

Epitaxial tape substrates of perspective ternary alloys on copper-nickel based for superconducting cables

Yu.V. Khlebnikova[†], I.V. Grevas'eva, T.R. Suaridze, D.P. Rodionov, L.Yu. Egorova

[†]yulia_kh@imp.uran.ru

Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, RAS, ul. S. Kovalevskoi 18, 620137, Yekaterinburg, Russia

The structure and process of the texture formation in tapes of ternary alloys Cu–Ni–Me (Me = Fe, Cr, V) in the course of cold deformation by rolling to ~99% and subsequent recrystallizing annealing has been studied. The forth-period transition metals with copper-nickel alloys form wider concentration areas than with pure copper. TEM-research of the structure of ternary alloys with iron, vanadium and chrome after texture-forming annealing didn't detect any inclusions of any other type of crystal lattice. Analysis of component composition of the deformation structure showed that alloying the copper-nickel alloy with any of the elements given (Cr, Fe or V) leads to increasing tendency to formation of cube texture of recrystallization in the course of the alloy annealing. The sum of the components (S+C), those are propitious for the formation of cube texture in course of subsequent recrystallizing annealing, is higher in all the alloys than in pure copper. Has been shown that recrystallizing annealing of ternary copper-nickel based alloys in the temperature range 950 – 1050°C leads to the formation of a sharp cube texture. Optimum annealing conditions for the studied alloys have been determined, which have made it possible to produce the perfect biaxial structure, which is close to a single crystal, with a content of cube {001} <100>±10 grains on the surfaces of textured tapes of more than 99%. The possibility of achieving a perfect cube structure in thin tape made of ternary alloys on copper-nickel basis with 3d-transition metals (chrome, iron or vanadium) opens the prospect of using them as substrates in process of tapes of second generation high temperature superconductors manufacturing. The yield strength of the textured strips of the investigated ternary alloys is ~4 times higher than the yield strength of the tape of pure copper, and ~20% higher than of the tape of the binary alloy of Cu–40% Ni. Adding of a third element to binary copper-nickel alloy, leading to additional strengthening of the tape, allows to diminish the thickness of the tape substrate and hence, the weight of the whole superconducting cable construction.

Keywords: copper alloys, cold deformation by rolling, annealing, recrystallization, perfect cubic texture.

Ленточные эпитаксиальные подложки из перспективных тройных сплавов на медно-никелевой основе для сверхпроводящих кабелей

Хлебникова Ю.В.[†], Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю.

[†]yulia_kh@imp.uran.ru

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С.Ковалевской, 18, 620137, Екатеринбург, Россия

Проведено исследование структуры и процесса текстурообразования в лентах из тройных сплавов Cu–Ni–Me (Me = Fe, Cr, V) при холодной деформации прокаткой со степенью ~99% и последующем рекристаллизационном отжиге. Переходные металлы четвертого периода образуют с медно-никелевыми сплавами более широкие концентрационные области, чем с чистой медью. Электронно-микроскопическое исследование структуры тройных сплавов с железом, ванадием и хромом после текстурообразующего отжига не выявило присутствия включений с другим типом кристаллической решетки. Анализ компонентного состава текстуры деформации показал, что легирование медно-никелевого сплава любым из перечисленных элементов: Cr, Fe или V приводит к усилению склонности к образованию кубической текстуры рекристаллизации при отжиге сплава. Во всех сплавах сумма компонент (S+C), благоприятных для образования кубической текстуры при последующем рекристаллизационном отжиге, больше, чем в чистой меди. Показано, что отжиг тройных сплавов на медно-никелевой основе в интервале температур 950 – 1050°C приводит к формированию острой кубической текстуры. Определены оптимальные режимы отжига,

позволяющие получить в исследованных сплавах совершенную биаксиальную текстуру, близкую к монокристаллической, с содержанием кубических зерен $\{001\} <100> \pm 10^\circ$ на поверхности ленты более 99%. Возможность реализации совершенной кубической текстуры в тонкой ленте из тройных сплавов на медно-никелевой основе с добавками 3d-металлов: железа, хрома или ванадия, открывает перспективу их использования в качестве подложек в технологии производства ленточных высокотемпературных сверхпроводников второго поколения. Предел текучести текстурованных лент из исследованных тройных сплавов в ~ 4 раза превышает предел текучести ленты из чистой меди и на $\sim 20\%$ выше аналогичного показателя для ленты из бинарного сплава Cu–40%Ni. Добавка третьего элемента в двойной медно-никелевый сплав, приводящая к его дополнительному упрочнению, позволяет уменьшить толщину ленты-подложки и, следовательно, вес всей конструкции сверхпроводящего провода.

Ключевые слова: сплавы меди, холодная деформация прокаткой, отжиг, рекристаллизация, совершенная кубическая текстура.

1. Введение

Кубическая текстура после высокой степени холодной прокатки и рекристаллизационного отжига образуется только в металлах и сплавах с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК), имеющих достаточно высокие значения энергии дефектов упаковки (ЭДУ). Величина ЭДУ определяет тип многокомпонентной текстуры деформации. В большинстве исследований в качестве основных компонент текстуры деформации ГЦК-материалов упоминаются следующие ориентировки: C — $\{112\} <111>$, S — $\{123\} <634>$ и B — $\{110\} <112>$. С развитием методов количественного анализа текстуры стало очевидным, что текстура прокатки представляет собой не отдельные ограниченные компоненты, а непрерывный ряд ориентаций. В элементарном кубе пространства углов Эйлера с помощью функций распределения ориентаций (ФРО) такая текстура изображается в виде так называемых “трубок” ориентаций [1]. Несмотря на то, что компонента “C” считается характерной для меди, а “B” — для α -латуни, анализ ФРО показывает в большинстве случаев наличие всех характерных для ГЦК-металлов компонент в текстурах того и другого типа. В частности в меди, присутствуют все компоненты — C, S и B. В материалах с текстурой деформации типа «меди» (материалы со средней и высокой ЭДУ) после первичной рекристаллизации формируется кубическая текстура $\{100\} <001>$, а в материалах с текстурой деформации типа « α -латуни», кубическая текстура не образуется.

Проведенный анализ возможности использования двойных сплавов на основе меди для лент-подложек с кубической текстурой привел к заключению, что наиболее перспективными являются сплавы Cu–Ni в силу неограниченной взаимной растворимости и значений ЭДУ, необходимых для реализации кубической текстуры рекристаллизации. Целесообразно использовать медно-никелевые сплавы с содержанием до 45 ат.% никеля, в которых удастся после холодной деформации прокаткой со степенью $\geq 97\%$ и последующем рекристаллизационном отжиге реализовать совершенную кубическую текстуру при сохранении немагнитного состояния сплава при $T = 77$ K, а также достичь существенного упрочнения [2–7]. К промышленным сплавам с таким химическим составом можно отнести мельхиор и константан [5, 7]. Фактически классический константан — это двойной сплав 60%Cu–40%Ni. Промышленный константан в России маркируется МНМц–40–1.5 и содержит $\sim 1.5\%$ мар-

ганца, а также небольшое количество железа (до 0.5%), что связано с раскислением сплава ферромарганцем [8].

В качестве легирующих добавок к медно-никелевой базе были выбраны Fe, Cr и V (вместо Mn в константане), поскольку эти металлы ранее были использованы в двойных сплавах Cu–Fe, Cu–Cr и Cu–V и подтвердили возможность получения в лентах из таких сплавов острой кубической текстуры [9–13]. К тому же в медно-никелевой базе Cu–40%Ni область ГЦК-твердого раствора расширяется с увеличением содержания никеля и это позволяет получить тройные сплавы Cu–Ni–Me без выделения частиц железа, хрома или ванадия, имеющих ОЦК-кристаллическую решетку [14, 15].

Цель работы заключается в повышении прочности подложки из сплава на медно-никелевой основе с добавками 3d-переходных металлов 4 периода (Fe, Cr или V) при сохранении немагнитного состояния и остроты кристаллографической текстуры.

2. Материал и методы исследования

Для исследования были выплавлены тройные сплавы Cu–40% Ni–1.4% Fe, Cu–40% Ni–1.2% Cr, Cu–40% Ni–1.1% V и Cu–40% Ni–1.3% Mn на основе чистой, бескислородной меди Cu06 чистотой 99.95%. При выплавке сплавов использовали никель чистотой 99.99%, карбонильное переплавленное железо чистотой 99.94%, марганец чистотой 99.5%, хром и ванадий чистотой не ниже 99.93%. Состав всех сплавов и чистота материалов указаны в весовых %. Сплавы выплавлялись в алундовых тиглях в атмосфере аргона в вакуумной индукционной печи. Слитки весом ~ 500 г ковали при температуре в интервале 1000–800°C на прутки сечением 10×10 мм. После шлифовки получали заготовки, которые отжигали при температуре 600°C в течение 1.5 ч.

Холодную деформацию заготовок осуществляли на двухвалковом прокатном стане с полированными валками диаметром 55 мм до толщины 100–80 мкм. Общая степень холодной деформации составляла 98.6–99%. 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 Co-K $_{\alpha 1}$ на рентгеновском дифрактометре с автоматизированной текстурной приставкой. Исследование текстуры деформированных образцов осуществляли путем анализа ФРО по методу Бунге [1] по четырем неполным полюсным фигурам с числом членов разложения

ряда 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. Объемная доля ($\pm 10^\circ$) основных компонент текстуры деформации в исследованных образцах меди, никеля и сплавов на медно-никелевой основе представлена в таблице 1.

Температуру начала рекристаллизации деформированных лент из тройных сплавов определяли по изменению коэффициента термического расширения сплава [16]. Съемку кривых проводили на кварцевом dilatометре Ulvac Sincu-riku в интервале температур от 20 до 850°C со скоростью нагрева 2 град./мин. Образцы вырезали вдоль направления прокатки.

Рекристаллизационные отжиги для получения кубической текстуры проводили в вакууме $(2 \div 3) \times 10^{-5}$ мм.рт.ст. в течение 1 ч при температурах: 950, 1000, 1050 и 1100°C. Нагрев ленточных образцов, помещенных в вакуумный контейнер, осуществляли посадкой в печь, нагретую до требуемой температуры, охлаждение образцов после отжига — вне печного пространства.

Ориентацию зерен на поверхности текстурованной ленты определяли методом дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) на сканирующем электронном микроскопе Quanta-200 Pegasus. Область формирования дифракционной картины в точке составляла около 50 нм. Сканирование ориентационных данных осуществлялось с шагом 2 мкм с поверхности площадью примерно 2900×3200 мкм.

Электронно-микроскопическое исследование текстурованных лент проводили на микроскопах JEM-200CX и CM-30 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ. Фольги изготавливали по стандартным методикам в реактиве «Ленуара».

Предел текучести текстурованных лент толщиной 80 – 100 мкм, отожженных в течение 1 ч при температуре 1000°C, определяли при испытаниях на растяжение при комнатной температуре образцов длиной 120 мм и шириной 10 мм.

Табл. 1. Химический состав сплавов и объемная доля ($\pm 10^\circ$) основных компонент текстуры в деформированных образцах, %.

Table 1. Chemical composition of alloys and volume fraction of ($\pm 10^\circ$) main textural components in deformed samples, %

Состав сплава, вес. %	Composition of Alloy, wt. %	S {123}<634>	C {112}<111>	B {011}<211>
Pure Cu, 99.95		26.8	11.8	16.0
Pure Ni, 99.99		30.0	17.4	12.7
Cu–40Ni		29.6	15.8	12.6
Cu–40Ni–1.3Mn		22.8	11.3	12.5
Cu–40Ni–1.4Fe		29.8	15.0	14.8
Cu–40Ni–1.2Cr		29.0	16.4	12.9
Cu–40Ni–1.1V		28.3	15.2	12.1

3. Текстура деформации прокатанных лент

При легировании металла с высоким и средним значением ЭДУ происходит снижение ЭДУ сплава и после рекристаллизационного отжига кубическая текстура будет образовываться только в том случае, если при прокатке не произошел переход от текстуры деформации типа «меди» к текстуре деформации типа «α-латуни». Этот переход происходит, когда сумма объемных долей компонент C — {112}<111> и S — {123}<634> примерно равна удвоенной объемной доле компоненты B — {110}<112>. Это эмпирически установленное соотношение действительно как для сплавов никеля [17, 18], так и для сплавов меди [19].

В чистой меди после высоких степеней холодной прокатки образуется текстура такого компонентного состава, что обеспечивается формирование в ленте после первичной рекристаллизации острой кубической текстуры. Легирование меди никелем приводит не к уменьшению (как легирование меди другими элементами), а к некоторому увеличению ЭДУ сплава, что, в свою очередь, приводит к изменению типа текстуры деформации в сторону усиления склонности к образованию кубической текстуры рекристаллизации при отжиге сплава (табл. 1).

Анализ компонентного состава текстуры деформации показал, что во всех сплавах сумма компонент (S+C), благоприятных для образования кубической текстуры при последующем рекристаллизационном отжиге, больше, чем в чистой меди. Следовательно в прокатанных лентах из всех тройных сплавов после рекристаллизационного отжига должна формироваться кубическая текстура.

4. Структура отожженных лент

Медно-никелевая база Cu–40%Ni обладает высокой коррозионной стойкостью и значительно более высокими механическими свойствами, чем чистая медь. Добавка третьего элемента (Cr, Fe или V) в двойной медно-никелевый сплав приводит к дополнительному упрочнению ленты, позволяя уменьшить толщину ленты-подложки и, следовательно вес всей конструкции ВТСП-провода. Двойные сплавы на основе меди с этими же легирующими добавками были изучены ранее. В лентах из этих сплавов после холодной прокатки и отжига была получена совершенная кубическая текстура рекристаллизации, несмотря на то, что их структура была двухфазной: выделения частиц чистого легирующего элемента с ОЦК-кристаллической решеткой в матричном ГЦК-твердом растворе меди [9, 11 – 13].

Переходные металлы четвертого периода, такие как Cr и Fe, образуют с медно-никелевыми сплавами более широкие концентрационные области, чем с чистой медью. В тройных сплавах на медно-никелевой основе, содержащих 1–2 вес.% Cr или Fe, можно рассчитывать на получение однородного ГЦК-твердого раствора без включений с другим типом кристаллической решетки [14, 15]. Что касается добавок такого легирующего элемента как ванадий, то имеющихся литературных

данных недостаточно для оценки максимально возможного количества ванадия, растворяющегося в медно-никелевой базе с 40%Ni при комнатной температуре. Однако, основываясь на данных проведенного нами электронно-микроскопического исследования структуры отожженных лент из сплава Cu–40% Ni–1.1% V, можно заключить, что в данном сплаве весь ванадий находится в твердом растворе. Электронно-микроскопическое исследование структуры тройных сплавов с железом и хромом после текстурообразующего отжига также не выявило присутствия каких-либо частиц. На рис. 1 в качестве примера приведена электронная микрофотография структуры текстурованного сплава Cu–40%Ni–1.4%Fe, наглядно демонстрирующая отсутствие включений.

5. Текстура рекристаллизации лент

В чистой бескислородной меди 99.95%, использованной в сплавах, удается получить острую кубическую текстуру с содержанием кубических зерен на поверхности ленты около 95% при отжиге 600–650°C, 1 ч. Повышение температуры рекристаллизационного отжига до 700°C приводит к развитию вторичной рекристаллизации и снижению доли кубической составляющей до 74% [2, 7, 12].

В базовом двойном сплаве Cu–40% Ni температура начала первичной рекристаллизации 535°C, что на ~330°C выше, чем в меди, соответственно и температуры отжига для создания текстурованного состояния требуются более высокие. В этом сплаве после отжига 950°C, 1 ч в текстуре отмечается более 80% кубической составляющей. При повышении температуры рекристаллизационного отжига доля кубической составляющей в текстуре увеличивается. После рекристаллизационного отжига при температуре $\geq 1050^\circ\text{C}$ в этом сплаве формируется совершенная кубическая текстура с объемной долей зерен, имеющих ориентацию $\{001\}\langle 100 \rangle \pm 10^\circ$ более 99% [7]. Отметим, что отжиг ленты из чистого никеля при температуре $\geq 1000^\circ\text{C}$ приводит к развитию вторичной рекристаллизации и резкой деградации кубической текстуры [20].

Добавка в медно-никелевую базу третьего элемента, такого как Cr, Fe или V, приводит к еще большему повышению температуры начала первичной рекристаллизации сплава.

Рассмотрим текстурообразование в прецизионном сплаве Cu–40%Ni–1.3%Mn, состав которого близок к Российскому промышленному константану. В этом сплаве после отжига при температуре 1000°C в течение 1 ч реализуется кубическая текстура с содержанием 82% кубических зерен, а при повышении температуры отжига до 1050°C текстура становится более острой и доля зерен с кубической ориентацией увеличивается до 94%. Однако при увеличении температуры отжига до 1100°C дальнейшего совершенствования кубической текстуры не происходит из-за развития вторичной рекристаллизации.

В сплаве Cu–40%Ni–1.2%Cr острая кубическая текстура с содержанием на поверхности ленты зерен

с ориентацией $\{001\}\langle 100 \rangle \pm 10^\circ$ около 96% формируется в процессе часового отжига уже при температуре 950°C. Повышение температуры отжига до 1000°C приводит к совершенствованию образующейся текстуры и увеличению доли куба до 99% (рис. 2a). Дальнейшее повышение температуры отжига до 1050°C демонстрирует отсутствие развития вторичной рекристаллизации, т.е. высокую термическую устойчивость кубической текстуры. Несмотря на незначительное увеличение среднего размера рекристаллизованного зерна (от 45–50 до 55–60 мкм) с ростом температуры отжига, при температуре 1050°C формируется квазимонокристаллическая структура с содержанием более 99% кубических зерен (рис. 3a).

В исследованном тройном сплаве Cu–40% Ni–1.4% Fe после отжига при 950°C, 1 ч формируется совершенная кубическая текстура с содержанием зерен с ориентацией $\{001\}\langle 100 \rangle \pm 10^\circ$ около 99%. Отметим структурную устойчивость сплава, при увеличении температуры отжига до 1000°C доля кубической составляющей приближается к 100% (рис. 2b) и сохраняется при дальнейшем повышении температуры отжига до 1050°C (рис. 3b). Важно также, что величина рекристаллизованного зерна с повышением температуры отжига увеличивается незначительно, от 45–50 мкм после отжига при температуре 950°C до ~60 мкм — при 1050°C, также как и в сплаве Cu–40% Ni–1.2% Cr.

В сплаве с 1.1% ванадия наблюдается подобная картина. Совершенная кубическая текстура рекристаллизации реализуется после часового отжига при температуре $\geq 1000^\circ\text{C}$ (рис. 2c). Величина рекристаллизованного зерна с повышением температуры отжига от 950 до 1050°C увеличивается незначительно, как и в двух предыдущих сплавах.

Итак, оптимальная температура отжига для исследованных нами тройных сплавов с Cr, Fe или V составляет 1000–1050°C в течение 1 ч. Дальнейшее повышение температуры отжига до 1100°C, 1 ч во всех сплавах приводит к интенсивному росту зерна до 100–120 мкм, что, несмотря на сохранение кубической текстуры, по-видимому, является границей перехода к вторичной рекристаллизации.

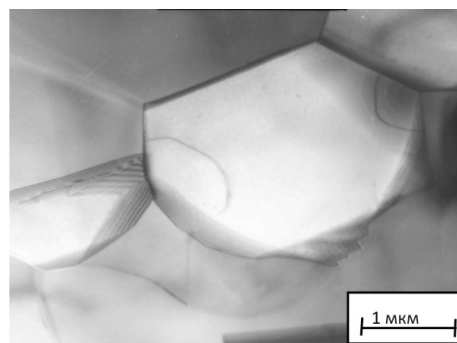


Рис. 1. Структура сплава Cu–40%Ni–1.4%Fe после отжига при 1000°C, 1 ч.

Fig. 1. Structure of Cu–40%Ni–1.4%Fe Alloy after annealing at 1000°C, 1 h.

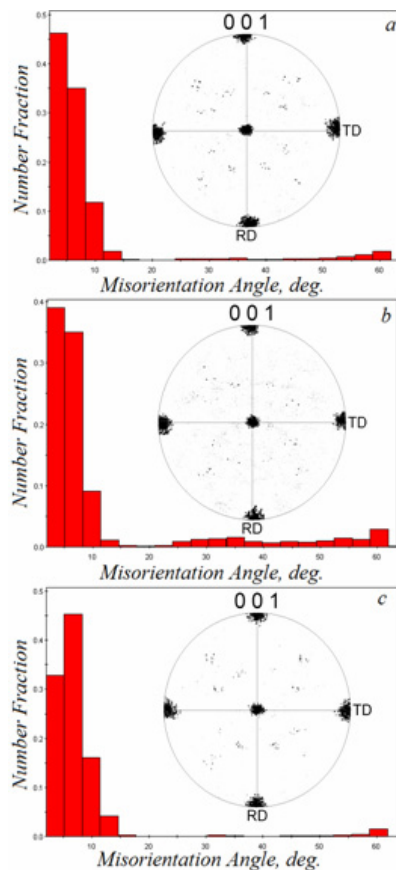


Рис. 2. Полюсные фигуры {001} и гистограммы распределения углов разориентировки границ зерен на поверхности лент из сплавов: Cu-40%Ni-1.2% Cr (a), Cu-40%Ni-1.4% Fe (b) и Cu-40%Ni-1.1%V (c) после отжига при 1000°C, 1 ч.

Fig. 2. {001} pole figures and grain boundaries misorientation angle distribution histograms on the surface of tapes of the alloys: Cu-40%Ni-1.2%Cr (a), Cu-40%Ni-1.4%Fe (b) and Cu-40%Ni-1.1%V (c) annealed at 1000°C for 1 h.

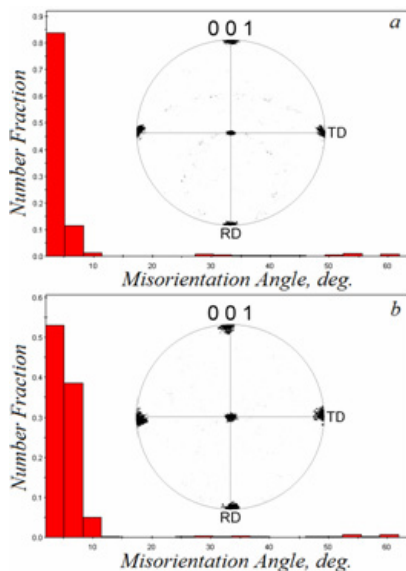


Рис. 3. Полюсные фигуры {001} и гистограммы распределения углов разориентировки границ зерен на поверхности лент из сплавов Cu-40%Ni-1.2% Cr (a) и Cu-40%Ni-1.4% Fe (b) после отжига при 1050°C, 1 ч.

Fig. 3. {001} pole figures and grain boundaries misorientation angle distribution histograms on the surface of tapes of the alloys: Cu-40%Ni-1.2% Cr (a) and Cu-40%Ni-1.4% Fe (b) annealed at 1050°C for 1 h.

6. Рассеяние кубической текстуры лент

Кроме объемной доли кубической составляющей в текстуре отожженной ленты, еще одним показателем степени текстурного совершенства является рассеяние кубической текстуры, определяемое при качании вокруг поперечного направления ($\alpha_{\text{HП}}$) или направления прокатки ($\alpha_{\text{П}}$) по полуширине линии {200}. Для базового бинарного сплава Cu-40% Ni рассеяние $\alpha_{\text{HП}}$ составляет 5.7°. Рассеяние, полученное на тройных сплавах при температуре отжига $\geq 1000^\circ\text{C}$ ниже, чем на бинарном Cu-40% Ni, что свидетельствует о формировании в них более совершенной кубической текстуры, чем в бинарных медных сплавах. Наименьшие значения рассеяния 4.2 и 4.3° получены для сплавов Cu-40%Ni-1.2%Cr и Cu-40%Ni-1.4%Fe, соответственно. Для всех исследованных тройных сплавов значения рассеяния также ниже, чем для широко используемого на сегодняшний день при производстве ВТСП-кабелей второго поколения никелевого сплава Ni-4.8 ат.%W и перспективных высокопрочных тройных никелевых сплавов Ni-Cr-W, Ni-Cr-Mo и Ni-Cr-V [21, 22].

7. Предел текучести текстурованных лент

Значение критического тока в ВТСП-слое ленточного многослойного сверхпроводящего кабеля в значительной степени определяется остротой кристаллографической текстуры в материале сверхпроводника, наследуемой от кубической текстуры металлической подложки, и магнитным состоянием материала подложки. Однако для производства длинных лент в промышленности не менее важно иметь высокие прочностные свойства несущей металлической ленты.

Следует учитывать, что при измерении механических свойств большое значение имеет выбор образцов, поскольку значения предела текучести в ГЦК-кристаллах в направлении $\langle 001 \rangle$ будет меньше, чем в любом другом кристаллографическом направлении. Следовательно на образцах одного и того же состава в зависимости от качества сформировавшейся кубической текстуры можно получить существенно различающиеся значения предела текучести.

Медно-никелевые сплавы с содержанием никеля ~40 вес.% обладают трехкратным упрочнением (по значению предела текучести) в сравнении с чистой медью. Отожженная лента с квазимонокристаллической кубической текстурой из бинарного сплава Cu-40%Ni имеет $\sigma_{0.2} = 80$ МПа, а текстурованная лента из чистой бескислородной меди, использованной при выплавке сплавов, $\sigma_{0.2} = 26$ МПа. Комплексное легирование меди никелем и 3d-переходным металлом позволяет добиться еще большего упрочнения ленты-подложки, при сохранении немагнитности и склонности двойных Cu-Ni сплавов к образованию более совершенной кубической текстуры рекристаллизации, чем чистая медь или чистый никель. Предел текучести исследованных тройных сплавов составляет от 96 до 100 МПа. Добавка третьего элемента в двойной медно-никелевый сплав, приводящая к дополнительному упрочнению ленты на ~20%,

позволяет уменьшить толщину ленты-подложки и, следовательно, вес всей конструкции ВТСП-провода.

8. Выводы

1. На основе анализа компонентного состава текстуры холодной прокатки показана принципиальная возможность получения совершенной кубической текстуры в тройных сплавах на базе бинарного Cu–40%Ni, дополнительно легированного 3d-переходными металлами: Cr, Fe или V.

2. Структурным преимуществом исследованных тройных сплавов по сравнению с двойными является отсутствие в ГЦК-твердом растворе выделений с другим типом кристаллической решетки.

3. Рассеяние, полученное на отожженных лентах из тройных сплавов ниже, чем на базовом бинарном Cu–40%Ni, что также свидетельствует о формировании в них более совершенной кубической текстуры, чем в бинарных медных сплавах.

4. Предел текучести тройных сплавов достигает ~100 МПа, что в ~4 раза превышает предел текучести ленты из чистой меди и на ~20% выше аналогичного показателя для ленты из бинарного сплава Cu–40% Ni.

Благодарность/Acknowledgements. Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Кристалл», № 01201463333 и поддержке РФФИ № 16-03-00043.

Литература/References

1. H. J. Bunge. Texture Analysis in Materials Science. Mathematical Methods. London, Butterworths. (1982) 592 p.
2. Yu. V. Khlebnikova, D. P. Rodionov, I. V. Gervas'eva, T. R. Suaridze, Yu. N. Akshentsev, V. A. Kazantsev. The Physics of Metals and Metallography. **115** (12), 1231 – 1240 (2014). Doi: 10.1134/S0031918X14120035.
3. J. L. Soubeyroux, C. E. Bruzek, A. Girard, J. L. Jorda. IEEE Trans. on applied superconductivity. **15** (2), 2687 – 2690 (2005). Doi: 10.1109/TASC.2005.847783.
4. H. Tian, H. L. Suo, O. V. Mishin, Y. B. Zhang, D. Juul Jensen, J.-C. Grivel. J Mater. Sci. **48**, 4183 – 4190 (2013). Doi: 10.1007/s10853-013-7231-y.
5. A. Girard, C. E. Bruzek, J. L. Jorda, L. Ortega, J. L. Soubeyroux. J. Phys.: Conf. Ser. **43**, 341 – 343 (2006).
6. Varanasi C. V., Brunke L., J Burke, Maartense I., Padmaja N., Efstathiadis H., Chaney A. and Barnes P. N. Supercond. Sci. Technol. **19**, 896 – 901 (2006). Doi: 10.1088/0953-2048/19/9/002.
7. Yu. V. Khlebnikova, D. P. Rodionov, I. V. Gervas'eva, T. R. Suaridze, V. A. Kazantsev. Technical Physics Letters. **41** (4), 341 – 343 (2015). Doi: 10.1134/S1063785015040094.
8. O. E. Osintsev, V. N. Fedorov. Spravochnik. Copper and copper alloys. M., Mashinostroenie. (2004) P. 203 – 279. (in Russian) [O. E. Осинцев, В. Н. Федоров. Справочник. Медь и медные сплавы: отечественные и зарубежные марки. М., Машиностроение. 2004. С. 203 – 279].
9. B. Gallistl, R. Kirchschrager, A. W. Hassel. Phys. Stat. Solidi A. **209** (5), 875 – 879 (2012). Doi: 10.1002/pssa.201100787.
10. C. V. Varanasi, P. N. Barnes, N. A. Yust. Supercond. Sci. Technol. **19**, 85 – 95 (2006). Doi: 10.1088/0953-2048/19/1/015.
11. Yu. V. Khlebnikova, I. V. Gervas'eva, T. R. Suaridze, D. P. Rodionov, L. Yu. Egorova. Technical Physics Letters. **40** (10), 841 – 844 (2014). Doi: 10.1134/S1063785014100083.
12. Yu. V. Khlebnikova, D. P. Rodionov, I. V. Gervas'eva, L. Yu. Egorova, T. R. Suaridze. Technical Physics. **60** (3), 389 – 399 (2015). Doi: 10.1134/S1063784215030111.
13. Yu. V. Khlebnikova, D. P. Rodionov, L. Yu. Egorova, T. R. Suaridze. The Physics of Metals and Metallography. **117** (5), 500 – 507 (2016). Doi: 10.1134/S0031918X16050094.
14. R. Raghavendra Bhat, P. Prasad Rao. J. of Materials Science. **29**, 4808 – 4818 (1994).
15. P. Prasad Rao, B. K. Agrawal, A. M. Rao. J. of Materials Science. **21**, 3759 – 3766 (1986).
16. I. V. Gervas'eva, Yu. V. Khlebnikova, D. P. Rodionov, E. S. Belosludtseva, V. A. Milyutin, T. R. Suaridze. The Physics of Metals and Metallography. **114** (2), 171 – 179 (2013). Doi: 10.1134/S0031918X13020075.
17. I. V. Gervas'eva, B. K. Sokolov, D. P. Rodionov, Yu. V. Khlebnikova. The Physics of Metals and Metallography. **95** (1), 71 – 78 (2003).
18. I. V. Gervas'eva, B. K. Sokolov, D. P. Rodionov, Yu. V. Khlebnikova, Ya. V. Podkin. The Physics of Metals and Metallography. **96** (2), 209 – 215. (2003).
19. I. V. Gervas'eva, D. P. Rodionov, Yu. V. Khlebnikova. The Physics of Metals and Metallography. **116** (7), P. 729 – 736 (2015). Doi: 10.1134/S0031918X15070078.
20. I. V. Gervas'eva, D. P. Rodionov, B. K. Sokolov, Yu. V. Khlebnikova, D. V. Dolgikh. The Physics of Metals and Metallography. **90** (3), 295 – 3016. (2000).
21. R. I. Tomov, A. Kursumovic, M. Majoros. Physica C: Superconductivity and its Applications. **383**, 323 – 336 (2003).
22. D. P. Rodionov, I. V. Gervas'eva, Yu. V. Khlebnikova, V. A. Kazantsev, V. A. Sazonova. The Physics of Metals and Metallography. **113** (5), 504 – 512 (2012). Doi: 10.1134/S0031918X13020075.