. 1 в сравнении с составом распыляемого материала.

Измерения намагнитченности насыщения и величины магнитной кристаллографической анизотропии проведены методом ферромагнитного резонанса на частоте 9100 Мгц. Известно (3), что в уравнения для эффективного поля входит член, обусловленный упругими напряжениями, и поэтому эксперименты по ферромагнитному резонансу позволяют определить лишь

величину эффективной намагнитченности $M_{эфф} = M_0 + 3\lambda\sigma / 4\pi M_0$ (M_0 — намагнитченность насыщения, λ — значение насыщения для изотропной магнитострикции, σ — упругие напряжения), которая может существенно отличаться от намагнитченности насыщения. Это отличие существенно определяется величиной напряжений, имеющих место в пленке. Поскольку большая часть напряжений обычно возникает в процессе изготовления пленки вследствие взаимодействия ее с подложкой, то снятие пленки с подложки должно привести к существенному уменьшению напряжений и, следовательно, к малому отличию $M_{эфф}$ от M_0 .

Величина магнитной кристаллографической анизотропии определялась из измерений зависимости резонансного поля от угла между направлениями приложенного статического поля и осью легкого намагничивания. Поскольку для подсчета константы кристаллографической анизотропии K использовалось значение эффективной намагнитченности, то из экспери-

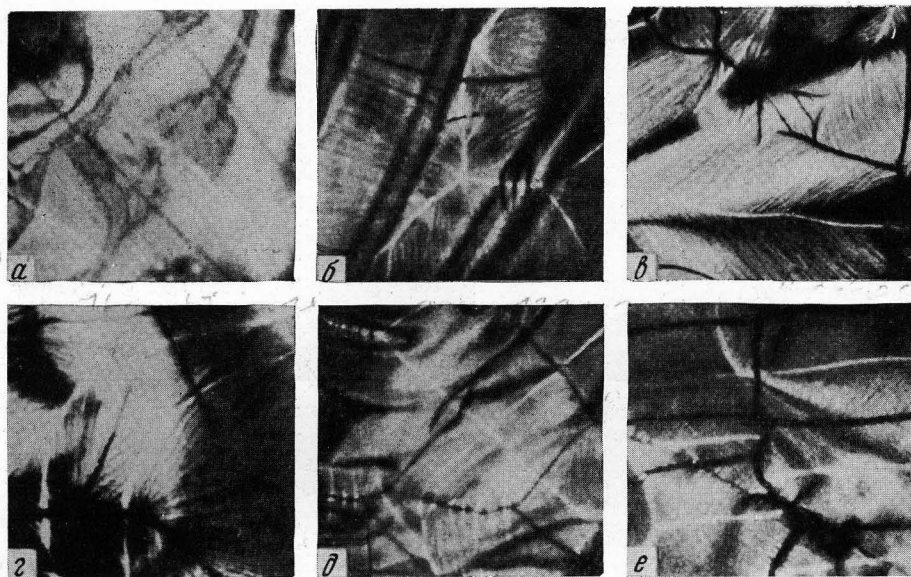


Рис. 2. Вид доменной структуры тонких монокристаллических пленок состава (в %): а — Ni 80,5, Co 2, Fe 17,5 ($K_{эфф} = 10^3$ эрг/см³); б — Ni 69, Co 16, Fe 15 ($K_{эфф} = 2 \cdot 10^3$ эрг/см³); в — Ni 59, Co 31, Fe 10 ($K_{эфф} = -4,7 \cdot 10^3$ эрг/см³); г — Ni 49, Co 22, Fe 29 ($K_{эфф} = 14 \cdot 10^3$ эрг/см³); д — Ni 25, Co 45, Fe 30 ($K_{эфф} = -22 \cdot 10^3$ эрг/см³); е — Ni 15, Co 75, Fe 10 ($K_{эфф} = -73 \cdot 10^3$ эрг/см³). 1300 ×

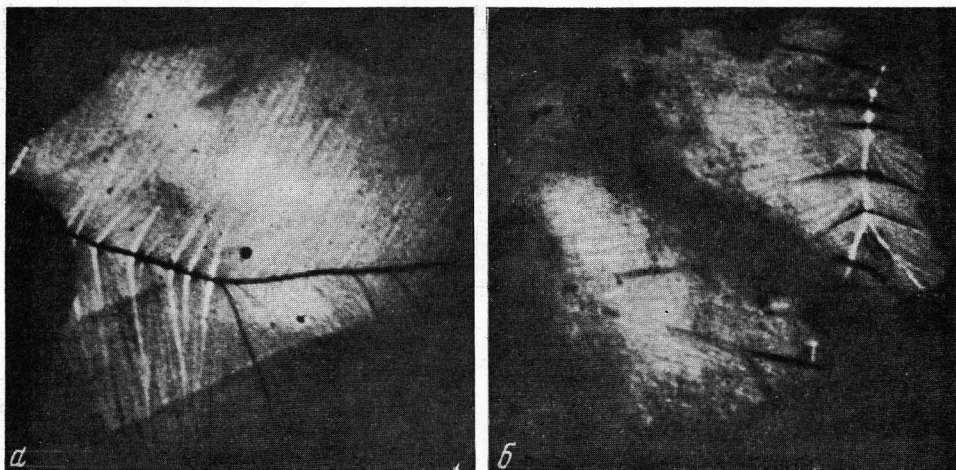


Рис. 3. Вид доменной структуры монокристаллической пленки состава (в %): Ni 69, Co 16, Fe 15 (а — до отжига, б — после отжига). 1000 ×

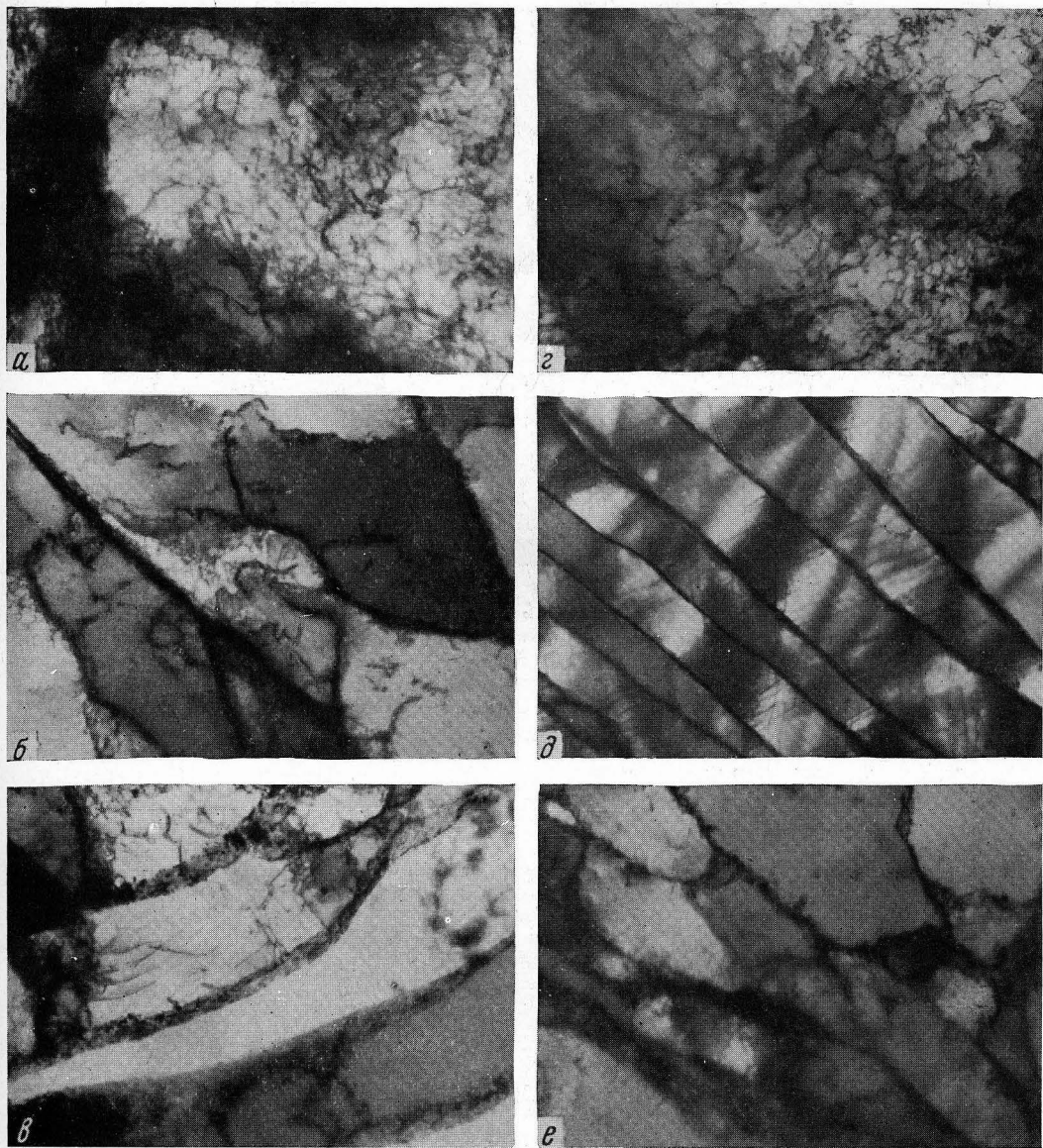


Рис. 1. Влияние гидростатического давления P , деформации ϵ и температуры деформирования T на дислокационную структуру хрома и молибдена (электронные микрофотографии, $20\,000\times$).
 а — хром, $P = 1$ атм., $\epsilon = 20\%$, $T = 20^\circ$; б — хром, $P = 18$ кбар, $\epsilon = 83\%$, $T = 20^\circ$; в — хром, $P = 18$ кбар, $\epsilon = 83\%$, $T = 20^\circ$; г — молибден, $P = 1$ атм., $\epsilon = 24\%$, $T = 20^\circ$; д — молибден, $P = 18$ кбар, $\epsilon = 80\%$, $T = 20^\circ$; е — молибден, $P = 18$ кбар, $\epsilon = 83$, $T = 250^\circ$

мента можно было определить также лишь эффективное значение константы кристаллографической анизотропии $K_{эфф} = H_K M_{эфф} / 2$ (H_K — эффективное поле магнитной кристаллографической анизотропии). Все измерения выполнены на пленках, отделенных от подложки, поэтому изотропные напряжения в них можно считать малыми, а определенные из эксперимента значения $M_{эфф}$ и $K_{эфф}$ мало отличающимися от M_0 и K .

Исследована зависимость кристаллографической анизотропии от химического состава монокристаллических пленок. Результаты измерений приведены на рис. 1 в сравнении с данными, полученными другими авторами для массивных монокристаллов (^{4, 5}). Видно, что в треугольнике концентраций порядок величины анизотропии и распределение ее по знаку для тонких пленок и массивных монокристаллов совпадают. Это, а также равенство величин спонтанной намагниченности, говорит о том, что монокристаллические пленки сохраняют основные свойства массивного монокристаллического ферромагнетика, но имеют некоторые особенности. В частности, в пленочных монокристаллах сплавов Fe — Ni — Co оси легкого намагничивания часто оказываются неравноценными, особенно при малых значениях кристаллографической анизотропии и магнитострикции (¹⁰). В связи с этим было исследовано влияние магнитного поля, приложенного во время получения пленки, на распределение осей легкого намагничивания в пленочном монокристалле. При величине магнитного поля около 150 эрст. полученные монокристаллические пленки оказывались одноосными в случае, если магнитострикция у них не была равна нулю, а значение кристаллографической анизотропии невелико. Это свидетельствует, по-видимому, о большом вкладе магнитоупругой энергии в возникновение одноосевой анизотропии.

С помощью электронного микроскопа УМВ-100 наблюдалась тонкая магнитная структура доменов монокристаллических пленок ряда указанных сплавов. Проводилось сопоставление тонкой структуры доменов с величиной кристаллографической анизотропии. Известны противоречивые высказывания (^{6, 7}) по вопросу наличия подструктуры в пленках с нулевой анизотропией. Наши исследования показывают, что если анизотропия монокристаллической пленки близка к нулю ($K < 2 \cdot 10^3$ эрг/см³), то подструктура не наблюдается (рис. 2 а). По мере увеличения анизотропии возникает неоднородность намагниченности доменов (рис. 2 б—д), которая наблюдается до тех пор, пока величина кристаллографической анизотропии не станет достаточно большой для того, чтобы «выстроить» намагниченность в домене в определенном направлении (рис. 2 е). Нижний предел анизотропии для исчезновения подструктуры в исследованных монокристаллических пленках не был строго определенным, а колебался, видимо, в зависимости от степени однородности пленок, в пределах $K_{эфф} =$

$= (15 - 25) \cdot 10^3$ эрг/см³, (рис. 2, см. вкл. к стр. 1277).

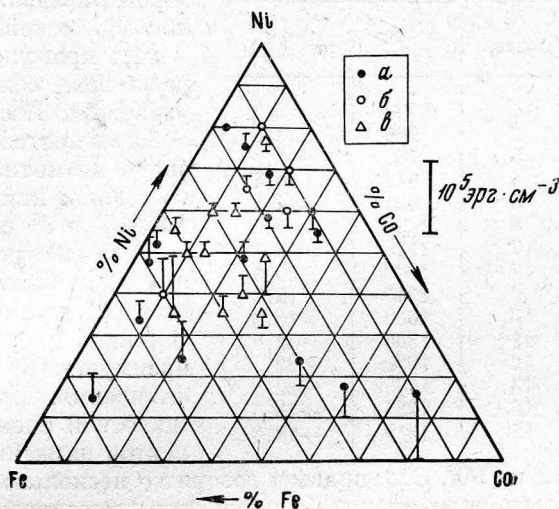


Рис. 1. Значения эффективной константы магнитной кристаллографической анизотропии для тонких магнитных монокристаллических пленок (а) и массивных монокристаллов (б — по данным (⁵), в — по данным (⁴))

Известно, что сплавы Fe — Ni — Co весьма чувствительны к различным видам термообработки, которая может менять величину коэрцитивной силы, вид петли гистерезиса, знак магнитной кристаллографической анизотропии ⁽⁴⁾. Исследованные участки пленки площадью до 3 мм² после резонансных измерений подвергались отжигу непосредственно в электронном микроскопе в вакууме ~ 10⁻⁴ мм рт. ст. Доменная структура фотографировалась до отжига, затем пленки нагревались (без нарушения вакуума) до точки Кюри (около 700°) и выдерживались при этой температуре в течение 5—7 мин. После этого снова

Т а б л и ц а 2

№ сплава	$M_{эфф}$, гаусс	$K_{эфф}$, 10 ³ эрг/см ³
1	735	2,0
2	765	9,4
3	790	-2,0
4	870	10,4
5	925	-4,9
6	1030	-5,6
7	1125	19,0
8	1200	14,0
9	1240	15,7
10	1000	16,0
11	1300	32,0
12	1330	-22
13	1485	-22
14	1225	-73,5
15	1210	-18,0

наблюдалась доменная структура, по виду которой определялся знак магнитной кристаллографической анизотропии. Такие эксперименты проводились с пленками 15 составов различных областей концентрационного треугольника. Исследования показали, что отжиг в большинстве случаев не может изменить знака магнитной анизотропии пленок. Только монокристаллические пленки сплавов (№№ 1 и 3) с небольшой кристаллографической анизотропией ($K_{эфф} \leq 2 \cdot 10^3$ эрг/см³), имеющие близкую к нулевой магнитострикцию ⁽¹⁰⁾, при отжиге изменили знак (рис. 3). В тонких пленках этих сплавов наблюдается преимущество одной из осей легкого намагничивания. При отжиге такой, фактически одноосной пленки (см. рис. 3, вкл. к стр 1277) вектор намагниченности поворачивается почти на 90°.

Это, видимо, говорит о несколько ином характере анизотропии магнитных пленок по сравнению с массивными образцами ⁽⁴⁾.

В табл. 2 приведены значения эффективной намагниченности и эффективной константы кристаллографической анизотропии пленочных монокристаллов различного состава, полученные из измерений ферромагнитного резонансного поглощения. Ввиду отсутствия в литературе данных о магнитных свойствах монокристаллических пленок сплавов Fe — Ni — Co, мы могли свои результаты сравнить только со значениями намагниченности насыщения и константы магнитной кристаллографической анизотропии массивных монокристаллических ферромагнетиков системы сплавов Fe — Ni — Co ⁽⁸⁾, и то в ряде случаев экстраполированными. Из этого сравнения можно заключить, что значительного расхождения не наблюдается; это прежде всего говорит о том, что неоднородности и напряжения в исследованных пленках невелики.

Институт физики
Сибирского отделения Академии наук СССР

Поступило
17 II 1967

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ W. Ruske, P. Weber, Phys. Stat. Solid., 12, № 1, 312 (1965). ² S. Usami, K. Iton et al., Bull. Fac. Eng. Yokohoma Nat. Univ., 12, № 3, 97 (1963). ³ Z. Fraiit, Phys. Stat. Solid., 2, 1417 (1962). ⁴ И. М. Пузей, ФММ, 16, № 2, 179 (1963). ⁵ L. W. Meekhan, Phys. Rev., 51, № 2, 136 (1937). ⁶ H. Hoffman, Phys. Stat. Solid., 5, 3 (1964). ⁷ Р. В. Суханова, В. Г. Пынько, Н. И. Сивков, Изв. АН СССР, сер. физ., 31, № 3, 435 (1967). ⁸ Р. Бозорт, Ферромагнетизм, ИЛ, 1956. ⁹ В. Г. Пынько, А. С. Комалов, и др., Изв. АН СССР, сер. физ., 31, № 3, 485 (1967). ¹⁰ E. M. Bradley, J. Appl. Phys., 33, № 3, 1051S (1962).