

Д. П. Родионов, Ю. В. Хлебникова,
Г. В. Козлов, И. В. Гервасьева, Т. Р. Суаридзе

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ $Fe_{64}Ni_{36}$ И $Fe_{50}Ni_{50}$ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНО ОТРАЖЕННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ¹

Аннотация. *Актуальность и цели.* Возможность успешной реализации в Fe-Ni сплавах с ГЦК-решеткой очень острой кубической текстуры, приближающейся к монокристалльной, их достаточно высокие механические свойства, способность воспринимать затравочные ориентированные оксидные слои из SeO_2 или Y_2O_3 , совершенная текстура отжига позволяют использовать металлические подложки из Ni-Fe сплавов не только в технологии высокотемпературных сверхпроводников второго поколения, но и для других многослойных композиций, например, в электронной технике. Целью данной работы является исследование закономерностей формирования текстуры первичной рекристаллизации в сплавах $Fe_{64}Ni_{36}$ и $Fe_{50}Ni_{50}$ в зависимости от условий отжига. *Материалы и методы.* Для выплавки лабораторных сплавов $Fe_{64}Ni_{36}$ и $Fe_{50}Ni_{50}$ использовался никель чистотой 99,99 % и карбонильное железо чистотой 99,97 %. Для оценки совершенства кубической текстуры в металлической ленте и исследования ориентации рекристаллизованных зерен в плоскости текстурованной ленты-подложки в работе использован метод дифракции обратно отраженных электронов на сканирующих электронных микроскопах Regasus «Quanta-200» и Jeol JSM 840A. Кинетика рекристаллизации деформированных лент исследовалась на dilatометре Ulvac Sincu-riku. Для исследования микроструктуры применялся оптический микроскоп «Neophot-30». *Результаты.* Результаты исследования свидетельствуют о возможности реализации в сплавах $Fe_{64}Ni_{36}$ и $Fe_{50}Ni_{50}$ острой кубической текстуры рекристаллизации, приближающейся к монокристалльной. *Выводы.* 1. Легирование никеля железом приводит к значительному увеличению параметра решетки сплава, однако, в отличие от легирования другими *d*-переходными металлами, это не приводит к изменению типа текстуры деформации сплавов, что, в свою очередь, позволяет получить при отжиге острую кубическую текстуру во всей области существования ГЦК Fe-Ni сплавов. 2. Для сплава $Fe_{50}Ni_{50}$ определен оптимальный режим рекристаллизационного отжига 1050 °C в течение 1 ч, при котором удастся реализовать очень острую кубическую текстуру, близкую к монокристалльной с содержанием двойниковых зерен на поверхности текстурованной ленты менее 1 %. 3. В инваре $Fe_{64}Ni_{36}$ после всех режимов рекристаллизационного отжига реализуемая острая кубическая текстура дает возможность использования тонких лент из этого сплава в качестве подложек в технологии высокотемпературных сверхпроводников второго поколения, но немного уступает по степени совершенства текстуре пермаллоя $Fe_{50}Ni_{50}$.

Ключевые слова: железоникелевые сплавы, холодная деформация прокаткой, отжиг, рекристаллизация, совершенная кубическая текстура, дифракция электронов.

¹ Работа выполнена по программе РАН (тема «Структура», № гос. регистр. 01201064335), при частичной финансовой поддержке гранта № 12-П-2-1015 Программы Президиума РАН.

D. P. Rodionov, Yu. V. Khlebnikova,
G. V. Kozlov, I. V. Gervas'eva, T. R. Suaridze

STUDY OF TEXTURES OF FE-NI ALLOYS FE₆₄NI₃₆ AND FE₅₀NI₅₀ WITH BACK-SCATTERED ELECTRON DIFFRACTION

Аннотация. *Background.* Possibility of successful realization in Fe-Ni alloys with fcc lattice of a very pointed cubic texture, tending to a monocrystal one, their quite high mechanical properties, ability to take inoculating oriented oxide layers CeO₂ or Y₂O₃, perfect annealing texture allow using a metal back of Ni-Fe alloys not only in technology of high-temperature superconductors (HTSC) of second generation, but also for other multilayer compositions, for example, in electronic engineering. The article is aimed at researching the regularities of formation of primary recrystallization textures in alloys Fe₆₄Ni₃₆ и Fe₅₀Ni₅₀ depending on the annealing conditions. *Materials and methods.* For melting the laboratory alloys Fe₆₄Ni₃₆ and Fe₅₀Ni₅₀ the researchers used nickel of 99,99 % purity and carbonyl iron of 99,97 % purity. To assess the perfection of cubic texture in the metal tape and to research the orientation of recrystallized grains in the plance of textured tape-backing the authors used the method of back-scattered electron diffraction on scanning electronic microscopes Pegasus «Quanta-200» and Jeol JSM 840A. Recrystallization kinetics of deformed tapes was researched on the dilatometer Ulvac Sincu-riku. To research the microstructure the authors used the optical microscope «Neophot-30». *Results.* The research results prove the possibility of realization of alloys Fe₆₄Ni₃₆ and Fe₅₀Ni₅₀ with pointed cubic texture of recrystallization, tending to a monocrystal one. *Conclusions* 1. Alloying of nickel with iron leads to a significant increase of the alloy lattice parameter, however, unlike alloying with other *d*-transition metals, it leads to no changes of the alloy deformation texture type, and this by-turn allows obtaining the pointed cubic texture in the whole area of fcc Fe-Ni alloys existence during annealing. 2. For the alloy Fe₅₀Ni₅₀ the authors determined an optimal mode of recrystallization of annealing at 1050 °C for 1 hour, during which it is possible to realize a very pointed cubic texture, tending to a monocrystal one with presence of twin grains on the surface of the textured tape of less than 1 %. 3. In the invar Fe₆₄Ni₃₆ after all modes of recrystallizing annealing the realized pointed cubic texture allows using thin tapes from the said alloy as the backing in technology of HTSC of second generation, but lags a little behind in the level of Fe₅₀Ni₅₀ permalloy texture perfection.

Key words: Fe-Ni alloys, cold rolling with some degree of deformation, annealing, recrystallization, perfect cubic texture, electron diffraction.

Введение

В последнее десятилетие в литературе широко обсуждается вопрос об использовании Fe-Ni сплавов с ГЦК-решеткой в качестве подложек для ленточных высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП) второго поколения. Основанием для использования некоторых Fe-Ni сплавов в качестве подложек в многослойных композициях служит тот факт, что в этих сплавах достаточно успешно может быть реализована очень острая кубическая текстура, приближающаяся к монокристалльной [1–4]. Например, в работе [5] использовали текстурованную ленту из сплава Ni₅₀Fe₅₀ шириной 10 мм и толщиной 25 мкм. Хотя из-за склонности Fe-Ni сплавов к окислению такая подложка являлась не лучшим вариантом, однако на ней была выстроена достаточно

стройная «архитектура» оксидных слоев $\text{CeO}_2/\text{Y}_2\text{O}_3$ и сверхпроводящего слоя YBCO (123), на которой получен сверхпроводящий переход при температуре ~ 90 К ($\Delta T_C = 10$ К), плотность тока I_C при 77 К составляла $\sim 0,6 \cdot 10^5$ А/см².

Нужно учитывать, что физические свойства, достаточно высокие механические свойства ($\sigma_{0,2} = 140\text{--}160$ МПа), способность воспринимать затраточные ориентированные оксидные слои из CeO_2 или Y_2O_3 , совершенная текстура отжига позволяют использовать металлические подложки из Ni-Fe сплавов не только в технологии ВТСП второго поколения, но и для других многослойных композиций, например, в электронной технике.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании закономерностей формирования текстуры первичной рекристаллизации в сплавах $\text{Fe}_{64}\text{Ni}_{36}$ и $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ в зависимости от условий отжига. Основным методом исследования в работе был метод дифракции обратно отраженных электронов (EBSD), позволяющий с высокой точностью оценивать совершенство реализуемой кубической текстуры в металлической ленте. Этот метод также привлекает к себе внимание в связи с возможностью более детального исследования ориентаций рекристаллизованных зерен в плоскости текстурованной ленты-подложки.

Материал и методы исследования

Для выплавки лабораторных сплавов $\text{Fe}_{64}\text{Ni}_{36}$ и $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ использовался никель чистотой 99,99 % и карбонильное железо чистотой 99,97 %. Сплавы выплавлялись в алундовых тиглях в атмосфере аргона в вакуумной индукционной печи. Слитки ковали при температуре в интервале 1000–800 °С на прутки сечением 10×10 мм. Далее проводили теплую ковку при 650 °С до размера 7×7 мм. После шлифовки получали заготовки 6×6×150, которые отжигали 1,5 ч при 800 °С. В структуре заготовок сплавов с 50 и 36 % Ni наблюдалась небольшая разнотерность. Холодную деформацию заготовки осуществляли в два этапа: I этап на стане с диаметром валков 180 мм (деформация ~ 90 %, число проходов 40); II этап – на двухвалковом прокатном стане с полированными валками до толщины 100 мкм, степень холодной деформации составляла 98–99 %. Также для проведения исследования использовали текстурованные образцы пермаллоя $\text{Fe}_{49}\text{Ni}_{51}$, изготовленного в МГУ им. М. В. Ломоносова.

Кинетику рекристаллизации деформированных лент исследовали на dilatометре Ulvac Sincu-riku в интервале температур от 20 до 850 °С со скоростью нагрева 2 град/мин (~ 100 град/ч).

Рекристаллизационные отжиги сплавов $\text{Fe}_{64}\text{Ni}_{36}$ и $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ для получения кубической текстуры проводили в вакуумной печи ($2\text{--}3 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст.) при температуре 1000 и 1050 °С в течение 1 ч. Нагрев осуществляли посадкой ленточных образцов в печь, нагретую до требуемой температуры, охлаждение образцов после отжига – вне печного пространства. Также проводили отжиг 1000 °С в течение 1 ч с медленным нагревом 2 град/мин в интервале температур от 700 до 1000 °С. Кроме того, использовали отжиг образцов сплава $\text{Fe}_{49}\text{Ni}_{51}$ в протяжной печи в аргон-водородной атмосфере (отжиг проводили в МГУ им. М. В. Ломоносова). Скорость движения ленты составляла 2 м/ч, время пребывания в горячей зоне при $T_{\text{max}} = 1050$ °С – 40 мин.

Для определения текстур деформации использовали рентгеновскую съемку внутренней части полюсных фигур «на отражение» до $\alpha = 65^\circ$. Съемку полюсных фигур $\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$ и $\{311\}$ производили с шагом 5° в излучении $\text{Co-K}_{\alpha 1}$ на рентгеновском дифрактометре с автоматизированной текстурной приставкой. Исследование текстуры деформированных образцов осуществляли путем анализа функций распределения ориентаций (ФРО) по четырем неполным полюсным фигурам с числом членов разложения ряда, равным 22. Объемную долю отдельных текстурных составляющих определяли интегрированием текстурной функции в пределах $\pm 10^\circ$ от положения соответствующей идеальной компоненты $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ в пространстве углов Эйлера.

Ориентацию зерен на поверхности текстурованных сплавов определяли методом дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) на сканирующих электронных микроскопах Pegasus «Quanta-200» (ИФМ УрО РАН) и Jeol JSM 840A (химический факультет МГУ им. М. В. Ломоносова). Область формирования дифракционной картины в точке составляла около 50 нм. Сканирование ориентационных данных осуществлялось с шагом 2 мкм с поверхности площадью примерно 2800×1000 мкм.

Для металлографического исследования использовали ленту непосредственно после прокатки в полированных валках и рекристаллизационных отжигов. Для исследования микроструктуры в оптическом микроскопе «Neophot-30» образцы травили в смеси концентрированных кислот HNO_3 , HCl и H_3PO_4 в равных долях с добавлением 30–40 % H_2O_2 . Среднюю величину исходного зерна вычисляли по структуре заготовок сплавов после отжига при температуре 850°C в течение 1,5 ч. Среднее значение получали путем усреднения результата от измерения минимум 80 зерен. В заготовке средний размер зерна перед прокаткой не превышал 40 мкм.

Результаты исследования и их обсуждение

В бинарной металлической системе Fe-Ni область с неограниченной растворимостью легирующего элемента, примыкающая к чистому никелю, существует до границы $\sim 30\%$ Ni [6]. Эта область включает несколько широко используемых в промышленности железоникелевых сплавов, таких как пермаллой ($\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ и $\text{Fe}_{49}\text{Ni}_{51}$) и инвар ($\text{Fe}_{64}\text{Ni}_{36}$). На основе ряда работ [7–9] ранее построена зависимость энергии дефектов упаковки (ЭДУ) от концентрации никеля в сплавах Fe-Ni, которая имеет экстремальный характер с минимумом в области 40–42 ат.% Ni. Минимум ЭДУ по своему положению соответствует максимальному значению параметра решетки в системе Fe-Ni [10]. Зависимость ЭДУ от концентрации никеля позволяет предположить, что во всем интервале существования ГЦК сплавов Fe-Ni может быть реализована острая кубическая $\{100\}\langle 001 \rangle$ текстура рекристаллизации. Ранее этот эффект был отмечен в системе Ni-Cu [11].

В табл. 1 приведены значения объемных долей основных текстурных компонент $\{110\}\langle 112 \rangle$ (B), $\{123\}\langle 634 \rangle$ (S) и $\{112\}\langle 111 \rangle$ (C) в текстуре холлодокатаных со степенями 98–99 % лент из трех Fe-Ni сплавов в сравнении с чистым никелем.

Таблица 1

Объемная доля основных компонент текстуры
в деформированных образцах Fe-Ni сплавов, %

Состав сплава, ат. %	ε , %	Размер исходного зерна, мкм	S {123}<634>	C {112}<111>	B {011}<211>	$S + C$	$2B$
Ni 99,97%	98,8	30	30,6	17,1	17,0	47,7	34,0
Fe ₅₀ Ni ₅₀	98,5	32	29,4	17,8	6,8	47,2	13,6
Fe ₄₉ Ni ₅₁	99,0	40	29,6	17,4	6,7	47,0	13,4
Fe ₆₄ Ni ₃₆	99,0	39	31,5	19,5	7,0	51,0	14,0

Ранее в работе [12] было показано, что существует эмпирическое соотношение текстурных компонент $C + S > 2B$, которое достаточно хорошо отражает переход от текстуры прокатки типа «меди» к текстуре прокатки типа «а-латуни». Для большинства сплавов Ni-Me с ограниченной растворимостью легирующего элемента увеличение его содержания в ГЦК-твердом растворе приводит к резкому подъему доли компоненты $B - \{110\}<112>$ и заметному снижению доли компонент C и S в текстуре деформации [4, 12]. В случае Fe-Ni сплавов следует обратить внимание на необычно низкое содержание в текстуре деформации сплавов Fe₅₀Ni₅₀, Fe₄₉Ni₅₁ и Fe₆₄Ni₃₆ компоненты $B \sim 7\%$. Такой компонентный состав текстуры деформации, а особенно малая объемная доля компоненты B , позволяет надеяться на реализацию острой кубической текстуры рекристаллизации при последующем отжиге деформированных Fe-Ni сплавов разного состава.

На основе дилатометрических данных при медленном нагреве холоднокатаных на 99 % лент проведена оценка температуры начала рекристаллизации сплавов Fe₄₉Ni₅₁ и Fe₆₄Ni₃₆ в сравнении с чистым никелем (рис. 1). Температура начала рекристаллизации для сплава Fe₄₉Ni₅₁ составляет ~ 545 °C и для инвара Fe₆₄Ni₃₆ – 560 °C, что превышает температуру начала рекристаллизации чистого никеля всего на 50–60 °C. Поэтому в работе помимо часового отжига при температуре 1000 и 1050 °C использовали отжиг с медленным нагревом ~ 2 град/мин в интервале температур от 700 до 1000 °C, который, по данным [13, 14], позволяет существенно повысить остроту кубической текстуры рекристаллизации бинарных и тройных никелевых сплавов за счет уменьшения количества двойников.

Ранее в работе [15] было установлено, что в деформированной на 99 % ленте из пермаллоя Fe₅₁Ni₄₉ уменьшение скорости нагрева или повышение температуры рекристаллизационного отжига, приводящее к увеличению остроты кубической текстуры, приводит и к повышению уровня магнитомягких свойств. Так, при повышении температуры отжига сплава Fe₅₁Ni₄₉ с 1000 до 1150 °C значения магнитной индукции увеличивались с 1,20 до 1,28 Тл, а коэрцитивная сила уменьшалась с 43,0 до 12,7 А/м.

Отжиг ленты из пермаллоя Fe₄₉Ni₅₁ проводился в процессе протяжки в печи в аргон-водородной атмосфере со скоростью движения ленты 2 м/ч, время пребывания в горячей зоне составляло 40 мин при $T_{\max} = 1050$ °C (рис. 2). Оценка совершенства текстуры проводилась в нескольких участках протяженной ленты. Во всей ленте получена острая кубическая текстура, приближающаяся по степени совершенства к монокристалльной с частотой появления двойников менее 0,01 (рис. 2,б).

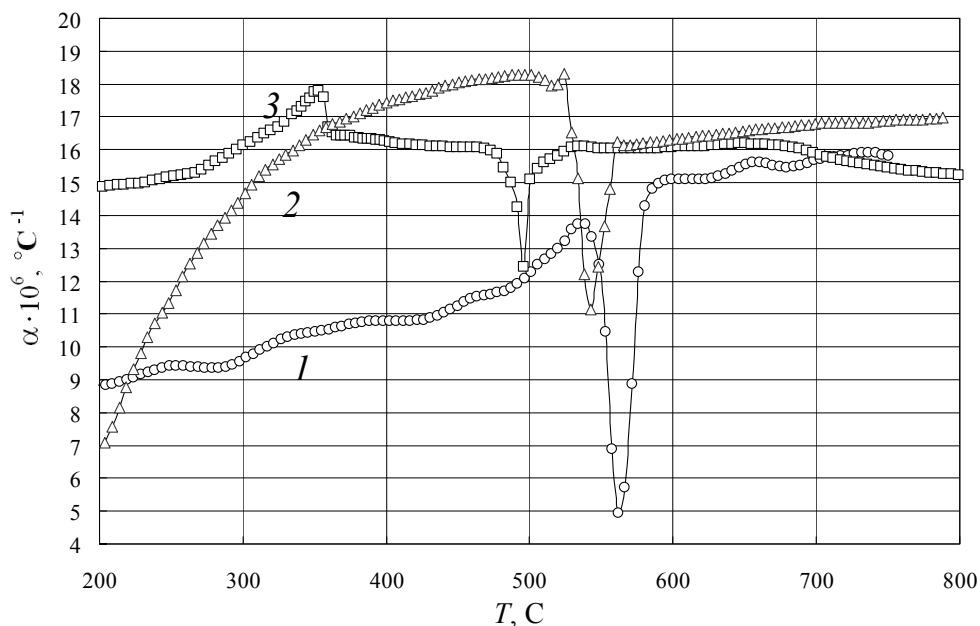


Рис. 1. Изменение коэффициента температурного линейного расширения при нагреве со скоростью 2 град./мин холоднодеформированных (98,8–99 %) образцов сплавов Fe-Ni и чистого никеля: 1 – Fe₄₉Ni₅₁; 2 – Fe₆₄Ni₃₆; 3 – Ni

Для двух исследуемых в настоящей работе сплавов Fe₆₄Ni₃₆ и Fe₅₀Ni₅₀, помимо наиболее часто применяемого для получения острой кубической текстуры «тестового» отжига при температуре 1000 °C, был выбран рекристаллизационный отжиг при $T = 1050$ °C в течение 1 ч, поскольку такой режим наиболее близок к условиям отжига длинной ленты из сплава Fe₄₉Ni₅₁ в протяжной печи.

Результаты EBSD анализа ленты из сплава Fe₅₀Ni₅₀ после рекристаллизационного отжига при $T = 1050$ °C в течение 1 ч приведены на рис. 3. Средняя величина рекристаллизованного зерна при этой температуре отжига составляет ~31 мкм, заметна разноразмерность (рис. 3,а). В сплаве сформировалась совершенная кубическая текстура (рис. 3,б). Частотная характеристика разориентировки границ зерен на поверхности текстурованной ленты из этого сплава позволяет заключить, что не менее 90 % зерен находится в области углов с разориентацией до ~10–12°. Доля двойниковой составляющей (зерна с угловой разориентацией 60°) не превышает 0,05. Количество зерен с промежуточными разориентировками от 10–12 до 60° невелико (рис. 3,в). Оценка степени совершенства сформировавшейся кубической текстуры в других участках достаточно длинной (более 1 м) ленты приводит к аналогичным результатам (рис. 3,г), причем двойников в некоторых участках практически нет.

Можно констатировать, что количество зерен с кубической ориентировкой во всех участках ленты составляет более 90 %, а в некоторых участках ленты более 95 %. Однако рекристаллизационный отжиг в вакууме при температуре 1050 °C в течение 1 ч не позволяет полностью (во всех участках

ленты) избавиться от двойниковой составляющей. При отжиге в аргон-водородной атмосфере ($\text{Ar}_2 + 1\% \text{H}_2$) удается добиться в никеле и двойных никелевых сплавах снижения доли двойниковых границ зерен (PCY $\Sigma 3$), при этом уменьшается глубина канавок термического травления поверхности ленты [16]. Показательна в этом отношении кубическая текстура в сплаве $\text{Fe}_{49}\text{Ni}_{51}$ (см. рис. 2), где после отжига в протяжной печи при $T_{\text{max}} = 1050\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 40 мин в аргон-водородной атмосфере снижается доля двойниковой составляющей до величины $< 0,01$.

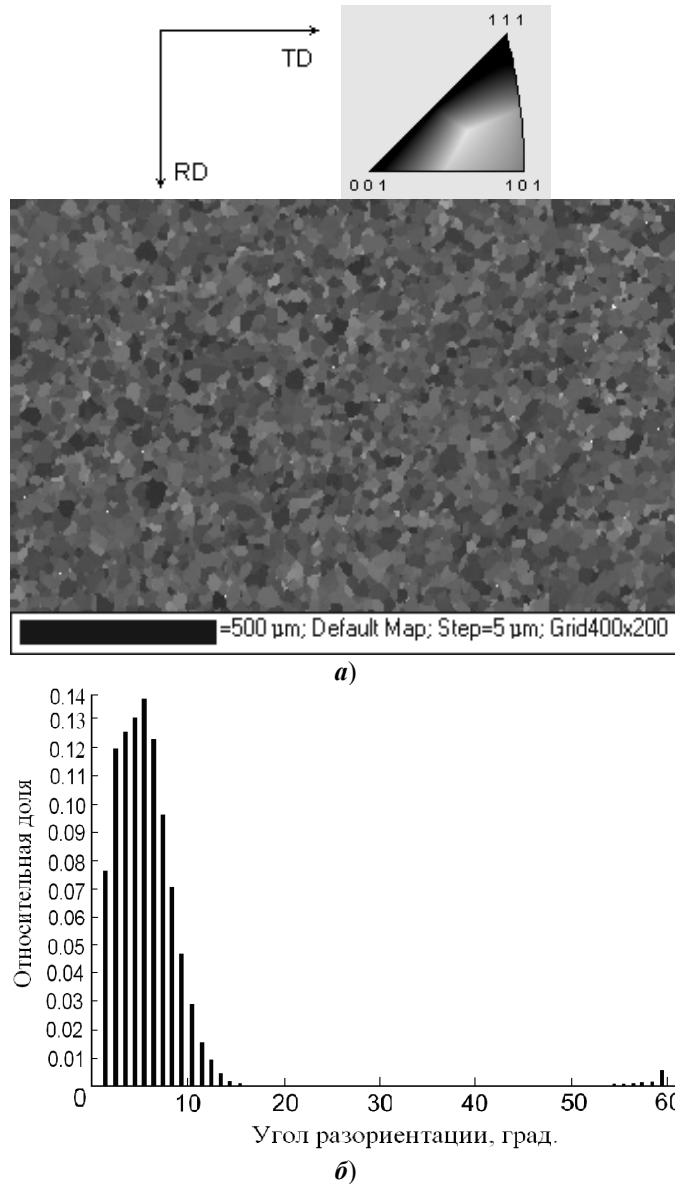


Рис. 2. Микрокарта разориентации зерен (а) и гистограмма разориентировки границ зерен (б) в плоскости ленты для текстурированного сплава $\text{Fe}_{51}\text{Ni}_{49}$. Отжиг в протяжной печи в аргон-водородной атмосфере движущейся со скоростью 2 м/ч ленты, время пребывания в горячей зоне при $T_{\text{max}} = 1050\text{ }^\circ\text{C}$ 40 мин

Проводили также EBSD анализ ленты из сплава $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ после рекристаллизационного отжига при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч с медленным нагревом ~ 2 град/мин в интервале температур от 700 до $1000\text{ }^\circ\text{C}$, результаты приведены на рис. 4.

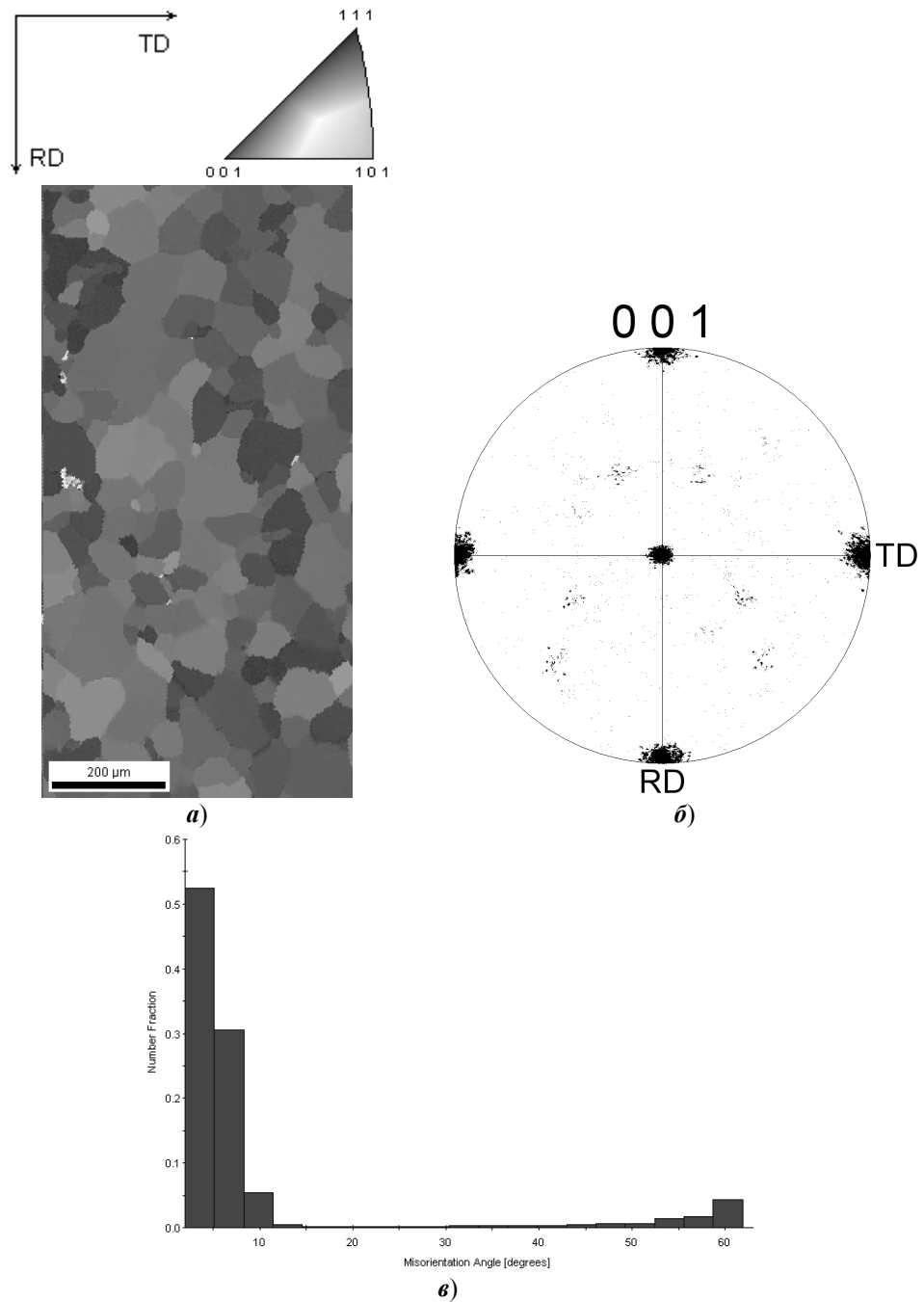


Рис. 3. Микрокарта ориентировок зерен (а), полюсная фигура $\{001\}$ (б) и гистограммы разориентировки границ зерен (в, г) для ленты из сплава $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ после рекристаллизационного отжига $1050\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч

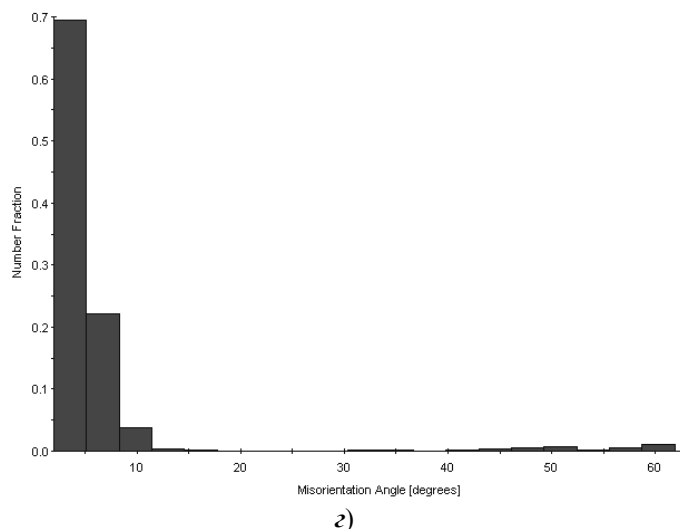


Рис. 3. Окончание

Отжиг ленты из сплава $Fe_{50}Ni_{50}$ с медленным нагревом позволяет получить в ленте квазимонокристалльную структуру. Качество кубической текстуры в ленте из пермаллоя $Fe_{50}Ni_{50}$ после отжига с медленным нагревом немного лучше, чем после отжига при температуре $1050\text{ }^{\circ}C$ в течение 1 ч. Однако отжиг при $1050\text{ }^{\circ}C$ в течение 1 ч с экономической точки зрения более выгоден, чем режим отжига с медленным нагревом, при котором общая продолжительность нагрева от $700\text{ }^{\circ}C$ составляет не менее 4 ч.

Сплав инвар $Fe_{64}Ni_{36}$ находится в системе Fe-Ni близко к границе концентрационного интервала ГЦК сплавов ($\sim 30\%$ Ni). В этом сплаве, так же как и в пермаллое, после глубокой деформации и последующего рекристаллизационного отжига, при всех используемых в работе режимах отжига, реализуется острая кубическая текстура (рис. 5). Средняя величина рекристаллизованного зерна при этой температуре отжига составляет $\sim 35\text{ }\mu m$ (рис. 5,а). Следует отметить высокое совершенство кубической текстуры в ленте из сплава $Fe_{64}Ni_{36}$ после рекристаллизационного отжига при $1050\text{ }^{\circ}C$ в течение 1 ч (рис. 5,б). В той части спектра распределения разориентировок рекристаллизованных зерен, где сосредоточена кубическая компонента текстуры (область углов до $10\text{--}12\text{ }^{\circ}$) находится более 90 % зерен. Доля двойниковой составляющей $\sim 0,05$, что несколько больше, чем в пермаллое $Fe_{50}Ni_{50}$ после аналогичного режима рекристаллизационного отжига.

Кроме того, в инваре после отжига при $1050\text{ }^{\circ}C$ в течение 1 ч присутствует некоторая доля зерен с разориентировками в области углов от 30 до 60 ° (рис. 5,в). В целом реализуемая в инваре кубическая текстура уступает по степени совершенства текстуре пермаллоя, хотя и незначительно.

Таким образом, результаты исследования подтверждают возможность реализации в сплавах $Fe_{64}Ni_{36}$ и $Fe_{50}Ni_{50}$ острой кубической текстуры рекристаллизации.

Возможность получения квазимонокристалльной структуры в тонкой ленте из железоникелевых сплавов открывает возможность использования их в качестве подложек не только в технологии ВТСП второго поколения, но и в электронной технике.

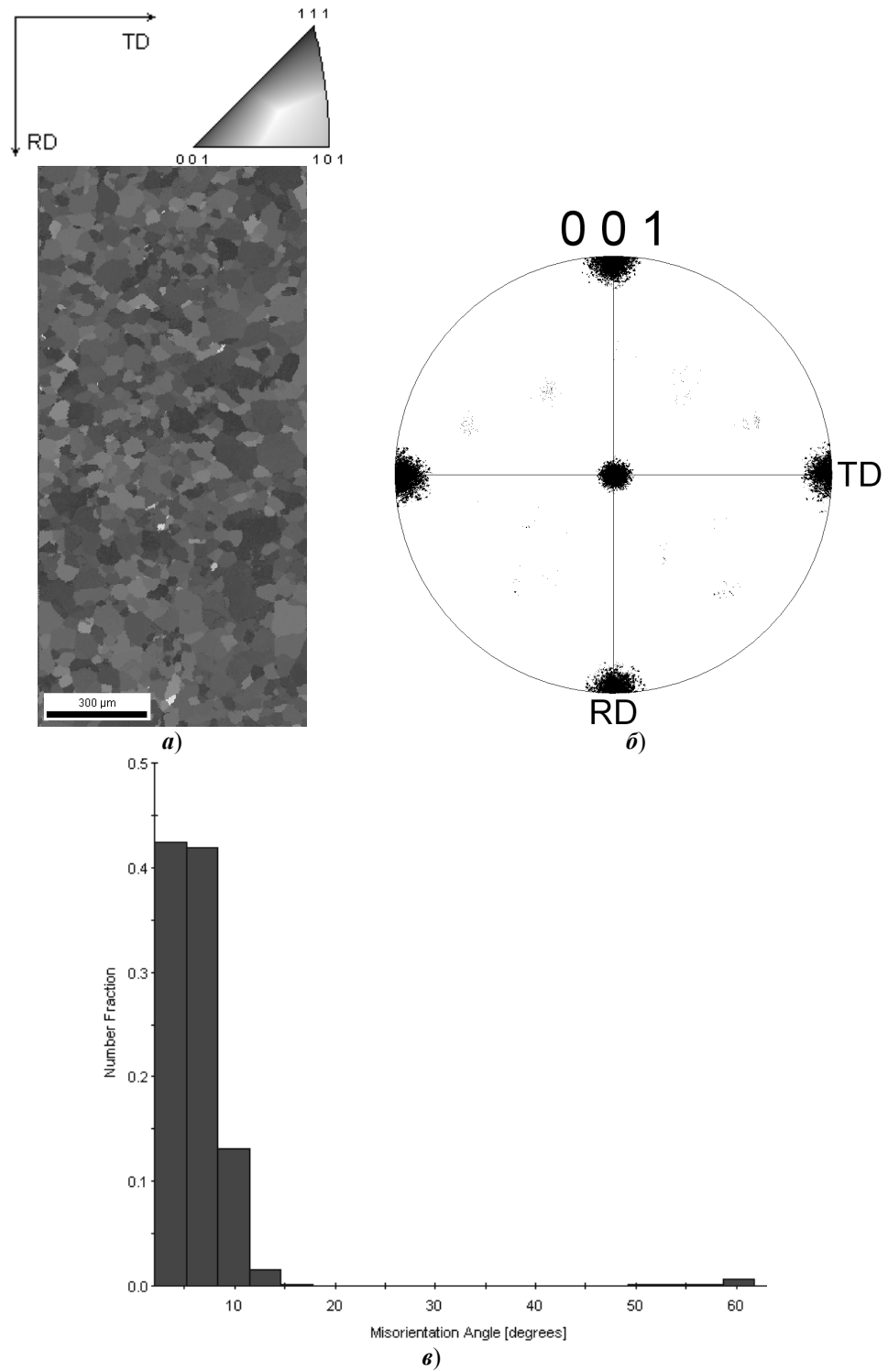


Рис. 4. Микрокарта ориентировок зерен (а), полюсная фигура {001} (б) и гистограммы разориентировки границ зерен (в) для ленты из сплава Fe₅₀Ni₅₀ после рекристаллизационного отжига при 1000 °С в течение 1 ч с медленным нагревом 2 град/мин

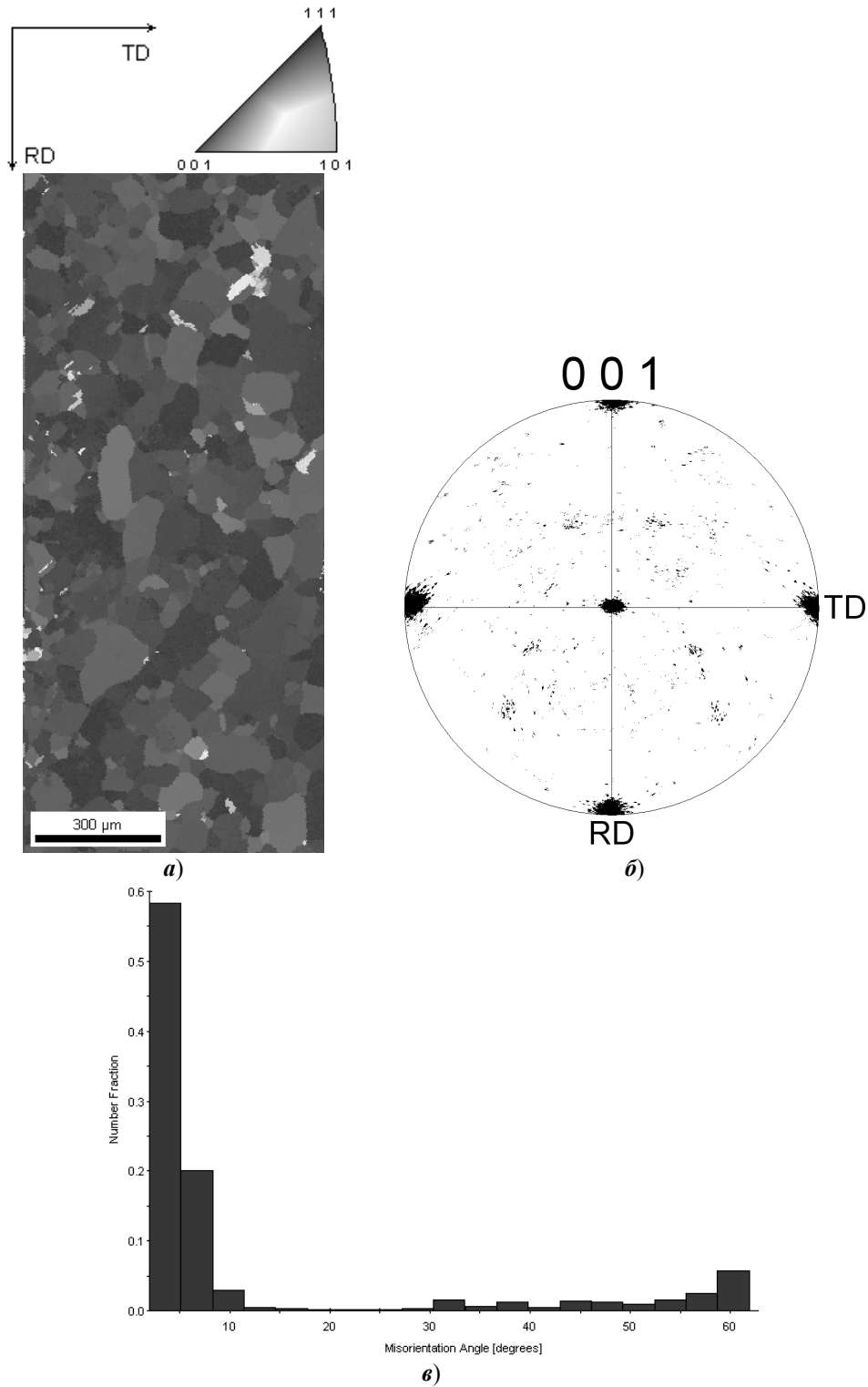


Рис. 5. Микрокарта ориентировок зерен (а), полюсная фигура {001} (б) и гистограмма разориентировки границ зерен (в) для ленты из сплава Fe₆₄Ni₃₆ после рекристаллизационного отжига при 1050 °С в течение 1 ч

Выводы

1. Легирование никеля железом приводит к значительному увеличению параметра решетки сплава, однако, в отличие от легирования другими *d*-переходными металлами, это не приводит к изменению типа текстуры деформации сплавов, что в свою очередь позволяет получить при отжиге острую кубическую текстуру во всей области существования ГЦК Fe-Ni сплавов.

2. Для сплава Fe₅₀Ni₅₀ определен оптимальный режим рекристаллизационного отжига при 1050 °С в течение 1 ч наиболее близкий к отжигу ленты в протяжной печи, при котором удастся реализовать очень острую кубическую текстуру, близкую к монокристалльной с содержанием двойниковых зерен на поверхности текстурованной ленты менее 1 %.

3. В инваре Fe₆₄Ni₃₆ после всех режимов рекристаллизационного отжига, включая отжиг при 1050 °С в течение 1 ч, реализуемая острая кубическая текстура дает возможность использования тонких лент из этого сплава в качестве подложек в технологии ВТСП второго поколения, но немного уступает по степени совершенства текстуре пермаллоя Fe₅₀Ni₅₀.

Эксперименты по определению ориентации зерен на поверхности текстурованных лент методом EBSD на сканирующем микроскопе Pegasus «Quanta-200» проведены в отделе электронной микроскопии ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» Института физики металлов УрО РАН.

Список литературы

1. **Вишняков, Я. Д.** Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я. Д. Вишняков, А. А. Бабарэко, С. А. Владимиров, И. В. Эгиз. – М. : Наука, 1979. – 343 с.
2. Образование текстуры в сплавах никеля с некоторыми *d*-переходными металлами. Ч. 2. Текстура рекристаллизации / И. В. Гервасьева, Б. К. Соколов, Д. П. Родионов, Ю. В. Хлебникова, Я. В. Подкин // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т. 96, № 2. – С. 95–101.
3. Влияние рекристаллизационного отжига на формирование совершенной кубической текстуры в ГЦК-никелевых сплавах / Д. П. Родионов, И. В. Гервасьева, Ю. В. Хлебникова, В. А. Казанцев, Н. И. Виноградова, В. А. Сазонова // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 111, № 6. – С. 628–638.
4. **Родионов, Д. П.** Текстурованные подложки из никелевых сплавов / Д. П. Родионов, И. В. Гервасьева, Ю. В. Хлебникова. – Екатеринбург : РИО УрО РАН, 2012. – 112 с.
5. Pulsed Laser Deposition of Epitaxial YBa Cu O/Oxide Multilayers onto Textured NiFe Substrates for Coated Conductor Applications / R. I. Tomov, A. Kurzumovic, M. Majoros, D-J. Kang, B. A. Glowacki, J. E. Evetts // Supercond. Sci. Technol. – 2002. – Vol. 15. – P. 598–605.
6. **Хансен, М.** Структура двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – М. : ГНТИ по черной и цветной металлургии. – 1962. – Т. II. – 1488 с.
7. **Schramm, R. E.** Stacking Fault energies of fcc Fe-Ni Alloys by X-Ray Diffraction Line Profile Analysis / R. E. Schramm, R. P. Reed // Met. Trans. – 1976. – Vol. 7A, № 3. – P. 359–363.
8. **Beeston, B. E. P.** The Staking Fault Energies of Some Binary Nickel Alloys / B. E. P. Beeston, L. K. France // J. Inst. of Metals. – 1968. – Vol. 96, № 4. – P. 105–107.

9. **Бутакова, Э. Д.** Энергия дефекта упаковки в сплавах железо-никель и железо-никель-хром / Э. Д. Бутакова, К. А. Малышев, Н. И. Носкова // *Физика металлов и металловедение*. – 1973. – Т. 35, № 3. – С. 662–664.
10. **Вол, А. Е.** Строение и свойства двойных металлических систем / А. Е. Вол. – М.: Физматгиз, 1962. – Ч. II. – 793 с.
11. Industrial Cu-Ni alloys for HTS coated conductor tape / A. Girard, C. E. Bruzek, J. L. Jorda et al. // *J. Phys. Conf. Ser.* – 2006. – Vol. 43. – P. 341–343.
12. **Гервасьева, И. В.** Образование текстуры в сплавах никеля с некоторыми *d*-переходными металлами. Ч. I. Текстура деформации / И. В. Гервасьева, Б. К. Соколов, Д. П. Родионов, Ю. В. Хлебникова // *Физика металлов и металловедение*. 2003. – Т. 95, № 1. – С. 77–84.
13. Biaxially Textured NiCrX (X=W and V) Tapes as Substrates for HTS Coated Conductor Applications / A. Tuissi, E. Villa, M. Zamboni et al. // *Physica*. – 2002. – P. 759–762.
14. YBCO Coated Conductor Deposited onto Non-magnetic Ternary Alloy NiCrW RABiTS Tape by in situ Pulsed Laser Deposition / R. I. Tomov, A. Kursumovic, M. Majoros et al. // *Physica C*. – 2003. – Vol. 383. – P. 323–336.
15. **Гервасьева, И. В.** Получение кубической текстуры в лентах Fe-Ni сплавов / И. В. Гервасьева, Д. П. Родионов, Ю. В. Хлебникова, А. П. Потапов // *Письма в Журнал технической физики*. – 2011. – Т. 37, № 14. – С. 76–83.
16. **Geadstone, T. A.** Grain boundary misorientation and thermal grooving in cube-textured Ni, Ni-Cr tape / T. A. Geadstone, J. C. Moore, A. J. Wilkinson, C. R. M. Grovenor // *IEEE Transactions on Applied Supercond.* – 2001. – Vol. 11, Issue 1, Part III. – P. 623–626.

References

1. Vishnyakov Ya. D., Babareko A. A., Vladimirov S. A., Egiz I. V. *Teoriya obrazovaniya tekstur v metallakh i splavakh* [Theory of texture formation in metals and alloys]. Moscow: Nauka, 1979, 343 p.
2. Gervas'eva I. V., Sokolov B. K., Rodionov D. P., Khlebnikova Yu. V., Podkin Ya. V. *Fizika metallov i metallovedenie* [Physics of metals and physical metallurgy]. 2003, vol. 96, no. 2, pp. 95–101.
3. Rodionov D. P., Gervas'eva I. V., Khlebnikova Yu. V., Kazantsev V. A., Vinogradova N. I., Sazonova V. A. *Fizika metallov i metallovedenie* [Physics of metals and physical metallurgy]. 2011, vol. 111, no. 6, pp. 628–638.
4. Rodionov D. P., Gervas'eva I. V., Khlebnikova Yu. V. *Teksturovannye podlozhki iz nikelovykh splavov* [Texturing of nickel alloy backing]. Ekaterinburg: RIO UrO RAN, 2012, 112 p.
5. Tomov R. I., Kurzumovic A., Majoros M., Kang D-J., Glowacki B. A., Evetts J. E. *Supercond. Sci. Technol.* 2002, vol. 15, pp. 598–605.
6. Khansen M., Anderko K. *Struktura dvoynykh splavov* [Structure of binary alloys]. Moscow: GNTI po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1962, vol. II, 1488 p.
7. Schramm R. E., Reed R. P. *Met. Trans.* 1976, vol. 7A, no. 3, pp. 359–363.
8. Beeston B. E. P., France L. K. *J. Inst. of Metals*. 1968, vol. 96, no. 4, pp. 105–107.
9. Butakova E. D., Malyshev K. A., Noskova N. I. *Fizika metallov i metallovedenie* [Physics of metals and physical metallurgy]. 1973, vol. 35, no. 3, pp. 662–664.
10. Vol A. E. *Stroenie i svoystva dvoynykh metallicheskih sistem* [Structure and properties of binary metallic systems]. Moscow: Fizmatgiz, 1962, part II, 793 p.
11. Girard A., Bruzek C. E., Jorda J. L. et al. *J. Phys. Conf. Ser.* 2006, vol. 43, pp. 341–343.
12. Gervas'eva I. V., Sokolov B. K., Rodionov D. P., Khlebnikova Yu. V. *Fizika metallov i metallovedenie* [Physics of metals and physical metallurgy]. 2003, vol. 95, no. 1, pp. 77–84.

13. Tuissi A., Villa E., Zamboni M. et al. *Physical*. 2002, pp. 759–762.
 14. Tomov R. I., Kursumovic A., Majoros M. et al. *Physical C*. 2003, vol. 383, pp. 323–336.
 15. Gervas'eva I. V., Rodionov D. P., Khlebnikova Yu. V., Potapov A. P. *Pis'ma v Zhurnal tekhnicheskoy fiziki* [Letters to the journal of technical physics]. 2011, vol. 37, no. 14, pp. 76–83.
 16. Geadstone T. A., Moore J. C., Wilkinson A. J., Grovenor C. R. M. *JEEE Transactions on Applied Supercond*. 2001, vol. 11, issue 1, part III, p. 623–626.
-

Родионов Дмитрий Петрович

доктор физико-математических наук,
главный научный сотрудник,
Институт физики металлов Уральского
отделения Российской академии наук
(Россия, г. Екатеринбург,
ул. С. Ковалевской, 18)

E-mail: phym@imp.uran.ru

Rodionov Dmitriy Petrovich

Doctor of physical and mathematical
sciences, chief research scientist, Institute
of physics of metals of the Ural branch
of the Russian Academy of Sciences
(18 S. Kovalevskoy street,
Ekaterinburg, Russia)

Хлебникова Юлия Валентиновна

кандидат технических наук, старший
научный сотрудник, Институт физики
металлов Уральского отделения
Российской академии наук (Россия,
г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

E-mail: yulia_kh@imp.uran.ru

Khlebnikova Yuliya Valentinovna

Candidate of engineering sciences, senior
staff scientist, Institute of physics of metals
of the Ural branch of the Russian Academy
of Sciences (18 S. Kovalevskoy street,
Ekaterinburg, Russia)

Козлов Геннадий Васильевич

доктор технических наук, профессор,
декан факультета повышения
квалификации и дополнительного
образования, Пензенский
государственный университет
(Россия, г. Пенза, ул. Красная, 40)

E-mail: gvk17@yandex.ru

Kozlov Gennadiy Vasil'evich

Doctor of engineering sciences, professor,
dean of the Faculty of advanced studies
and additional education, Penza State
University (40 Krasnaya street, Penza,
Russia)

Гервасьева Ирина Владимировна

доктор физико-математических наук,
ведущий научный сотрудник, Институт
физики металлов Уральского отделения
Российской академии наук (Россия,
г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

E-mail: gervasy@imp.uran.ru

Gervas'eva Irina Vladimirovna

Doctor of physical and mathematical
sciences, leading researcher, Institute
of physics of metals of the Ural branch
of the Russian Academy of Sciences (18
S. Kovalevskoy street, Ekaterinburg, Russia)

Суаридзе Теона Романиевна

младший научный сотрудник, Институт
физики металлов Уральского отделения
Российской академии наук (Россия,
г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

E-mail: t.suaridze@yandex.ru

Suaridze Teona Romanievna

Junior researcher, Institute of physics
of metals of the Ural branch of the Russian
Academy of Sciences (18 S. Kovalevskoy
street, Ekaterinburg, Russia)

УДК 669.1'24:539.25

Исследование текстуры железоникелевых сплавов $Fe_{64}Ni_{36}$ и $Fe_{50}Ni_{50}$ методом дифракции обратно отраженных электронов / Д. П. Родионов, Ю. В. Хлебникова, Г. В. Козлов, И. В. Гервасьева, Т. Р. Суаридзе // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2013. – № 4 (28). – С. 165–179.