

УДК 621.762:669.017

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ОБЖАТИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ИЗОТРОПНОГО ПОРОШКОВОГО СПЛАВА Fe-30Cr-20Co-2V¹

©2024 г. А.С. Устюхин^{1*}, В.А. Зеленский^{1*}, И.М. Миляев^{1*}, В.Н. Серебряный^{1*},
С.Я. Бецофен^{2*}, А.А. Ашмарин^{1*}, А.С. Колянова^{1*}, В.С. Шустов^{1*}

^{1*}ФГБУН Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН), Москва
E-mail: fcbneo@yandex.ru

^{2*}ФГБОУ ВО Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет), Москва

Поступила в редакцию 26 марта 2024 г.

После доработки 15 мая 2024 г. принята к публикации 30 мая 2024 г.

Получены образцы магнитотвердого сплава Fe-30Cr-20Co-2V методом порошковой металлургии и холодной прокатки со степенями обжатия 30, 50 и 70%. Холодная прокатка образцов осуществлялась при комнатной температуре после стадии закалки. Исследование их магнитных свойств показало, что после холодной прокатки со степенью обжатия 30% данные свойства материала остаются на уровне для непрокатанных образцов, однако дальнейшее повышение степени обжатия приводит к их снижению. Вне зависимости от степени обжатия магнитные свойства в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, оказались выше измеренных вдоль направления прокатки. Исследования текстуры показали, что в ходе холодной прокатки вне зависимости от степени обжатия в сплаве формируется текстура в виде отдельных ориентировок типа (111)[uvw], принадлежащих γ -волокну, характерных для материалов с ОЦК решеткой. Согласно исследованиям фазового состава при повышении степени обжатия до 50% и выше в материале формируются включения немагнитной тетрагональной σ -фазы, что и приводит к понижению магнитных свойств сплава. Результаты механических испытаний на сжатие показали, что при всех режимах холодной прокатки предел текучести $\sigma_{0,2}$ сплава повышается более чем в 1,5 раза до 1600—1700 МПа. При холодной прокатке со степенью обжатия 30% наблюдается также увеличение пластичности материала, однако дальнейшее повышение степени обжатия вызывает охрупчивание материала, что связано с появлением σ -фазы в структуре.

Ключевые слова: порошковая металлургия; магнитотвердые сплавы системы Fe-Cr-Co; холодная прокатка; термическая обработка; магнитные гистерезисные свойства; текстура; механические свойства.

Сплавы системы Fe-Cr-Co можно отнести к классу материалов, обладающих набором универсальных характеристик. Особенности данных магнитотвердых материалов являются повышенная прочность и пластичность, устойчивость к температуре эксплуатации, высокая коррозионная стойкость [1, 2]. Порошковые методы изготовления сплавов Fe-Cr-Co постоянно совершенствуются, наряду с традиционным спеканием активно применяются новые подходы, в частности электроискровое спекание и технологии 3D-печати [3—7].

Магнитные свойства сплавов системы Fe-Cr-Co обусловлены определенной микроструктурой, которая формируется в процессе специальной термической обработки (ТО). Указанная микроструктура состоит из сильномагнитной α_1 -фазы и слабомагнитной α_2 -фазы, обогащенных соответственно кобальтом и хромом [1, 2, 8]. В зависимости от условий ТО, а именно с приложением внешнего магнитного поля или, наоборот, при его отсутствии в процессе, сплавы Fe-Cr-Co принято делить на две категории: соответственно анизотропные и изотропные. Достаточная пластичность сплавов Fe-Cr-Co делает возможным формирование в них определенной

¹Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект № 24-29-00323).

текстуры обработкой давлением, в результате чего могут дополнительно повышаться в том числе и магнитные свойства материала [9]. Подобные исследования проводят на анизотропных сплавах, подвергая материал прокатке с целью увеличения доли ориентировок, параллельных оси легкого намагничивания, и соответственно усиления эффекта воздействия внешнего магнитного поля [9—11]. Однако процесс формирования необходимой текстуры, например при прокатке материала с кубической кристаллической решеткой, зачастую является сложным [7, 12] и требует проведения серии процедур деформации и рекристаллизационных отжигов [9—11].

Для порошковых изотропных сплавов Fe-Cr-Co влияние прокатки и степени обжатия на характеристики материала практически не изучено, хотя при текстурировании можно ожидать заметного изменения их магнитных свойств. Исследования процессов формирования и эволюции текстуры, изменения фазового состава в зависимости от степени обжатия представляют фундаментальный научный интерес. В настоящей работе при получении порошкового изотропного сплава состава Fe-30Cr-20Co-2V (мас.%, далее сплав V2) перед ТО была добавлена стадия холодной прокатки при комнатной температуре. Были исследованы фазовый состав, текстура, магнитные и механические характеристики сплава в зависимости от степени его обжатия при прокатке.

Материалы и методика эксперимента. Для приготовления образцов исследуемого сплава в качестве исходных материалов использовали элементные порошки железа (карбонильное железо ВС), хрома ПХ-1М, кобальта ПК-1 и ванадия ВЭЛ-2. Размер частиц всех порошков не превышал 25 мкм. Шихту готовили, смешивая в течение 300 мин металлические порошки в турбулентном смесителе С2.0. При этом использовали стеклянную емкость объемом 200 мл, в которую на 100 г шихты добавляли 200 г стальных шаров диаметром 3 мм. Далее проводили одноосное одностороннее прессование шихт на гидравлическом прессе П-250 в стальной разъемной прямоугольной матрице размерами 82,5×16,2 мм при давлении 400 МПа. Получали заготовки с размерами 82,5×16,2×13 мм массой 100 г и относительной плотностью 72,5—73%, которые затем спекали в вакуум-

ной шахтной электропечи СШВ-1.2,5/25И1 в вакууме $<10^{-2}$ Па при температуре 1350 °С и длительности изотермической выдержки 2,5 ч.

Спеченные прямоугольные образцы закачивали в воде от температуры нагрева 1300 °С. Холодную прокатку в данной работе проводили на закаленных образцах, поскольку в этом состоянии материал обладает наибольшей пластичностью. Чтобы исключить попадание закалочной окалины в материал при последующей прокатке, образцы подвергали шлифовке. Холодную прокатку вели на двухвалковом стане с гладкими вальками при комнатной температуре. Относительное обжатие определяли как отношение абсолютного обжатия к высоте исходной заготовки. За несколько проходов получали полосы со степенью обжатия 30, 50 и 70% (далее режимы прокатки соответственно R30, R50 и R70). Степень обжатия между проходами не превышала 10%. Деформация более 70% не проводилась, так как дальнейшее утонение не позволило бы получить приемлемые для последующих испытаний образцы.

Благодаря очень высокой пластичности материала образцов в закаленном состоянии после их прокатки вне зависимости от степени обжатия ни трещин, ни значительного наклепа, характерного для холодной прокатки, не наблюдалось. Поэтому перед изготовлением образцов из прокатанных полос дополнительных отжигов для снятия напряжений не требовалось. Из прокатанной полосы вырезали образцы прямоугольной формы размером 20×10 мм таким образом, чтобы длинная сторона прямоугольника совпадала с направлением прокатки. Термическую обработку образцов проводили в трубчатой печи, внешнее магнитное поле при этом не прикладывалось. Для используемого в работе сплава V2 базовая ТО состояла из трех стадий, а именно: изотермическая выдержка при температуре $t_1 = 635$ °С в течение 80 мин (τ_1); охлаждение на 60 °С со скоростью $v_1 = 20$ °С/ч до 575 °С; охлаждение до 500 °С со скоростью $v_2 = 8$ °С/ч. Указанные параметры выбраны согласно результатам оптимизации ТО для стандартных цилиндрических образцов сплава V2, представленным в работе [13].

Плотность спеченных образцов определяли методом гидростатического взвешивания

в дистиллированной воде. Магнитные гистерезисные свойства измеряли на гистерезис-графе Permagraph L. Механические испытания на сжатие проводили на установке Instron 3382. Рентгенофазовый анализ (РФА) выполняли на вертикальном 2θ - θ рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-6000 при комнатной температуре, нормальных атмосферном давлении и влажности в монохроматизированном медном излучении с длиной волны $\lambda_{K_{\alpha\text{cp}}} = (2\lambda_{K_{\alpha1}} + \lambda_{K_{\alpha2}})/3 = 1,54178 \text{ \AA}$. Текстурные измерения в виде построения прямых полюсных фигур (ППФ) проводили на образцах, вырезанных из полос исследуемого сплава. Для снижения статистической ошибки от флуктуации ориентировок, попадающих в отражающее положение, увеличили площадь облучаемой поверхности путем съемки двух образцов на каждое состояние исследуемого сплава. Плоскость съемки ППФ была перпендикулярна направлению прокатки. Текстуру в виде трех неполных ППФ: $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$ исследовали методом «на отражение» с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в CoK_{α} -излучении. Функцию распределения ориентировок (ФРО) восстанавливали по повернутым полюсным фигурам гармоническим методом с регуляризацией решения [14]. Анализируя ФРО, выделяли преимущественные ориентировки с повышенной ориентационной плотностью F , заданные тремя эйлеровыми углами, по которым рассчитывали $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, где $\{hkl\}$ — кристаллографическая плоскость, параллельная плоскости прокатки; $\langle uvw \rangle$ — кристаллографическое направление, параллельное направлению прокатки. Ориентационная плотность данных ориентировок F указывает на степень их остроты.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Измерение плотности и магнитные свойства. Значения плотности спеченных образцов сплава V2, измеренные методом гидростатического взвешивания, составили 7,65—7,69 г/см³. При теоретической плотности по принципу аддитивности $\rho_{\text{теор}} = 7,84 \text{ г/см}^3$ относительная плотность образцов составляет 97,5—98%. После холодной прокатки заметных изменений плотности у образцов не наблюдалось.

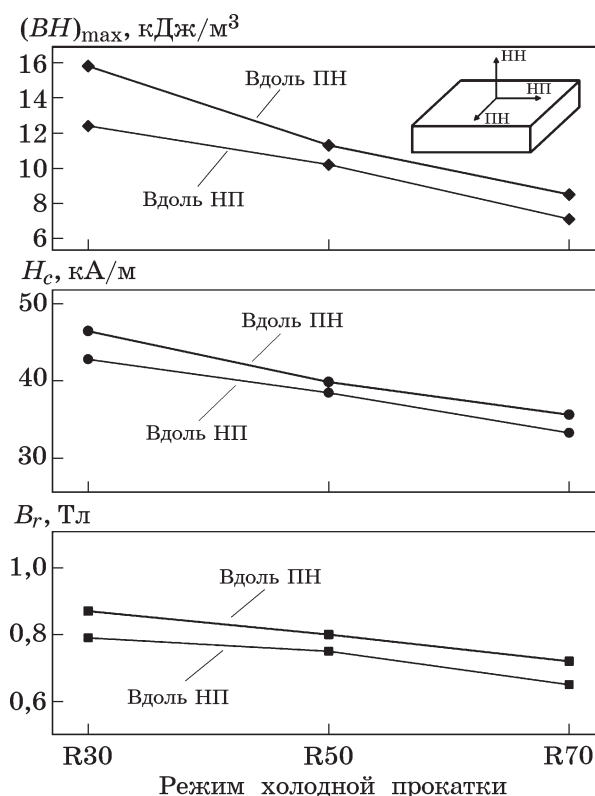
Результаты измерений магнитных свойств прокатанных образцов сплава V2 представлены в табл. 1 и на фиг. 1. Измерения проводились вдоль НП и ПН (см. на фиг. 1).

Результаты измерений показали, что при увеличении степени холодной прокатки с 30 до 70% магнитные свойства сплава V2 монотонно снижаются. Коэрцитивная сила H_c и остаточная индукция B_r снижаются на 20—25%, а максимальное энергетическое

Таблица 1

Результаты измерения магнитных свойств прокатанных образцов сплава V2 в сравнении с характеристиками стандартного цилиндрического образца (СЦО) без холодной прокатки при одинаковых параметрах ТО

Измерение	Режим прокатки	B_r , Тл	H_c , кА/м	$(BH)_{\text{max}}$, кДж/м ³
Вдоль НП	R30	0,79	42,8	12,4
	R50	0,75	38,5	10,2
	R70	0,65	33,3	7,1
Вдоль ПН	R30	0,87	46,5	15,8
	R50	0,80	39,9	11,3
	R70	0,72	35,6	8,5
СЦО	—	0,80	53,3	15,0



Фиг. 1. Зависимость магнитных свойств образцов сплава V2 от степени обжатия при холодной прокатке. Схематически показаны: НП — направление прокатки; ПН — направление вдоль нормали к направлению прокатки; НН — нормаль к плоскости прокатки

произведение $(BH)_{\max}$ — более чем на 40%. Сравнение полученных значений с характеристиками непрокатанного порошкового сплава V2 при температуре $t_1 = 635$ °C показало, что холодная прокатка снижает магнитные свойства материала. Исключением является режим R30, при котором измерения вдоль ПН показали увеличение B_r до 0,89 Тл и $(BH)_{\max}$ до 15,8 кДж/м³. Необходимо отметить, что вне зависимости от степени обжатия значения магнитных свойств, измеренные вдоль ПН, превышают значения, измеренные вдоль НП. Как уже было отмечено, появление текстуры в результате прокатки может сильно сказываться на магнитных свойствах сплавов Fe-Cr-Co, в том числе и при разных направлениях измерений. Похожий эффект наблюдали в работе [9] при исследовании литого анизотропного сплава Fe-30Cr-15Co-3Mo (мас. %). Однако разница в измерениях вдоль НП и ПН проявилась только после серий прокаток и рекристаллизационных отжигов. Исследователям [9] удалось создать текстуру с преимущественной ориентировкой {110}, при которой направления осей легкого намагничивания [100] расположены вдоль ПН, в результате чего магнитные свойства у образцов, вырезанных перпендикулярно НП, были выше.

Аналогичный эффект, вероятно, может проявляться и с осями тяжелого намагничивания; при определенной текстуре увеличение их доли относительно какого-либо направления приводит к снижению магнитных свойств. Структура сплавов Fe-Cr-Co как в закаленном, так и в высококоэрцитивном состоянии состоит из фаз с кубической кристаллической решеткой, которые легче всего намагничиваются в направлении [100], но тяжело намагничиваются в направлении [111] [12, 15]. Для установления причин снижения магнитных свойств от степени обжатия при прокатке исследовали фазовый состав методом РФА и текстуру материала путем построения ППФ.

Исследование фазового состава и текстуры. На фиг. 2 представлены дифрактограммы образцов сплава V2 после холодной прокатки по разным режимам.

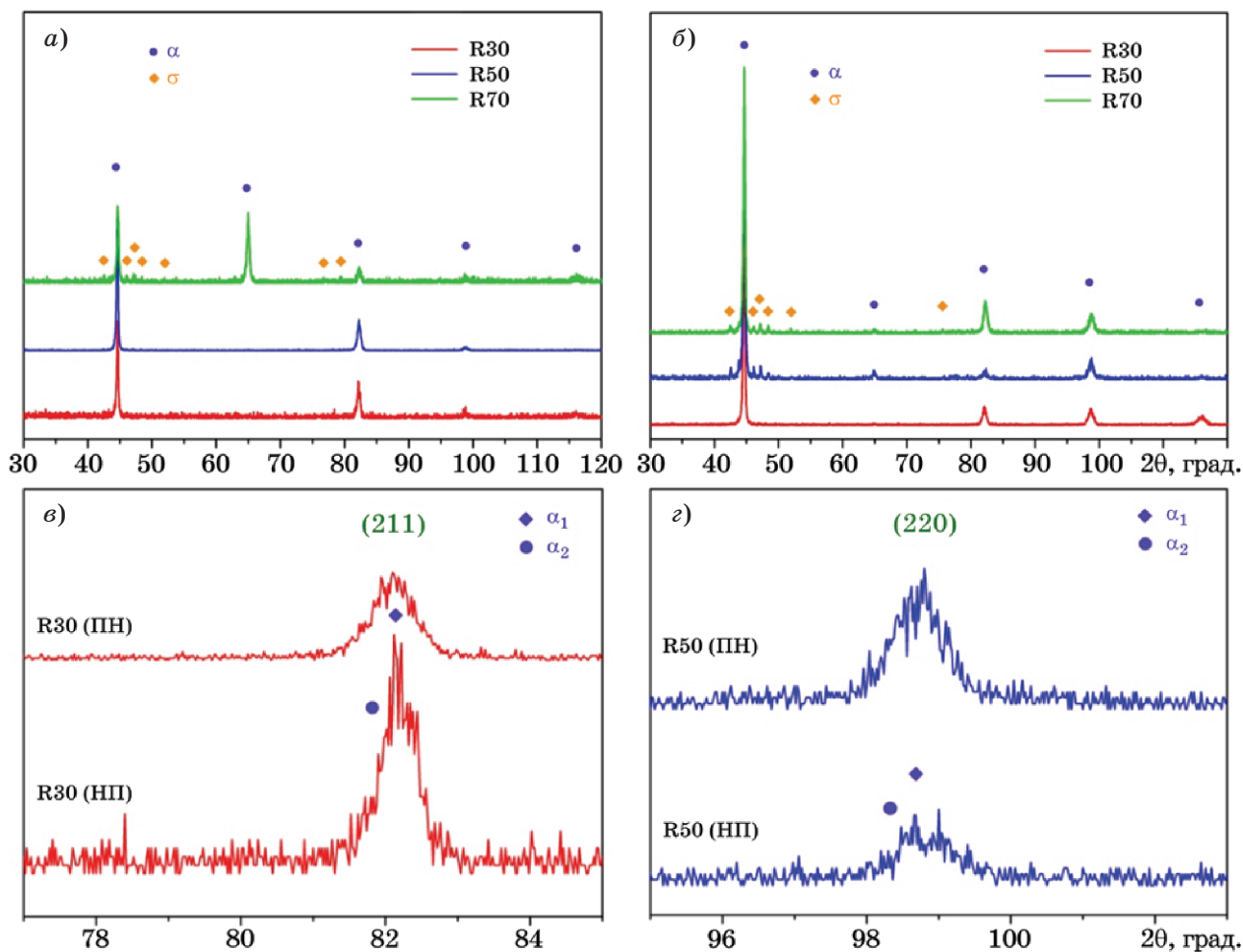
После каждого обжатия снимали по две рентгенограммы, которые демонстрируют разброс результатов, поскольку рентгенограммы с разных участков образца для одного обжатия могут существенно различаться.

Так, например, с увеличением степени обжатия метастабильный твердый раствор высокотемпературной ОЦК α -фазы претерпевает фазовый переход, в результате чего на дифрактограммах наблюдаются следы тетрагональной σ -фазы (фиг. 2, а, б). Для режима прокатки R70 σ -фаза проявляется на обеих дифрактограммах, в то время как для режима R50 эта фаза наблюдается лишь для одного из двух участков (вдоль ПН). Для образца режима прокатки R70 (вдоль НП) также выявлено заметное увеличение интенсивности рефлекса (200). Аналогичный эффект наблюдался нами ранее на образце сплава V2 при режиме ТО с $t_1 = 625$ °C [13] и для данного образца отмечено значительное снижение магнитных свойств.

Согласно приведенным на фиг. 2 дифрактограммам для сплава V2 после прокатки с обжатиями 30, 50 и 70% некоторые рефлексы показывают разрешение спинодальных α_1 - и α_2 -фаз. Однако, как и в случае с σ -фазой, в зависимости от участка съемки для одного и того же рефлекса можно наблюдать разную картину. Например, для режимов прокатки R30 и R50 на рентгенограммах от разных участков (фиг. 2, в, г) α_1 - и α_2 -фазы разрешаются для рефлекса (211) на образце режима R30 (см. фиг. 2, в) и для рефлекса (220) на образце режима R50 (см. фиг. 2, г) при съемке вдоль НП. При съемке вдоль ПН расщепление тех же рефлексов не наблюдается. В табл. 2 приведены значения периодов решетки для разных рефлексов α_1 - и α_2 -фаз. Для случаев, в которых эти рефлексы не разрешаются, приведены средние значения периодов решетки для этих рефлексов (α -фаза).

Можно отметить, что для режима R70 α_1 - и α_2 -фазы разрешаются только для одного участка съемки (вдоль НП) на рефлексах (110) и (211), а для другого участка (ПН) α_1 - и α_2 -фазы не разрешаются ни для одного рефлекса. Периоды решетки α_2 -фазы выше, чем у α_1 -фазы, поскольку α_2 -фаза содержит больше хрома, который увеличивает период решетки железа, а α_1 -фаза содержит больше кобальта, который уменьшает период решетки железа.

Первичную информацию о текстуре наиболее полно содержат построенные ППФ. При исследовании текстуры материала методом «на отражение» были использованы диапазоны углов наклона α (0—70°) и пово-

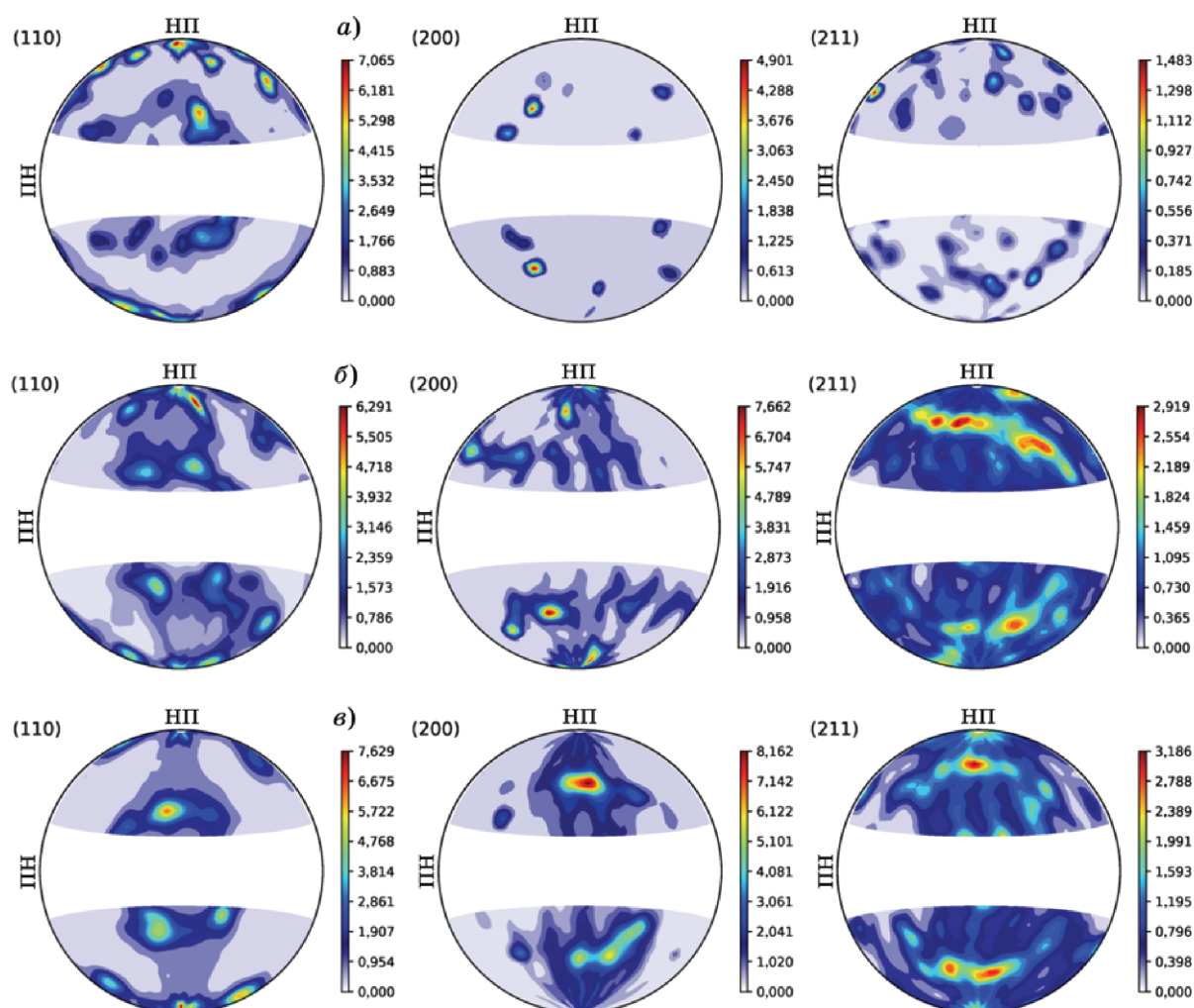


Фиг. 2. Дифрактограммы образцов порошкового сплава V2 после холодной прокатки и полного цикла ТО. Направление съемки: *a* — вдоль НП; *б* — вдоль ПН. Приведены увеличенные изображения отдельных рефлексов для режимов прокатки R30 (*в*) и R50 (*г*)

Таблица 2

Периоды решетки α -, α_1 - и α_2 -фаз в структуре сплава V2 после холодной прокатки по режимам R30, R50 и R70

Режим прокатки (направление съемки)	(hkl)	α_1	α_2	α	Режим прокатки (направление съемки)	(hkl)	α_1	α_2	α
		Å					Å		
R30 (НП)	(110)	—	—	2,872	R50 (ПН)	(110)	—	—	2,870
	(211)	2,869	2,874	—		(211)	2,869	2,876	—
	(220)	2,863	2,873	—		(220)	—	—	2,874
R30 (ПН)	(110)	2,870	2,873	—	R70 (НП)	(110)	2,862	2,869	—
	(211)	—	—	2,875		(200)	—	—	2,869
	(220)	2,871	2,880	—		(211)	2,863	2,873	—
R50 (НП)	(110)	—	—	2,873	R70 (ПН)	(110)	—	—	2,870
	(211)	—	—	2,871		(211)	—	—	2,870
	(220)	2,867	2,876	—		(220)	—	—	2,871



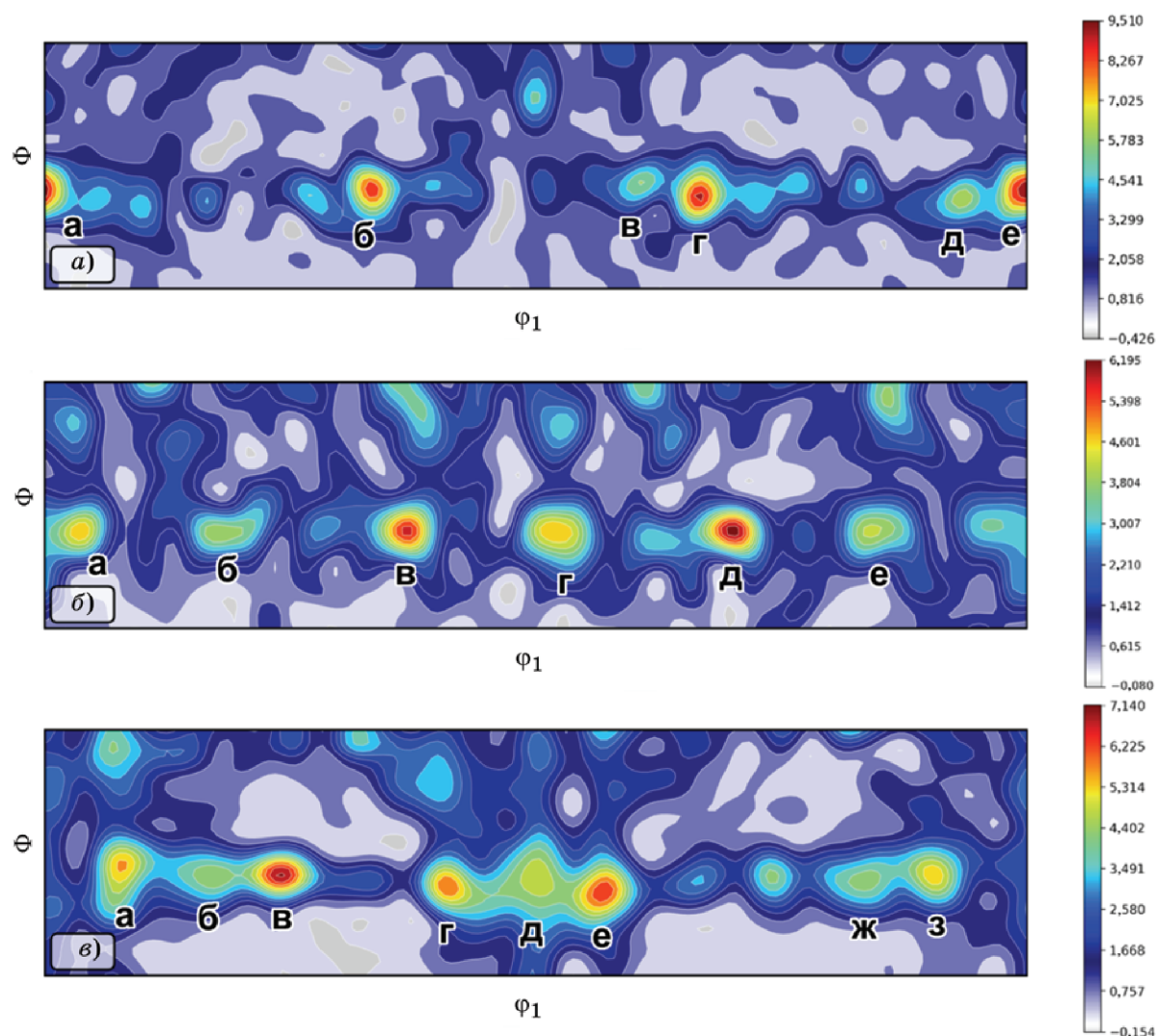
Фиг. 3. Экспериментальные неполные ППФ $\{110\}$, $\{200\}$ и $\{211\}$ для образцов сплава V2, прокатанных по режимам R30 (а), R50 (б) и R70 (в)

ротов β ($0-360^\circ$) с шагом по α и β , равным 5° . Падение интенсивности на периферийной части ППФ вследствие эффекта дефокусировки корректировали с помощью поправочных коэффициентов, при расчете которых исходили из условий рентгенографической съемки ППФ [16]. Измеренные ППФ поворачивали вокруг поперечного направления в прокатанных полосах сплава на угол 90° , чтобы перейти к стандартной системе координат прокатанных полос. В результате получали ППФ, усредненные по толщине полосы. На фиг. 3 представлены экспериментальные неполные ППФ для разных степеней деформаций прокатанных полос сплава.

На фиг. 4 приведены сечения ФРО для угла $\varphi_2 = 45^\circ$ для прокатанных полос сплава V2 с режимами холодной прокатки R30, R50 и R70. Углы φ_1 и Φ изменяются соответственно от 0 до 360° и от 0 до 90° . Сечение ФРО для угла $\varphi_2 = 45^\circ$ выбрано как наиболее ин-

формативное. На нем представлены все выявленные основные ориентировки. В табл. 3 эти ориентировки приведены в виде эйлеровых углов и соответствующих значений $(hkl)[uvw]$.

Результаты, представленные на фиг. 3 и 4 и в табл. 3, показывают, что после холодной прокатки в сплаве V2 формируется текстура в виде отдельных ориентировок типа $(111)[uvw]$, принадлежащих γ -волокну, характерных для материалов с ОЦК решеткой. На фиг. 4 видно, что все ориентировки с высокой плотностью F выстроены в горизонтальный ряд, что указывает на наличие компонентов текстуры с одинаковой плоскостью (hkl) . Степень остроты этих ориентировок слабо изменяется с ростом степени деформации при прокатке. Можно заметить лишь небольшое уменьшение ориентационной плотности при режимах прокатки R50 и R70. Ориентировки с наибольшей плотностью F



Фиг. 4. Сечения ФРО по углу $\varphi_2 = 45^\circ$ для прокатанных образцов сплава V2 по режимам R30 (а), R50 (б) и R70 (в)

следующие (см. табл. 3 и фиг. 4): режим R30 (а) — $(111)[1\bar{1}0]$ ($\varphi_1 = 0$ и 360° , $\Phi = 54^\circ$), $F = 9,51$; режим R50 (д) — $(111)[27\bar{9}]$ ($\varphi_1 = 253^\circ$, $\Phi = 54^\circ$), $F = 6,2$; режим R70 (в) — $(111)[4\bar{5}9]$ ($\varphi_1 = 87^\circ$, $\Phi = 54^\circ$), $F = 7,14$. Согласно литературным данным [9—11] такой тип текстуры не обеспечивает высоких значений остаточной индукции и коэрцитивной силы в исследуемом сплаве. Повышение магнитных свойств исследуемого сплава в поперечном направлении по отношению к направлению прокатки в плоскостях, параллельных плоскости прокатки, — проявление анизотропии магнитных свойств, определение которой можно рассматривать как суперпозицию ориентационной функции соответствующего магнитного свойства и исследуемой текстуры, что является предметом отдельного исследования. Снижение магнитных свойств при повышении степени обжатия, в свою оче-

редь, обусловлено фазовым переходом и появлением немагнитной σ -фазы при режимах прокатки R50 и R70.

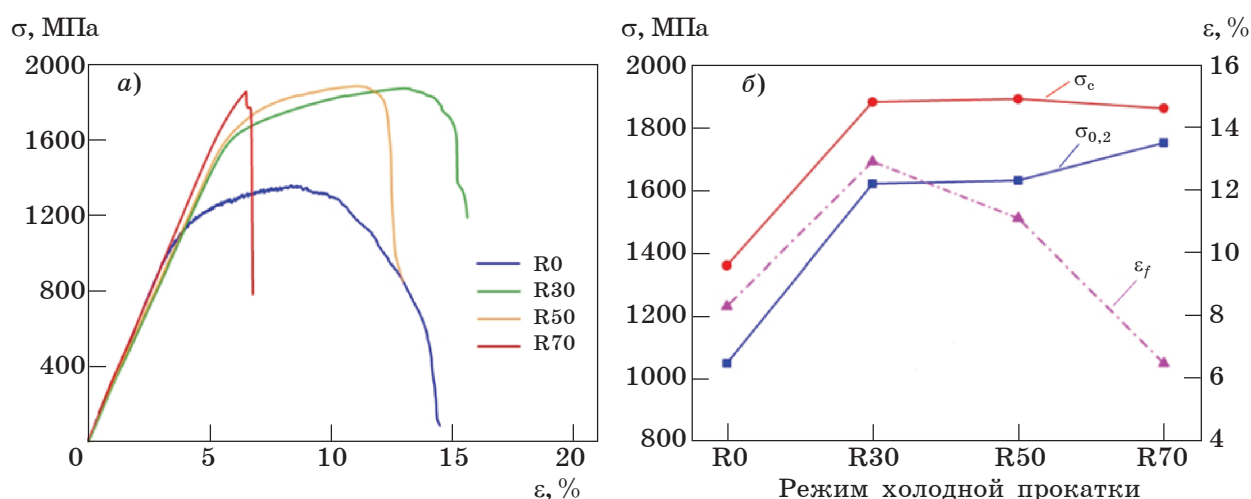
Механические свойства. На фиг. 5 представлены результаты механических испытаний на сжатие прокатанных образцов сплава V2. Образцы испытывали на сжатие до степени деформации 20%, максимальная нагрузка в зависимости от образца при этом варьировалась от 6 до 8 тс (от 60 до 80 кН). Кривые деформирования представлены на фиг. 5, а. Значения предела текучести $\sigma_{0,2}$, прочности на сжатие σ_c и деформации при разрушении ϵ_f представлены в табл. 4. Для сравнения приведены кривая нагружения и механические характеристики образца R0 сплава V2 без прокатки.

Анализ кривых нагружения на фиг. 5 показывает, что холодная прокатка повышает предел текучести сплава V2 более чем в

Таблица 3

**Основные ориентировки и ориентационная плотность
в образцах сплава V2 после холодной прокатки по разным режимам**

Режим прокатки	Местоположение на ФРО (см. фиг. 4)	$(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$	$(hkl)[uvw]$	$F(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$
R30	а	(0, 54, 45)	(111)[1 $\bar{1}$ 0]	9,51
	б	(120, 54, 45)	(111)[$\bar{1}$ 01]	8,62
	в	(219, 51, 45)	(111)[$\bar{1}$ 3 $\bar{2}$]	5,71
	г	(240, 55, 45)	(111)[01 $\bar{1}$]	9,01
	д	(336, 57, 45)	(111)[7 $\bar{4}$ 3]	6,05
R50	е	(360, 54, 45)	(111)[1 $\bar{1}$ 0]	9,51
	а	(13, 54, 45)	(111)[7 $\bar{9}$ 2]	4,71
	б	(61, 55, 45)	(111)[0 $\bar{1}$ 1]	3,98
	в	(133, 54, 45)	(111)[$\bar{4}$ 13]	5,70
	г	(186, 54, 45)	(111)[8 $\bar{9}$ $\bar{1}$]	4,74
R70	д	(253, 54, 45)	(111)[27 $\bar{9}$]	6,20
	е	(303, 54, 45)	(111)[14 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 3]	4,13
	а	(28, 49, 45)	(111)[1 $\bar{2}$ 1]	5,57
	б	(63, 54, 45)	(111)[$\bar{1}$ $\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 2]	4,50
	в	(87, 54, 45)	(111)[$\bar{4}$ 59]	7,14
	г	(147, 57, 45)	(111)[$\bar{2}$ 11]	5,98
	д	(180, 54, 45)	(111)[$\bar{1}$ 10]	4,85
	е	(204, 58, 45)	(111)[$\bar{2}$ 3 $\bar{1}$]	6,38
	ж	(300, 56, 45)	(111)[10 $\bar{1}$]	4,33
	з	(326, 53, 45)	(111)[7 $\bar{3}$ 4]	5,41



Фиг. 5. Характеристики механических свойств сплава V2: а — кривые деформирования при испытании на сжатие после прокатки и полного цикла ТО; б — сравнение показателей $\sigma_{0,2}$, σ_c и ϵ_f образцов после разных режимов прокатки с образцом без прокатки (R0)

Таблица 4

Результаты определения предела текучести $\sigma_{0,2}$, прочности на сжатие σ_c и деформации при разрушении ε_f образцов сплава V2

Режим прокатки	$\sigma_{0,2}$	σ_c	ε_f (100 %)
	МПа		
R0	1060	1370	8,4
R30	1630	1890	13,0
R50	1640	1900	11,2
R70	1760	1870	6,6

1,5 раза — до 1600—1700 МПа. Можно также отметить, что у показателя $\sigma_{0,2}$ наблюдается тенденция к увеличению с повышением степени обжатия. Прочность на сжатие σ_c увеличивается до ~1900 МПа вне зависимости от степени обжатия сплава V2 (см. табл. 4 и фиг. 5). Деформация при разрушении ε_f для режима прокатки R30 увеличивается по сравнению с непрокатанным образцом R0. Дальнейшее повышение степени обжатия увеличивает хрупкость материала, в результате чего значения ε_f резко падают, а для режима R70 на кривой нагружения отсутствует участок пластической деформации. Одной из причин этого является наличие σ -фазы, которая повышает хрупкость материала.

Выводы. 1. Исследования влияния холодной прокатки на характеристики изотропно порошкового сплава V2 (Fe-30Cr-20Co-2V (мас. %)) показали, что магнитные свойства материала снижаются при увеличении степени обжатия с 30 до 70% (режимы R30 R70). Вне зависимости от степени обжатия магнитные свойства, измеренные вдоль нормали к направлению прокатки (ПН) оказались выше измеренных вдоль направления прокатки (НП). Магнитные свойства сплава V2 после прокатки с режимом R30 находятся на уровне того же сплава без использования холодной прокатки: остаточная индукция B_r и максимальное энергетическое произведение $(BH)_{\max}$ возрастают, но снижается коэрцитивная сила H_c .

2. Согласно результатам рентгенофазового анализа (РФА) повышение степени обжатия при холодной прокатке до 50% и выше инициирует фазовый переход и формирование немагнитной σ -фазы из метастабильной высокотемпературной α -фазы. Исследования текстуры показали, что после холодной про-

катки вне зависимости от степени обжатия в сплаве V2 формируется текстура в виде отдельных ориентировок типа (111)[uvw], принадлежащих γ -волокну, характерных для материалов с ОЦК решеткой. Степень остроты указанных ориентировок слабо меняется при увеличении степени обжатия. Данная текстура, как правило, не обеспечивает прироста магнитных свойств, а основной причиной снижения магнитных свойств при увеличении степени обжатия, вероятнее всего, является появление σ -фазы в структуре.

3. Результаты механических испытаний на сжатие показали, что холодная прокатка повышает предел текучести $\sigma_{0,2}$ сплава V2 более чем в 1,5 раза — до 1600—1700 МПа. Прочность на сжатие σ_c увеличивается до ~1900 МПа вне зависимости от степени обжатия. При режиме прокатки R30 наблюдается увеличение пластичности, однако дальнейшее повышение степени обжатия увеличивает хрупкость материала, что связано с появлением σ -фазы в структуре.

4. Добавление операции холодной прокатки в процесс получения порошковых магнитотвердых сплавов Fe-Cr-Co после стадии закалки позволяет получить материал с сопоставимым уровнем магнитных свойств и с более высоким пределом текучести при невысоких степенях обжатия порядка 30%. Увеличение степени обжатия до 50% и более влияет на фазовый состав материала, приводя к формированию немагнитной σ -фазы из высокотемпературной метастабильной α -фазы. Помимо снижения магнитных свойств σ -фаза также повышает хрупкость материала, поэтому одноступенчатая холодная прокатка с высокими степенями обжатия не рекомендуется.

5. Чтобы добиться более высоких показателей магнитных свойств, следует сформировать в сплаве ориентировки типа [001] // НН (нормаль к плоскости прокатки) и (110)[001] и подавить ориентировки типа (111)[uvw] путем дополнительных процедур прокатки и рекристаллизации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kaneko, H. New ductile permanent magnet of Fe-Cr-Co system / H. Kaneko, M. Homma, K. Nakamura // AIP Conf. Proc. 1972. V.5. №1. P.1088—1092.
2. Mukhamedov B. Spinodal decomposition in ternary Fe-Cr-Co system / B.O. Mukhamedov, A.V. Ponomareva, I.A. Abrikosov // J. of Alloys and Comp. 2017. V.695. P.250—255.

3. *Amini Rastabi R.* Magnetic features of Fe-Cr-Co alloys with tailoring chromium content fabricated by spark plasma sintering / R. Amini Rastabi, A. Ghasemi, M. Tavoosi, M. Ramazani // *J. of Magnetism and Magn. Mat.* 2017. V.426. P.744—752.
4. *Efremov, D.V.* Production of Fe-Cr-Co-based magnets by selective laser sintering / D.V. Efremov, A.A. Gerasimova // *Steel in Transl.* 2021. V.51. №10. P.688—692.
5. *Zhukov, A.* Multifractal analysis and magnetic properties of magnetically hard Fe-Cr-Co alloy produced by selective laser melting / A.S. Zhukov, P.A. Kuznetsov, A.V. Kamynin, I.S. Gavrikov, B.K. Barakh-tin // *Russian Eng. Res.* 2021. V.41. P.325—328.
6. *Yazhou, He.* In situ alloying of Fe-Cr-Co permanent magnet by selective laser melting of elemental iron, chromium and cobalt mixed powders / Yazhou He, Hao Z., Hang Su, Peng S., Yaqing H., Dong Z. // *Metals.* 2022. V.12(10). Art.1634.
7. *Yazhou, He.* Texture, microstructure, and properties of Fe-Cr-Co permanent magnetic alloy fabricated by laser powder bed fusion in-situ alloying / Yazhou He, Yaqing H., Xiaoqun Li, Hao Z., Fafa Li, Dong Z., Hang Su // *J. of the Minerals, Met. & Mat. Soc. (JOM).* 2024.
8. *Zhang , L.* Spinodal decomposition in Fe-25Cr-12Co alloys under the influence of high magnetic field and the effect of grain boundary / L. Zhang, Z. Xiang., X. Li, E. Wang // *Nanomaterials.* 2018. V.8. P.578.
9. *Sugimoto, S.* The development of <100> texture in Fe-Cr-Co-Mo permanent magnet alloys / S. Sugimoto, H. Satoh, M. Okada, M. Homma // *IEEE Trans. on Magn.* 1991. V.27(3). P.3412—3419.
10. *Ahmad, Z.* Texture, microstructure and magnetic properties of Fe-28Cr-15Co-3,5Mo permanent magnet / Z. Ahmad, A. ul Haq // *J. Magn. Magn. Mater.* 2009. V.321. P.325—329.
11. *Ahmad, Z.* Evolution of phase, texture, microstructure and magnetic properties of Fe-Cr-Co-Mo-Ti permanent magnets / Z. Ahmad, A. ul Haq, M. Yan, Z. Iqbal // *J. Magn. Magn. Mat.* 2012. V.324. P.2355—2359.
12. *Eremin, G.N.* Prospects of production and application of cold-rolled electrical steel for magnetic cores of rotary electric machines / G.N. Eremin, V.I. Parakhin, A.N. Shibanova, A.E. Cheglov // *Steel in Transl.* 2021. V.51. P.286—290.
13. *Устюхин, А.С.* Особенности легирования ванадием порошкового магнитотвердого сплава Fe-30Cr-20Co / А.С. Устюхин, В.А. Зеленский, И.М. Милев, В.С. Шустов, В.С. Юсупов // *Сталь.* 2023. №10. С.49—54.
14. *Колянова, А.С.* Метод восстановления функции распределения ориентировок для материалов с низкой симметрией решетки и образца / А.С. Колянова // *Зав. лаб. Диагностика матер.* 2023. Т.89. №9. С.34—40.
15. *Honda, A.* History and recent development of non-oriented electrical steel in Kawasaki steel / A. Honda, Y. Obata, S. Okamura // *Kawasaki Steel Tech. Report* 1998. №39. P.13—20.
16. *Серебряный, В.Н.* Изучение ошибок ФРО при обращении полюсных фигур с использованием статистического метода гребневых оценок / В.Н. Серебряный, С.Ф. Куртасов, М.А. Литвинович // *Зав. лаб. Диагностика матер.* 2007. Т.73. №4. С.29—35.