

*Д. П. Родионов, И. В. Гервасьева,
Ю. В. Хлебникова, Г. В. Козлов, В. А. Казанцев*

**ТЕКСТУРОВАННЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ СПЛАВОВ
НИКЕЛЯ С ТУГОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ (W, Mo, Re)
ДЛЯ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ КАБЕЛЕЙ
ВТОРОГО ПОКОЛЕНИЯ¹**

Аннотация. Приведены результаты исследования процесса формирования текстуры деформации и рекристаллизации в никелевых сплавах с W, Mo и Re. Рассмотрены режимы рекристаллизационного отжига в сплавах никеля с тугоплавкими металлами после прокатки с большими степенями деформации. Определены пределы легирования никеля вольфрамом, молибденом и рением для получения высокой степени совершенства кубической текстуры в лентах-подложках, а также изучены прочностные и магнитные свойства данных сплавов.

Ключевые слова: никелевые сплавы, холодная деформация прокаткой, рекристаллизационный отжиг, совершенная кубическая текстура, удельная намагниченность, прочность.

Abstract. The article adduces investigation results of texture deformation and recrystallization process in Ni alloys with tungsten, molybdenum and rhenium (W, Mo, Re). The study also considers the regimes of recrystallization annealing in Ni alloys with refractory metals after rolling with high degree of reduction. The authors have defined Ni alloying limits with tungsten, molybdenum and rhenium (W, Mo, Re) to obtain perfect cube-textured substrates. Strength and magnetic properties of the alloys mentioned are also investigated.

Key words: Ni alloys, cold rolling deformation, recrystallization annealing, perfect cube texture, specific magnetism, strength.

Введение

Необходимость получения металлических лент-подложек с высокой степенью совершенства кубической текстуры $\{100\}\langle 001\rangle$ возникла в конце 1990-х гг. в связи с появлением технологии получения высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП) второго поколения, основанной на эпитаксиальном нанесении керамического ВТСП через буферные слои на текстурованную металлическую подложку [1, 2].

Основной характеристикой ленточных многослойных высокотемпературных сверхпроводников является значение критического тока, которое в значительной степени зависит от остроты кристаллографической текстуры в материале сверхпроводника, наследуемой от кубической текстуры металлической подложки. Другим фактором, влияющим на величину критического тока, является магнитное состояние материала подложки. Чем меньше магнитная проницаемость подложки, тем больше критический ток. Кроме того, для производства длинных лент в промышленности необходимо обеспечи-

¹ Работа выполнена по программе РАН (тема «Структура», № гос. рег. 01201064335), при частичной финансовой поддержке грантов № 12-П-2-1015 Программы Президиума РАН, Гос. контракта № 16.518.11.7032 Минобрнауки РФ.

вать достаточно высокие прочностные свойства несущей металлической ленты. Использование никелевых сплавов, легированных тугоплавкими элементами при создании металлических подложек с кубической текстурой, направлено в первую очередь на повышение механических свойств тонкой ленты-подложки.

Упрочнение никелевых сплавов определено на основе сведений об изменении периода кристаллической решетки сплавов при легировании [3–5]. Степень упрочнения твердого раствора зависит от разницы атомных радиусов никеля и легирующего элемента и изменения модуля сдвига никелевого сплава [6]. Для одного и того же металла-растворителя переход от текстуры деформации типа «меди» к текстуре деформации типа « α -латуни» наблюдается при тем меньших концентрациях легирующего элемента, чем больше несоответствие атома растворенного вещества и растворителя, в нашем случае – никеля [4, 7]. Исследования текстуры и величины концентрационного расширения решетки при легировании никеля Ta, Nb, W, Mo, Re, V и Cr показали, что существует условная граница параметра решетки сплава, ниже которой сохраняется текстура деформации типа «меди», а при последующем рекристаллизационном отжиге реализуется кубическая текстура.

Анализируя изменение параметра решетки никелевого сплава, можно заключить, что тантал и ниобий не являются перспективными легирующими добавками из-за их экстремального влияния на изменение периода кристаллической решетки [3, 4]. Добавление 1,5–2,0 ат.% Ta и Nb уже приводят к нежелательному текстурному переходу. Период кристаллической решетки никелевого сплава при добавлении W, Mo и Re изменяется примерно одинаковыми темпами [4]. Это позволяет предположить, что концентрационная граница легирования, позволяющая получить в сплаве желаемую текстуру деформации, для двойных сплавов Ni–Me (где Me = W, Mo, Re) должна быть близка.

Ленты из сплавов с вольфрамом хорошо изучены, и в настоящее время сплав Ni–5ат.%W получил широкое практическое применение в качестве эпитаксиальных подложек для ленточных высокотемпературных сверхпроводников второго поколения. В настоящей работе изучена возможность получения совершенной кубической текстуры в лентах из сплавов Ni–Mo и Ni–Re, содержащих 5 ат.% легирующего элемента, а также проведен сравнительный анализ текстурных, механических и магнитных характеристик лент из сплавов Ni–Mo и Ni–Re с аналогичными характеристиками лент из изученного нами ранее сплава Ni–4.8 ат.%W.

1. Материалы и методика эксперимента

Сплавы никеля с тугоплавкими металлами W, Mo и Re выплавлены в алуновом тиглях в атмосфере аргона в индукционной печи. Для сплава Ni–W использован переплавленный в вакууме никель чистотой 99,93 %. Для сплавов Ni–Mo и Ni–Re использован электролитический никель чистотой 99,99 %. Легирующие элементы имели чистоту не менее 99,94 %. Во всех выплавленных сплавах содержание легирующего элемента (в атомных %) было близким. Химический состав сплавов (в весовых и атомных %) представлен в табл. 1. После горячейковки слитков при 1000–800 °C были получены прутки сечением 10 × 10 мм. После шлифовки и отжига в вакууме $(2...3) \cdot 10^{-5}$ мм рт.ст. при температуре 850 °C в течение 1,5 ч из прутков были получены заготовки прямоугольного сечения. На всех сплавах после отжига контролиро-

вали среднюю величину зерна в заготовке перед холодной деформацией. Среднюю величину исходного зерна вычисляли стандартным методом секущих по структуре металлографических шлифов из отожженных заготовок сплавов. Среднее значение получали на основе измерения как минимум 80 зерен. Во всех заготовках средний размер зерна перед прокаткой не превышал 40 мкм.

Таблица 1

Характеристики исследованных сплавов

Химический состав сплава, вес. %	Состав сплава, ат. %	Степень деформации, %	Толщина ленты, мкм	Параметр решетки, Å	$\sigma_{0,2}$, МПа	Температура начала рекристаллизации, °С
Ni–13,7 W	Ni _{95,2} W _{4,8}	98,7	90	3,5439	176	690
Ni–5,1 Mo	Ni _{96,8} Mo _{3,2}	98,4	100	3,5365	108	645
Ni–7,5 Mo	Ni _{95,3} Mo _{4,7}	98,1	100	3,5431	158	660
Ni–11,8 Re	Ni _{95,9} Re _{4,1}	98,6	75	3,5372	140	698
Ni–14,7 Re	Ni _{95,2} Re _{4,8}	98,8	100	3,5428	185	715

Холодную деформацию заготовок с высокими степенями обжатия осуществляли на двухвалковом прокатном стане до толщины 100–75 мкм и числом проходов 40–50. Степень холодной деформации составляла более 98 %. Из прокатанных лент вырезались образцы шириной 10 мм различной длины – от 150 до 450 мм.

Рекристаллизационные отжиги для получения кубической текстуры проводили в вакуумной печи ((2...3)·10⁻⁵ мм рт.ст.) при температуре 1000 или 1100 °С в течение 1 ч. Нагрев осуществляли посадкой ленточных образцов в печь, нагретую до требуемой температуры, охлаждение образцов после отжига – вне печного пространства. Кроме того, использовали отжиг образцов с медленным нагревом: посадка образцов в нагретую до 700 °С печь, дальнейший нагрев со скоростью 2 °/мин (~100 °/ч) до 1000 °С, выдержка 1 ч, далее охлаждение образцов вне печного пространства [8].

Кинетику рекристаллизации деформированных лент на продольных и поперечных образцах исследовали на кварцевом dilatометре Ulvac-Riko в интервале температур от 20 до 850 °С со скоростью нагрева 2 °/мин.

Ориентацию зерен на поверхности текстурированного сплава определяли методом дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) на сканирующем электронном микроскопе Quanta-200 в отделе электронной микроскопии Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов Института физики металлов Уральского отделения РАН. Область формирования дифракционной картины составляла порядка 50 нм. Измерения магнитных свойств образцов были выполнены на вибрационном магнитометре (ВМ) лаборатории нейтронных исследований вещества. Измерения магнитного момента образцов проводили в интервале температур 80–700 К и магнитных полях напряженностью до $8,8 \cdot 10^5$ А/м (~11 кЭ). Погрешность измерений от образца к образцу не превышала 2 %.

Механические свойства текстурированной ленты, отожженной при 1000 °С в течение 1 ч, определяли при испытаниях на растяжение образцов длиной 200 мм, шириной 10 мм и толщиной 80 или 100 мкм.

2. Результаты экспериментальных исследований

В предыдущих работах авторами изучены процессы образования текстуры и формирования свойств в сплавах никеля с рядом d -переходных металлов. Установлены критерии, позволяющие оценить возможность получения в лентах за счет легирования достаточно высокий уровень прочностных свойств при сохранении в результате холодной прокатки с высокими степенями обжатия текстуры деформации типа меди, а при первичной рекристаллизации – острую кубическую текстуру [4, 5, 9].

На основании экспериментальных данных по совершенству кубической текстуры рекристаллизации в зависимости от концентрации легирующих элементов в никеле нами в работе [4] приведена оценка параметра решетки сплава, соответствующего нижней границе перехода текстуры деформации типа «медь» к текстуре деформации типа « α -латунь». Это значение составляет для ряда двойных сплавов Ni–Me величину $a = 3,54...3,55 \text{ \AA}$.

Концентрационное расширение решетки для сплавов Ni–W, Ni–Mo и Ni–Re проиллюстрировано на рис. 1. Изменение параметра решетки при легировании никеля W, Mo и Re различается не столь значительно и происходит в существенно более узкой области концентраций, чем, например, для сплавов никеля с V, Cr, Mn и Al [4].

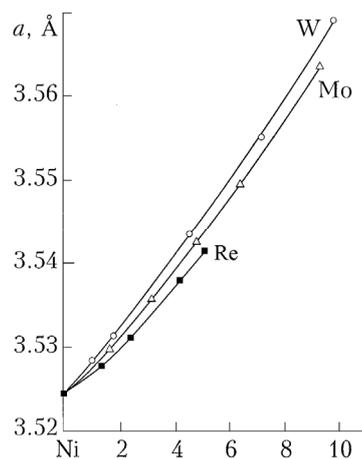


Рис. 1. Изменение параметра решетки никеля при легировании его W, Mo и Re

В работе [10] приведены данные по изменению вероятности (частоты) появления дефектов упаковки ($\alpha_{ДУ}$) для ряда никелевых сплавов в зависимости от содержания легирующих элементов. Легирование никеля молибденом и вольфрамом приводит к заметному увеличению $\alpha_{ДУ}$, а это, в свою очередь, означает, что молибден в большей степени, чем вольфрам, способствует уменьшению энергии дефектов упаковки (ЭДУ) никелевого сплава. Это важный фактор, который количественно ограничивает возможности легирования при условии сохранения острой кубической текстуры.

При формировании кубической текстуры рекристаллизации в никеле и никелевых сплавах приходится всегда учитывать, что она в большей или меньшей степени содержит двойниковую составляющую $\{122\}\langle 221 \rangle$. Существует корреляция между ЭДУ и отношением числа двойников отжига к чис-

лу зерен. Величина данного отношения служит показателем склонности данного сплава к образованию дефектов упаковки [11]. Для сплавов никеля двойниковая составляющая может быть значительной – до 10 %.

Отжиг сплава при высоких температурах позволяет добиться увеличения остроты текстуры (уменьшения рассеяния) в плоскости ленты-подложки как в направлении прокатки (НП), так и в поперечном направлении (ПН). На чистом никеле (99,99 %) показано, что количество двойников отжига в текстуре рекристаллизации уменьшается в несколько раз при увеличении температуры отжига до 1000–1100 °С [2]. Медленный нагрев до 1000–1100 °С от температуры ~700 °С с предварительной 30-минутной выдержкой при этой температуре (TSA-отжиг) также позволяет значительно уменьшить количество двойниковой составляющей в никелевых сплавах [12].

Следует отметить, что легирование никеля тугоплавкими металлами W, Mo и Re резко увеличивает температуру начала рекристаллизации холоднодеформированной ленты. В табл. 1 приведены данные по температуре начала рекристаллизации для лент из сплавов Ni_{95,2}W_{4,8}, Ni_{96,8}Mo_{3,2}, Ni_{95,3}Mo_{4,7}, Ni_{95,9}Re_{4,1} и Ni_{95,2}Re_{4,8}, полученные при нагреве со скоростью 2 °/мин холоднодеформированных (98,1–98,8 %) образцов.

На рис. 2 приведены зависимости коэффициента температурного линейного расширения (КТЛР) от температуры при нагреве холоднодеформированных образцов чистого никеля (кривая 1) и сплавов Ni_{95,3}Mo_{4,7} (кривая 2), Ni_{95,2}Re_{4,8} (кривая 3) и Ni_{95,2}W_{4,8} (кривая 4). Температуре начала рекристаллизации сплава соответствует минимум на кривых КТЛР.

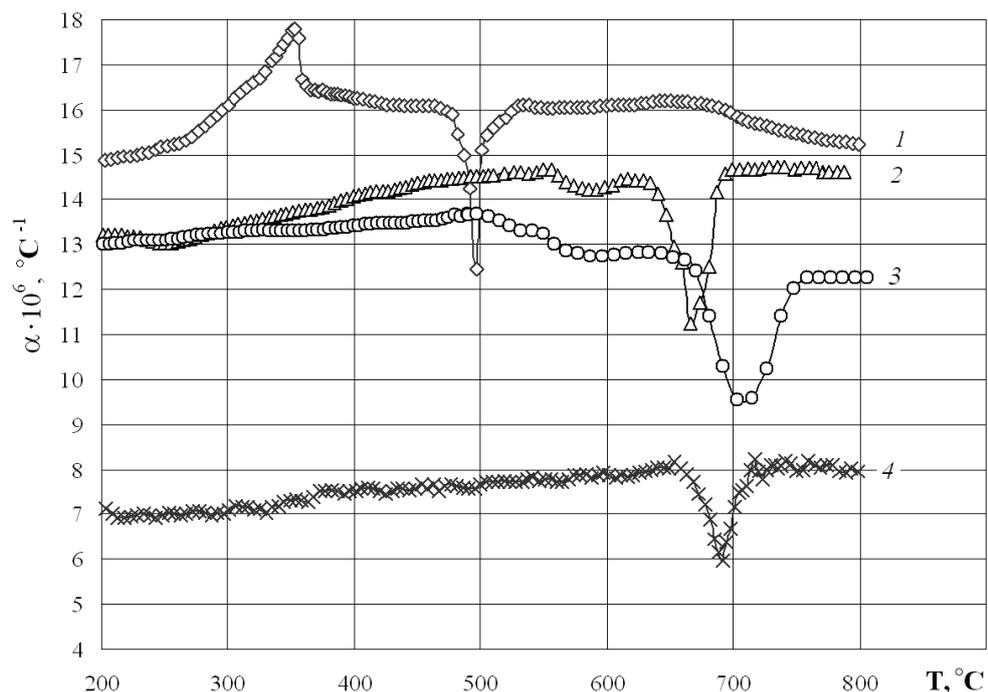


Рис. 2. Изменение коэффициента температурного линейного расширения при нагреве со скоростью 2 °/мин холоднодеформированных (98,1–98,8 %) образцов сплавов; кривые: 1 – Ni; 2 – Ni_{95,3}Mo_{4,7}; 3 – Ni_{95,2}Re_{4,8}; 4 – Ni_{95,2}W_{4,8} (Образцы вырезаны поперек направления прокатки)

Высокие температуры начала рекристаллизации для сплавов Ni–W, Ni–Mo и Ni–Re (660–715 °С) требуют проведения рекристаллизационного отжига при повышенных температурах или использования медленного нагрева от 650–700 до 1000–1100 °С с последующей выдержкой [8]. При таких режимах отжига в исследованных сплавах образуется острая кубическая текстура.

Кубическая текстура рекристаллизации сплава $Ni_{95.2}W_{4.8}$ является в определенном смысле эталонной, поскольку сплавы близкого состава хорошо изучены [8, 13–15]. В лентах-подложках из этих сплавов получение 95–98 % зерен с кубической ориентировкой и малым рассеянием $5...7^\circ$ не является проблемой.

Отжиг ленты-подложки исследованного нами сплава $Ni_{95.2}W_{4.8}$ при температуре 1000 °С в течение 1 ч (тестовый режим) приводит к формированию кубической текстуры рекристаллизации высокой степени совершенства. По данным EBSD, доля зерен, имеющих разориентацию границ на поверхности текстурованной ленты более 15° , составляет не более 2 %. Повышение температуры рекристаллизационного отжига до 1100 °С в течение 1 ч еще более повышает остроту кубической текстуры и приводит к реализации в ленте практически 100 % кубических зерен. Следует обратить внимание на ничтожно малое количество зерен с разориентацией границ в области углов 60° , что соответствует двойниковой ориентации. По степени текстурного совершенства лента из сплава $Ni_{95.2}W_{4.8}$ после рекристаллизационного отжига при 1100 °С в течение 1 ч приближается к монокристаллическому состоянию.

В сплавах $Ni_{96.8}Mo_{3.2}$ и $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ после тестового рекристаллизационного отжига 1000 °С в течение 1 ч реализуется острая кубическая текстура. Сформировавшаяся в сплаве $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ кубическая текстура сопоставима с текстурой сплава $Ni_{95.2}W_{4.8}$ после аналогичного отжига (рис. 3,а,б). Незначительное количество двойниковой составляющей практически не портит биаксиальную текстуру. Для улучшения текстуры данного сплава мы использовали режим рекристаллизационного отжига с медленным нагревом со скоростью $100^\circ/ч$ от 700 до 1000 °С и последующей выдержкой в течение 1 ч. Текстура, сформировавшаяся в результате такого отжига, представлена на рис. 3,в,г. Пик, соответствующий двойниковой текстурной составляющей, после отжига с медленным нагревом уменьшается в несколько раз (рис. 3,г). Медленный нагрев от температуры 650–700 до 1000 °С и так называемый двухступенчатый отжиг – TSA по терминологии [12, 16], во многом похожи. На наш взгляд, эффект отжига с медленным нагревом в первую очередь связан с длительным пребыванием в зоне температур, где происходит зарождение и рост зерен с кубической ориентацией. Более того, мы считаем, что изотермическая выдержка при температуре 650 °С при TSA-отжиге просто не будет эффективной в сплавах с температурой начала рекристаллизации, близкой к 700 °С, а в сплавах никеля с рением даже выше 700 °С.

Исследование возможности реализовать острую кубическую текстуру на двойных Ni–Re сплавах привело к выводу, что величина допустимого содержания никеля для получения качественной кубической текстуры рекристаллизации ограничена ~4.5 ат.% Re. Действительно, в сплаве $Ni_{95.2}Re_{4.8}$ после тестового отжига при 1000 °С в течение 1 ч реализуется многокомпонентная текстура, содержащая не более 20 % куба. Повышение температуры

отжига до 1100 °С в течение 1 ч или применение отжига с медленным нагревом со скоростью 100 °/ч от 700 до 1000 °С с последующей выдержкой 1 ч позволяет несколько улучшить текстуру и увеличить содержание кубической составляющей в текстуре рекристаллизации до ~35–40 %. Однако такую текстуру нельзя считать удовлетворительной и пригодной для последующего нанесения буферных и сверхпроводящих слоев, поэтому ленту из сплава Ni_{95.2}Re_{4.8} нельзя использовать в качестве эпитаксиальной подложки. Полюсные фигуры {001} для сплава Ni_{95.2}Re_{4.8}, характеризующие текстуру рекристаллизации после разных режимов отжига, приведены на рис. 4.

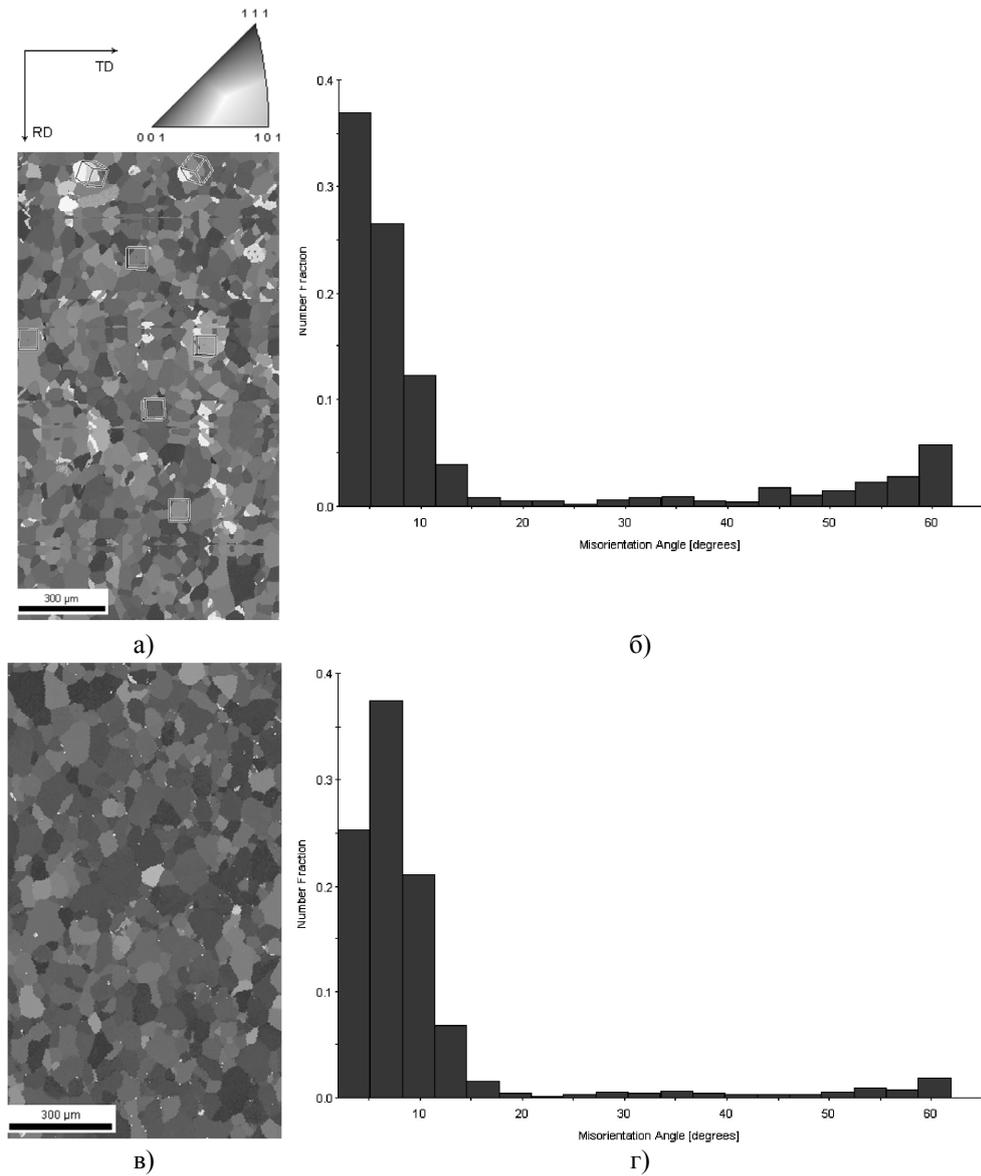


Рис. 3. Микрокарта ориентировок зерен (а, в) и гистограмма разориентировки границ зерен (б, г) для сплава Ni_{95.3}Mo_{4.7}. Отжиг 1000 °С в течение 1 ч (а, б), отжиг с медленным нагревом 100 °/ч от 700 до 1000 °С в течение 1 ч (в, г)

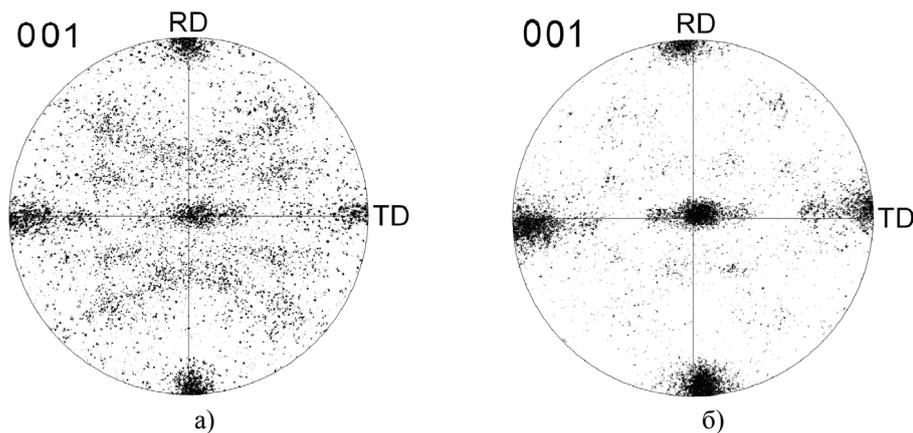


Рис. 4. Полосные фигуры $\{001\}$ для сплава $\text{Ni}_{95.2}\text{Re}_{4.8}$ после рекристаллизационного отжига при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч (а) и отжига с медленным нагревом со скоростью $100\text{ }^\circ\text{C}/\text{ч}$ от 700 до $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч (б)

В сплаве $\text{Ni}_{95.9}\text{Re}_{4.1}$ после тестового отжига при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч удается получить достаточно острую кубическую текстуру, но нужно отметить наличие заметной двойниковой составляющей. Количество зерен, имеющих разориентацию границ зерен более 20° , существенно выше, чем в сплавах $\text{Ni}_{95.3}\text{Mo}_{4.7}$ и $\text{Ni}_{95.2}\text{W}_{4.8}$ после аналогичного режима отжига. Повышение температуры отжига сплава $\text{Ni}_{95.9}\text{Re}_{4.1}$ до $1100\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч приводит к заметному исправлению кубической текстуры. Существенно уменьшается количество зерен с большеугловой разориентацией границ. Что касается количества двойников, то оно уменьшается, но остается на уровне $\sim 8\%$.

Такое поведение сплавов Ni–Re может быть связано с тем, что рений сильнее, чем молибден или вольфрам, снижает при легировании ЭДУ сплава. Это приводит к образованию при рекристаллизационном отжиге значительно большего количества двойников, чем в сплавах Ni–Mo и Ni–W. Использование различных режимов рекристаллизационного отжига позволяет заключить, что повышение температуры отжига до $1100\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч или применение отжига с медленным нагревом со скоростью $100\text{ }^\circ\text{C}/\text{ч}$ от 700 до $1000\text{ }^\circ\text{C}$ и последующей выдержкой 1 ч приводит к усилению совершенства кубической текстуры во всех исследованных сплавах. Даже в ленте из сплава $\text{Ni}_{95.2}\text{Re}_{4.8}$, в котором после тестового рекристаллизационного отжига при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч образуется многокомпонентная текстура с содержанием кубической составляющей $\sim 20\%$, после отжига с медленным нагревом количество кубических зерен увеличивается вдвое.

Механические свойства исследованных лент-подложек при $20\text{ }^\circ\text{C}$ после холодной деформации и рекристаллизационного отжига при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч приведены в табл. 1. Самый высокий предел текучести ($\sigma_{0.2}$) получен на сплавах $\text{Ni}_{95.2}\text{W}_{4.8}$ и $\text{Ni}_{95.2}\text{Re}_{4.8}$, среднее значение этой характеристики составляет 176 и 185 МПа соответственно (для сравнения: предел текучести для отожженных лент из чистого никеля составляет $25\text{--}30$ МПа). Сплавы Ni–Mo уступают сплаву с вольфрамом: сплав $\text{Ni}_{95.3}\text{Mo}_{4.7}$ имеет предел текучести 158 МПа, а сплав $\text{Ni}_{96.8}\text{Mo}_{3.2}$ – только 108 МПа. Если рассматривать значения предела текучести для сплавов Ni–Re, то они составляют для сплава $\text{Ni}_{95.9}\text{Re}_{4.1}$ – 140 МПа, а для сплава $\text{Ni}_{95.2}\text{Re}_{4.8}$ – 185 МПа. Такое высокое значение предела

текучести для сплава $Ni_{95.2}Re_{4.8}$ скорее всего связано с резкой деградацией в этом сплаве биаксиальной текстуры. Реальное значение $\sigma_{0.2}$ в кристаллографическом направлении $\langle 001 \rangle$ из всех возможных кристаллографических направлений в кубической кристаллической решетке сплава всегда минимально, что мы и фиксируем при реализации острой кубической текстуры.

Магнитные свойства отожженных лент из никеля и сплавов $Ni_{95.2}W_{4.8}$, $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ и $Ni_{95.2}Re_{4.8}$ измеряли в полях напряженностью 44 Э и 5 кЭ. Температурные зависимости удельной намагниченности в поле напряженностью 44 Э приведены на рис. 5. Для сплава $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ характерны более низкие значения удельной намагниченности при рабочих температурах высокотемпературного сверхпроводника, чем широко применяемый сплав $Ni_{95.2}W_{4.8}$ (кривые 3 и 4 на рис. 5). Измерения в поле напряженностью 5 кЭ проводили с целью сопоставления магнитных свойств сплавов с имеющимися литературными данными. Для сплава $Ni_{95.2}W_{4.8}$ наблюдается практически идеальное совпадение с результатами работ [13, 16].

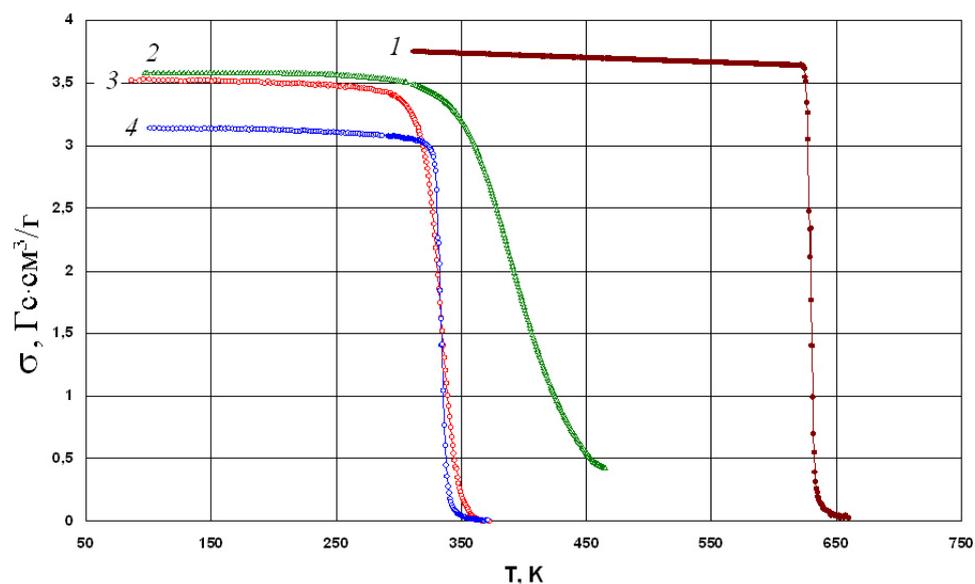


Рис. 5. Удельная намагниченность текстурованной ленты из никеля и никелевых сплавов: 1 – Ni; 2 – $Ni_{95.2}Re_{4.8}$; 3 – $Ni_{95.2}W_{4.8}$; 4 – $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$

3. Анализ результатов экспериментальных исследований

В работе проведен сравнительный анализ степени остроты кубической текстуры и ряда физических и механических свойств нескольких никелевых сплавов с тугоплавкими элементами W, Mo, Re. За основу взят магнитный высокопрочный сплав $Ni_{95.2}W_{4.8}$, который является наиболее широко используемым в современных технических изысканиях в области создания ленточных ВТСП второго поколения. Одной из основных причин широкого технического применения сплава $Ni_{95.2}W_{4.8}$, по мнению сотрудников Окриджской национальной лаборатории США [13], является простота нанесения буферных слоев на ленту-подложку из этого сплава. Конкурентный сплав $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ не является популярным в текстурных исследованиях лент-подложек для ВТСП второго поколения. Возможность использования для этих целей сплава с молибденом была исследована в работе [13]. Получение совершенной кубической тексту-

ры в сплаве $Ni_{95,3}Mo_{4,7}$ не представляет затруднений при условии использования высоких температур рекристаллизационного отжига 1000–1100 °С в разных вариантах. Сплав $Ni_{95,3}Mo_{4,7}$ уступает сплаву $Ni_{95,2}W_{4,8}$ в величине предела текучести примерно на 10–12 %. Однако надо учитывать, что сплав $Ni_{95,3}Mo_{4,7}$ имеет наименьшую из всех исследованных сплавов намагниченность вплоть до 77 К. Об использовании сплава, содержащего 5 ат.% Мо, сообщается в работах [17, 18], где исследовалось изготовление биметаллической ленты Ni/Ni–5 % Мо по порошковой технологии. Однако авторы [17, 18] отводят сплаву Ni–5 ат.% Мо роль упрочняющего слоя, а не функционального.

Известно [9], что в никелевом сплаве, содержащем 6,4 ат.% Мо, не удастся реализовать острую кубическую текстуру. Следует предположить, что предельное содержание молибдена в сплаве для использования его в качестве ленты-подложки не должно превышать 5 ат.%.

Сплавы Ni–Re были выбраны нами для исследования из тех соображений, что рений в жаропрочных монокристаллических сплавах является наиболее действенным упрочнителем твердого раствора, особенно если он используется при комплексном легировании с вольфрамом [3]. Выбор сплава, содержащего около 5 ат.% рения, был основан на анализе влияния рения на концентрационное расширение сплава. Оказалось, что рений более существенно, чем молибден и вольфрам, при легировании никеля понижает ЭДУ твердого раствора, а это приводит к ускоренной смене текстуры деформации от текстуры типа «медь» к текстуре типа « α -латунь». Кроме того, эффект снижения ЭДУ увеличивает вероятность появления двойников отжига в сплаве в процессе рекристаллизационного отжига. Поэтому в сплаве $Ni_{95,2}Re_{4,8}$ нам не удалось получить совершенную кубическую текстуру рекристаллизации. Надежное получение острой кубической текстуры в бинарных сплавах Ni–Re возможно при содержании рения, не превышающем 4,5 ат.%.

Исследование магнитного состояния лент из исследованных сплавов позволило заключить, что наименьшую удельную намагниченность при рабочих температурах высокотемпературного сверхпроводника имеет сплав $Ni_{95,3}Mo_{4,7}$.

Выводы

1. По степени остроты кубической текстуры и механических свойств ленты из сплавов никеля с тугоплавкими металлами $Ni_{95,2}W_{4,8}$, $Ni_{95,3}Mo_{4,7}$ и $Ni_{95,9}Re_{4,1}$ могут быть использованы в качестве подложек при создании ленточных ВТСП второго поколения.

2. Применение отжига при температуре 1100 °С с выдержкой 1 ч или отжига с медленным нагревом со скоростью 100 °/ч от 700 до 1000 °С и последующей выдержкой 1 ч приводит к усилению совершенства кубической текстуры во всех исследованных сплавах.

3. Из всех исследованных сплавов следует выделить сплав $Ni_{95,3}Mo_{4,7}$, который обладает, наряду с высокими механическими свойствами и возможностью реализации на нем острой кубической текстуры, наименьшей удельной намагниченностью при рабочих температурах ВТСП.

Список литературы

1. Coyal, A. High Critical Current Density Superconductors Tapes by Epitaxial Deposition of $YBa_2Cu_3O_x$ Thick Films on Biaxially Texturated Metals / A. Coyal, D. P. Norton, J. D. Budai et al. // Appl. Phys. Lett. – 1996. – V. 69, № 16. – P. 1795–1797.

2. **Specht, E. D.** Cube-textured nickel substrate for high-temperature superconductors / E. D. Specht, A. Coyal, D. F. Lee et al. // *Superconductors Sci. Technol.* – 1998. – V. 11, № 10. – P. 945–949.
3. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. – М. : Машиностроение, 1997. – 336 с.
4. **Родионов, Д. П.** Влияние легирования и термической обработки на формирование кубической текстуры рекристаллизации в никелевых сплавах / Д. П. Родионов, И. В. Гервасьева, Ю. В. Хлебникова и др. // *Физика металлов и металловедение.* – 2005. – Т. 99, № 1. – С. 88–98.
5. **Гервасьева, И. В.** Образование текстуры в сплавах никеля с некоторыми d-переходными металлами. 1. 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.
6. **Штремель, М. А.** Прочность сплавов. Ч. 2. Деформация / М. А. Штремель. – М. : МИСиС, 1997. – С. 231.
7. **Вишняков, Я. Д.** Дефекты упаковки в кристаллической структуре / Я. Д. Вишняков. – М. : Metallurgia, 1970. – 216 с.
8. **Родионов, Д. П.** Влияние рекристаллизационного отжига на формирование совершенной кубической текстуры в ГЦК-никелевых сплавах / Д. П. Родионов, И. В. Гервасьева, Ю. В. Хлебникова, В. А. Казанцев и др. // *Физика металлов и металловедение.* – 2011. – Т. 111, № 6. – С. 628–638.
9. **Гервасьева, И. В.** Образование текстуры в сплавах никеля с некоторыми d-переходными металлами. 2. Текстура рекристаллизации / И. В. Гервасьева, Б. К. Соколов, Д. П. Родионов и др. // *Физика металлов и металловедение.* – 2003. – Т. 96, № 2. – С. 95–101.
10. **Gallagher, P. C. J.** The Influence of Alloying, Temperature, and Related Effects on the Stacking Fault Energy / P. C. J. Gallagher // *Met. Trans.* – 1970. – V. 1. – P. 2429–2460.
11. **Вишняков, Я. Д.** Превращение в металлах с различной энергией дефектов упаковки / Я. Д. Вишняков, Г. С. Файнштейн. – М. : Metallurgia, 1981. – 136 с.
12. **Tuissi, A.** Biaxially Textured NiCrX (X=W and V) Tapes as Substrates for HTS Coated Conductor Applications / A. Tuissi, E. Villa, M. Zamboni et al. // *Physica C: Superconductivity and its Applications.* – 2002. – V. 372–376. – Part 2. – P. 759–762.
13. Токонесущие ленты второго поколения на основе высокотемпературных сверхпроводников / под ред. А. Гояла ; пер. с англ. ; под ред. проф. А. Р. Кауля. – М. : Изд-во ЛКИ, 2010. 432 с.
14. **Sarma, V. Subramanya.** On the Cold Rolling Textures in Some FCC Ni-W alloys / V. Subramanya Sarma, J. Eickemeyer, C. Mickel, L. Schultz, B. Holzapfel // *Materials Science and Engineering A.* – 2004. – V. 380. – P. 30–33.
15. **Sarma, V. Subramanya.** Development of high strength and strongly cube textured Ni-4.5% W/Ni-15% Cr composite for coated conductor application / V. Subramanya Sarma, J. Eickemeyer, A. Singh, L. Schultz, B. Holzapfel // *Acta Materialia.* – 2003. – V. 51. – P. 4919–4927.
16. **Sarma, V. Subramanya.** Recrystallization Texture and Magnetization Behaviour of Some FCC Ni-W alloys / V. Subramanya Sarma, J. Eickemeyer, L. Schultz, B. Holzapfel // *Scripta Materialia.* – 2004. – V. 50. – P. 953–957.
17. **Bhattacharjee, P. P.** Nickel base substrate tapes for coated superconductor applications / P. P. Bhattacharjee, R. K. Ray, A. Upadhyaya // *J. Mater. Sci.* – 2007. – V. 42. – P. 1984–2001.
18. **Bhattacharjee, P. P.** Development of cube texture in pure Ni, Ni–W and Ni–Mo alloys prepared by the powder metallurgy route / P. P. Bhattacharjee, R. K. Ray, A. Upadhyaya // *Scripta Materialia.* – 2005. – V. 53, № 12. – P. 1477–1481.

Родионов Дмитрий Петрович

доктор физико-математических наук,
главный научный сотрудник,
Институт физики металлов
Уральского отделения РАН
(г. Екатеринбург)

E-mail: phym@imp.uran.ru

Rodionov Dmitry Petrovich

Doctor of physical and mathematical
sciences, senior staff scientist, Institute
of physics of metals of the Ural branch
of the Russian Academy of Sciences
(Ekaterinburg)

Гервасьева Ирина Владимировна

доктор физико-математических наук,
ведущий научный сотрудник,
Институт физики металлов
Уральского отделения РАН
(г. Екатеринбург)

E-mail: gervasy@imp.uran.ru

Gervasyeva Irina Vladimirovna

Doctor of physical and mathematical
sciences, research manager, Institute
of physics of metals of the Ural branch
of the Russian Academy of Sciences
(Ekaterinburg)

Хлебникова Юлия Валентиновна

кандидат технических наук, старший
научный сотрудник, Институт физики
металлов Уральского отделения РАН
(г. Екатеринбург)

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 (Ekaterinburg)

Козлов Геннадий Васильевич

доктор технических наук, доцент, декан
факультета повышения квалификации
и дополнительного образования,
Пензенский государственный
университет

E-mail: gvk17@yandex.ru

Kozlov Gennady Vasilyevich

Doctor of engineering sciences,
dean of the faculty of advanced studies
and additional training, Penza
State University

Казанцев Вадим Аркадьевич

кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник,
Институт физики металлов
Уральского отделения РАН
(г. Екатеринбург)

E-mail: vkazantsev@imp.uran.ru

Kazantsev Vadim Arkadyevich

Candidate of physical and mathematical
sciences, senior staff scientist, Institute
of physics of metals of the Ural branch
of the Russian Academy of Sciences
(Ekaterinburg)

УДК 669.24'26'27:620.186

Текстурованные подложки из сплавов никеля с тугоплавкими металлами (W, Mo, Re) для сверхпроводящих кабелей второго поколения / Д. П. Родионов, И. В. Гервасьева, Ю. В. Хлебникова, Г. В. Козлов, В. А. Казанцев // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2012. – № 2 (22). – С. 126–137.