

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

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

величину эффективной намагниченности $M_{\text{эфф}} = M_0 + 3\lambda\sigma / 4\pi M_0$ (M_0 — намагниченность насыщения, λ — значение насыщения для изотропной магнитострикции, σ — упругие напряжения), которая может существенно отличаться от намагниченности насыщения. Это отличие естественно 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 $M_{\text{эфф}}$ 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 намагниченности, то из экспери-

ментов по ферромагнитному резонансу позволяют определить лишь

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

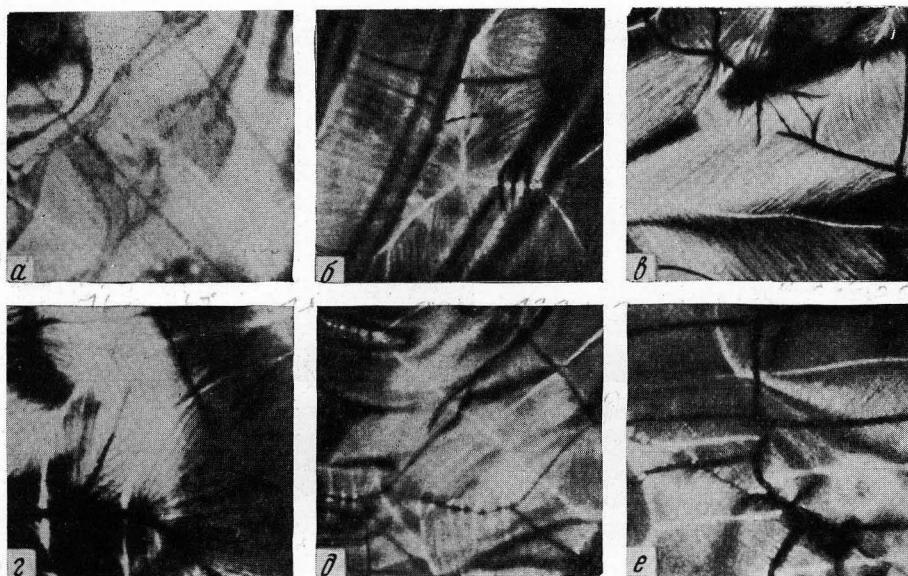


Рис. 2. Вид доменной структуры тонких монокристаллических пленок состава (в %): *а* — Ni 80,5, Co 2, Fe 17,5 ($K_{\text{эф}} = 10^3$ эрг/см³); *б* — Ni 69, Co 16, Fe 15 ($K_{\text{эф}} = 2 \cdot 10^3$ эрг/см³); *в* — Ni 59, Co 31, Fe 10 ($K_{\text{эф}} = -4,7 \cdot 10^3$ эрг/см³); *г* — Ni 49, Co 22,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

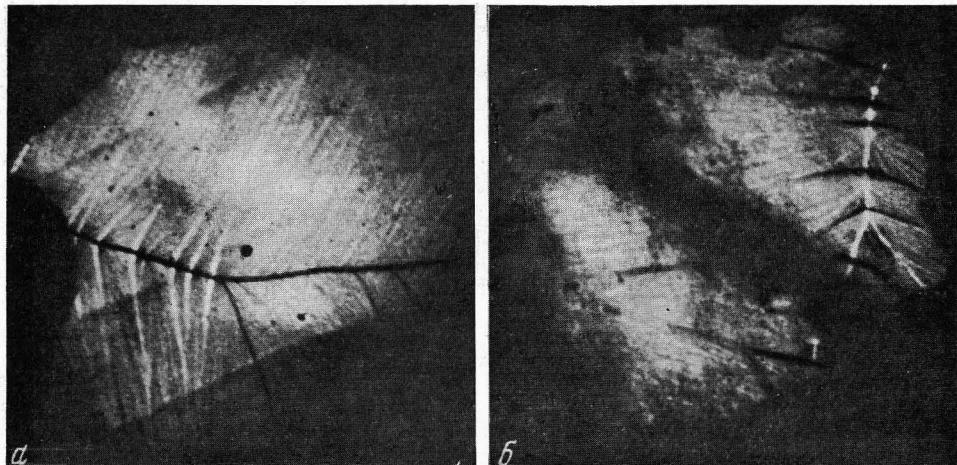


Рис. 3. Вид доменной структуры монокристаллической пленки состава (в %): Ni 69, Co 16, Fe 15 (*а* — до отжига, *б* — после отжига). 1000 \times

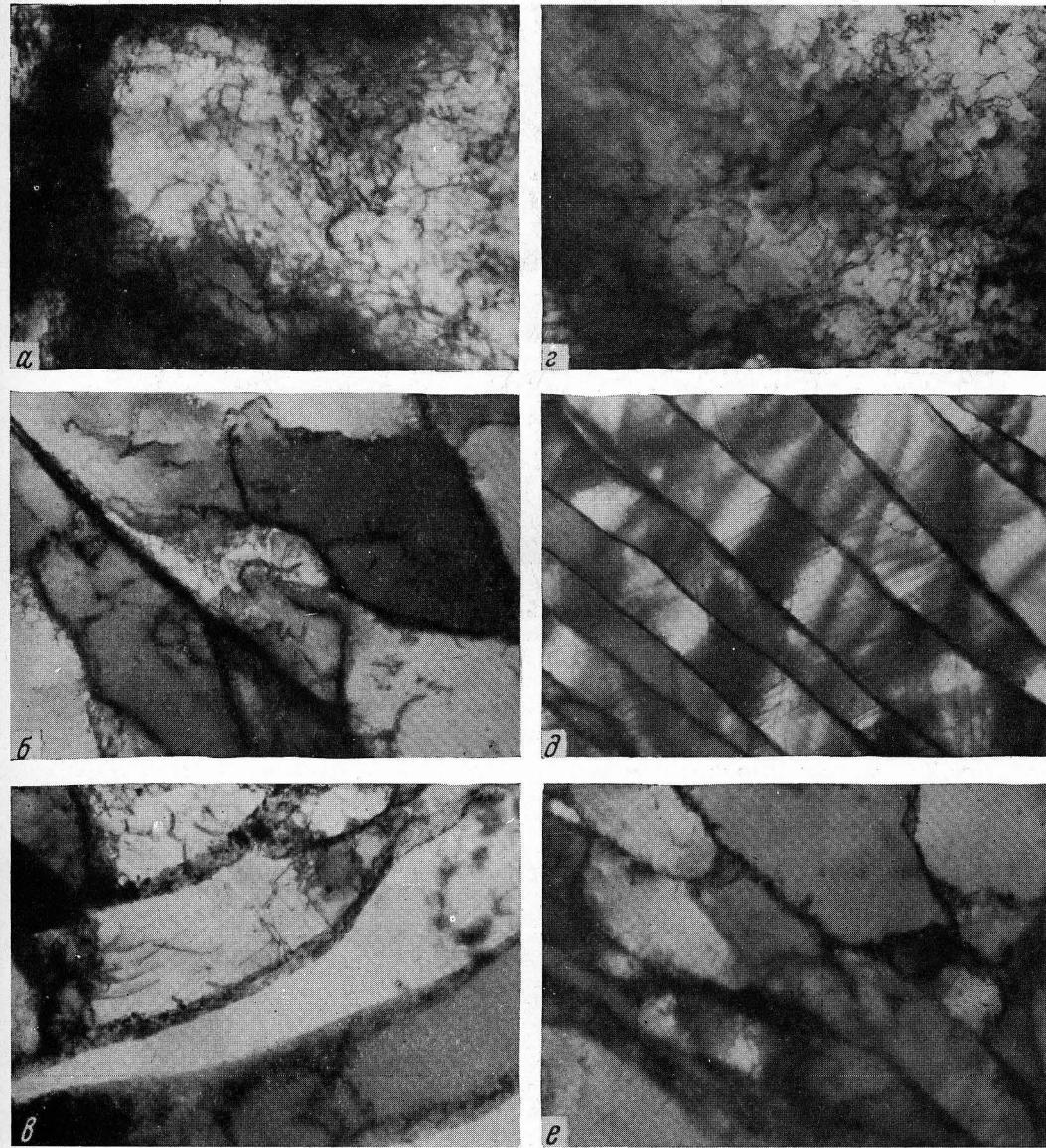


Рис. 1. Влияние гидростатического давления P , деформации ε и температуры деформирования T на дислокационную структуру хрома и молибдена (электронные микрофотографии, $20\,000\times$).
 а — хром, $P = 1$ атм., $\varepsilon = 20\%$, $T = 20^\circ$; б — хром, $P = 16$ кбар, $\varepsilon = 37\%$, $T = 20^\circ$, в — хром, $P = 18$ кбар, $\varepsilon = 83\%$, $T = 20^\circ$; г — молибден, $P = 1$ атм., $\varepsilon = 21\%$, $T = 20^\circ$; д — молибден, $P = 18$ кбар, $\varepsilon = 80\%$, $T = 20^\circ$; е — молибден, $P = 18$ кбар, $\varepsilon = 83$, $T = 250^\circ$.

мента можно было определить также лишь эффективное значение константы кристаллографической анизотропии $K_{\text{эфф}} = H_{\text{к}} M_{\text{эфф}} / 2$ ($H_{\text{к}}$ — 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 $M_{\text{эфф}}$ и $K_{\text{эфф}}$ мало отличаются 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 подструктур 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 a). 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 $K_{\text{эфф}} = (15 - 25) \cdot 10^3$ эрг/см³, (рис. 2, см. вкл. к стр. 1277).

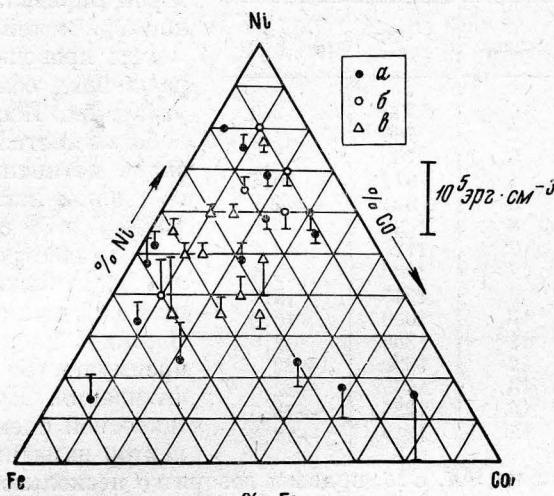


Рис. 1. Значения эффективной константы магнитной кристаллографической анизотропии для тонких магнитных монокристаллических пленок (a) и массивных монокристаллов (б — по данным (5), в — по данным (4))

Известно, что сплавы Fe — Ni — Co весьма чувствительны к различным видам термообработки, которая может менять величину квазицентрической силы, вид петли гистерезиса, знак магнитной кристаллографической анизотропии (4). Исследованные участки пленки площадью до 3 мм^2 после резонансных измерений подвергались отжигу непосредственно в электронном микроскопе в вакууме $\sim 10^{-4}$ 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 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 ($K_{\text{эфф}} \leq 2 \cdot 10^3$ 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, № 4, 312 (1965). ² S. Usami, K. Iton et al., Bull. Fac. Eng. Yokohoma Nat. Univ., 12, № 3, 97 (1963). ³ Z. Frajt, Phys. Stat. Solid., 2, 1417 (1962). ⁴ И. М. Пузей, ФММ, 16, № 2, 179 (1963). ⁵ L. W. Mekcenhain, Phys. Rev., 51, № 2, 136 (1937). ⁶ H. Hoffmann, 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. Bradleу, J. Appl. Phys., 33, № 3, 1051S (1962).