

СТРУКТУРА НЕОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

УДК 538.945

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ КИНЕТИКИ ФОРМИРОВАНИЯ И СТРУКТУРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ Nb₃Sn-ФАЗЫ В ТЕХНИЧЕСКИХ СВЕРХПРОВОДНИКАХ

© 2019 г. Е. А. Дергунова^{1,2,*}, И. А. Каратеев³, А. Л. Васильев³, К. А. Мареев¹, М. О. Курилкин¹,
А. С. Цаплева¹, И. М. Абдюханов¹, М. В. Алексеев¹, А. В. Ломов²

¹Высokотехнологический институт неорганических материалов, Москва, Россия

²Научно-исследовательский ядерный университет “Московский инженерно-физический институт”, Москва, Россия

³Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва, Россия

* E-mail: elenaderg@mail.ru

Поступила в редакцию 22.12.2017 г.

После доработки 22.12.2017 г.

Принята к публикации 06.02.2018 г.

Изучена кинетика роста слоя интерметаллида Nb₃Sn в многоволоконных сверхпроводниках, полученных “бронзовым” методом, различной конструкции и диаметра, разработанных и изготовленных в АО “ВНИИНМ”. Методами металлографического анализа с помощью оптической и электронной микроскопии и микроанализа изучено влияние режимов диффузионного отжига в широком интервале времени и температур на процессы формирования фазы Nb₃Sn в сверхпроводниках. Проведены исследования особенностей структуры слоев Nb₃Sn на начальных стадиях формирования и после длительных диффузионных отжигов, измерена их толщина, изучена зеренная структура и состав. Разработаны рекомендации по совершенствованию режимов диффузионного отжига Nb₃Sn-сверхпроводников различной конструкции для достижения высокой токонесущей способности.

DOI: 10.1134/S0023476119020097

ВВЕДЕНИЕ

В 2014 г. в России благодаря разработке и внедрению промышленной технологии получения композиционных Nb₃Sn-сверхпроводников так называемым “бронзовым” методом успешно завершено масштабное производство сверхпроводников для магнитной системы Интернационального термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР) [1]. Эта технология позволяет получать длинномерные проводники заданной конструкции, свойства которых можно прогнозировать. Кроме того, свойствами проводников, получаемых этим методом, можно управлять, меняя количество, размер и форму ниобиевых волокон, их долю по отношению к бронзовой матрице, а также вводя легирующие компоненты (Ti, Ta и др.). В процессе разработки Nb₃Sn-сверхпроводников для ИТЭР с заданными характеристиками был получен опыт, позволивший приступить к дальнейшему совершенствованию данных материалов. Усовершенствованные сверхпроводники необходимы для создания перспективных магнитных установок, таких как Демонстрационный термоядерный реактор (DEMO), которые позволят демон-

стрировать выработку электроэнергии путем реакции синтеза изотопов водорода [2].

В настоящее время лучшие образцы Nb₃Sn-сверхпроводников, получаемые “бронзовым” методом, имеют плотность тока ~1000 А/мм² в магнитном поле 12 Тл при 4.2 К [1]. Для изготовления новых высокопольных магнитов потребуются проводники с плотностью тока $J_c > 200$ А/мм² в полях более 15 Тл.

Известно, что условия образования Nb₃Sn-слоя, формирующегося при твердофазном взаимодействии олова из бронзовой матрицы с ниобиевыми волокнами, и особенности его строения являются важнейшими факторами, обуславливающими критические свойства сверхпроводника. Достижение высокой токонесущей способности Nb₃Sn-сверхпроводников возможно при увеличении количества сверхпроводящей фазы в проводнике заданного размера и совершенствовании его структуры и состава.

Исследования диффузионной подвижности олова в бронзе, проведенные в [3], показали, что коэффициент его диффузии на несколько порядков выше, чем параметр роста слоя Nb₃Sn. Также

известно, что фактором, контролирующим скорость роста слоев Nb_3Sn , является не только величина потока олова из бронзы к поверхности слоя, но и скорость его диффузии в уже образовавшемся слое интерметаллида [4]. В [5, 6] была проанализирована зависимость толщины сверхпроводящего слоя и структуры Nb_3Sn -сверхпроводника от режима отжига.

Зависимость толщины слоя Nb_3Sn d от времени термообработки τ выражается формулой

$$d = k\tau^n, \quad (1)$$

где k — константа скорости роста, определенная для композита данной конструкции, имеет следующую связь с коэффициентом диффузии D :

$$k = 2D\Delta C/C, \quad (2)$$

где D — коэффициент взаимной диффузии атомов, ΔC — концентрационный интервал новой фазы, а C — средняя концентрация. Константа k при постоянной температуре зависит от содержания олова в бронзе.

Если процессом, контролирующим скорость образования слоя Nb_3Sn , является диффузия через слой уже образовавшегося соединения, то скорость роста должна подчиняться параболическому закону ($n = 0.5$). Если имеет место диффузия по границам зерен, а размер зерен увеличивается в течение времени отжига, то скорость роста будет уменьшаться и тогда показатель степени n будет меньше 0.5. В технических многоволоконных сверхпроводниках, где соотношение объемной доли волокон и бронзовой матрицы строго определено конструкцией, количество ниобиевых волокон может достигать десятков тысяч, а промежутки между ними составляют единицы микрон. В процессе образования слоев Nb_3Sn происходит резкое обеднение матрицы по олову, и рост слоя интерметаллида замедляется, что также влияет на показатель степени n , который становится меньше 0.5.

Отметим, что скорость роста слоев Nb_3Sn в многоволоконных проводниках существенно зависит от их конструкции. Вследствие диффузионного характера образования может наблюдаться градиент концентрации олова по толщине сформированного слоя Nb_3Sn , который может достигать нескольких процентов [4]. При этом область гомогенности соединения Nb_3Sn распространяется на содержание Sn от 18 до 25 ат. % [3].

Известно, что токонесущая способность проводников зависит не только от количества, но и от структуры сверхпроводящей фазы, в первую очередь от размера зерен и их формы [4]. Ранее проведенные исследования показали, что в “бронзовых” композитах зерна в диффузионном

слое образуют три концентрических слоя разной морфологии вокруг каждого волокна: слой столбчатых зерен, прилегающих к непроработанному ниобию, слой мелкодисперсных зерен и, наконец, наружный слой из более крупных зерен на границе с бронзовой матрицей.

Цель данной работы — изучение взаимосвязи кинетики роста и структуры сверхпроводящего Nb_3Sn -слоя в технических сверхпроводниках различных конструкций и диаметров. Особое внимание уделено исследованию процесса формирования сверхпроводящей фазы на начальных стадиях диффузионной термообработки.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Изучение кинетики роста слоя Nb_3Sn состояло в исследовании зависимости его толщины от температуры и длительности диффузионного отжига в образцах, отобранных от сверхпроводников разного диаметра и конструкции. Процесс изготовления сверхпроводников “бронзовым” методом включал в себя следующие операции: подготовка составляющих компонентов, сборка композиционных заготовок, вакуумирование и заварка, горячее выдавливание, холодное волочение до требуемого диаметра с промежуточными отжигами. Термообработку для формирования сверхпроводящей фазы проводили при температурах от 500 до 800°C с шагом 50°C и выдержками от 0.25 до 100 ч в муфельной электропечи. Образцы закрепляли медной проволокой на оправках прямоугольной формы и помещали в кварцевую ампулу длиной не менее чем на 5 см больше длины оправки с образцами, чтобы при запайке ампулы образцы не подвергались термическому воздействию. Для защиты образцов от окисления ампулы вакуумировали с помощью механического форвакуумного насоса до давления $\leq 10^{-2}$ Па. Ампулы с образцами помещали в предварительно прогретую до заданной температуры печь, отсчет времени начинали с момента достижения внутри печи равновесной температуры $\pm 2^\circ\text{C}$. После окончания отжига ампулы извлекали из печи для охлаждения на воздухе. Металлографический анализ для определения размеров структурных составляющих образцов проводили на оптическом микроскопе Leica DM IRM с увеличением до 1500 крат. Исследование зеренной структуры Nb_3Sn -слоев в поперечном сечении образцов на начальных стадиях диффузионного отжига было проведено методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Образцы поперечных срезов композиционных проводников были приготовлены с помощью фокусированного ионного пучка (ФИП) Ga^+ энергией 30 кВ в начале и 2 кВ в конце процесса в микроскопе Гелиос (FEI, США).

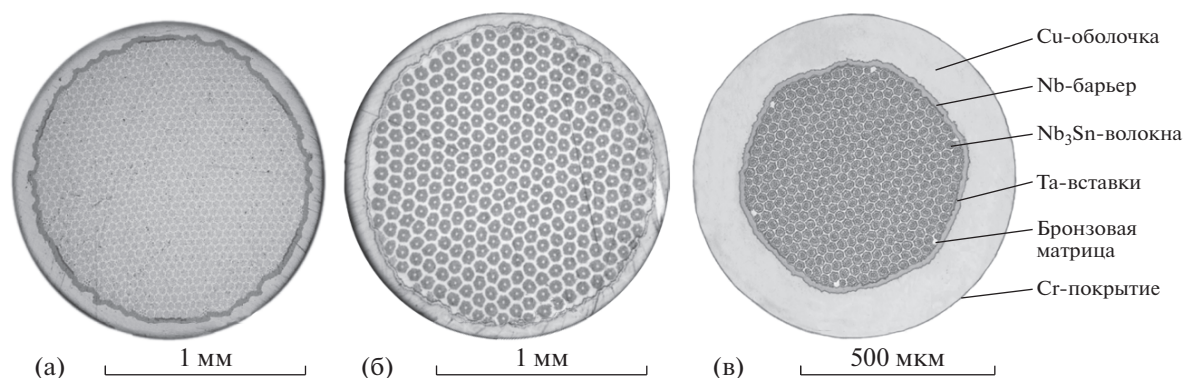


Рис. 1. Общий вид структуры поперечного сечения Nb_3Sn -образцов сверхпроводников С-11-3 (а), С-11-М (б), ВО-1 (в).

Полученные образцы исследовались в просвечивающем/растровом электронном микроскопе ТИТАН 80-300 (FEI, США), снабженном корректором сферической абберации пробы, системами энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (ЭРМ) (EDAX, США) и анализа характеристических потерь энергии электронов (Gatan, США), а также высокоугловым кольцевым детектором темного поля (ВКДТП). Такой детектор позволяет получать изображения с Z-контрастом. Ускоряющее напряжение при работе в режимах ПЭМ и просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ) составляло 300 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследованы образцы Nb_3Sn -сверхпроводников двух типов конструкций (С-11-3 и С-11-М), предназначенных для использования в установках с высокими значениями магнитного поля (≥ 14 Тл), и для сравнения для магнитной системы

ИТЭР (ВО-1) для работы в условиях магнитного поля 12 Тл. На рис. 1 представлена структура поперечного сечения рассмотренных конструкций сверхпроводников, размерные характеристики образцов разного диаметра и состав бронзовой матрицы приведены в табл. 1.

Исследование микроструктуры поперечного сечения сверхпроводников показало, что они имеют равномерную по сечению медную стабилизирующую оболочку, ниобиевый диффузионный барьер и волокна, достаточно однородные по размеру и форме, равномерно расположенные в бронзовой матрице.

После проведения кратковременных отжигов в течение 0.25 ч при 575, 600 и 650°C методом ПЭМ исследована микроструктура соединения Nb_{3+x}Sn ($0 < x < 1.5$) в поперечном сечении двух образцов С-11-М и ВО-1. После термообработки при 575°C уже после короткой выдержки в начале процесса формирования Nb_3Sn на границе взаимодействия между бронзовой матрицей и Nb-во-

Таблица 1. Характеристики исследованных сверхпроводников

Параметры	С-11-3	С-11-М	ВО-1
Диаметр проводника, мм	1.8; 1.5; 1.2; 1.0; 0.7	1.5	0.82
Количество волокон	29561	64596	12700
Толщина Nb-барьера, мкм	16 (на $\varnothing 1.5$ мм)	16	13
Содержание Sn в бронзе, мас. %	13.8	13.8	14.5
Доля медной стабилизации, %	20	21	50
Диаметр волокон, мкм	3.5, 3.0, 2.4, 2.0, 1.4	1.5	сдвоенные волокна 1.8 × 3.2
Расстояние между волокнами, мкм	0.5–2.0	0.5–1.1	1.6
Расстояние между группами волокон, мкм	2–7	9	3

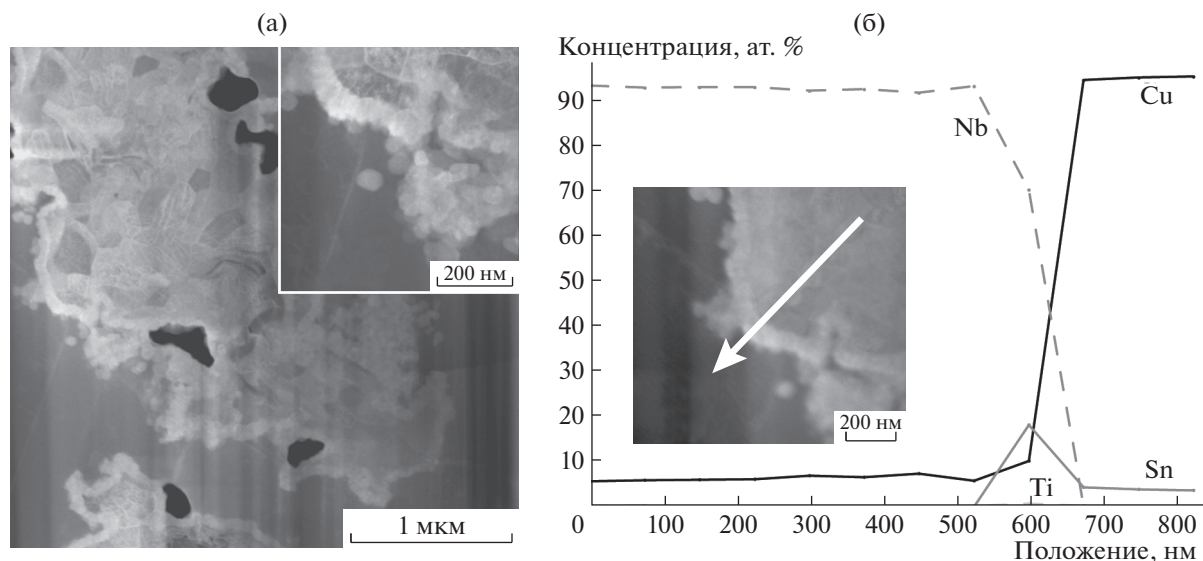


Рис. 2. Образец С-11-М, $\varnothing 1.5$ мм, после отжига при 575°C в течение 0.25 ч: фрагмент структуры волокна (а), изменение состава на границе Nb/бронза (б).

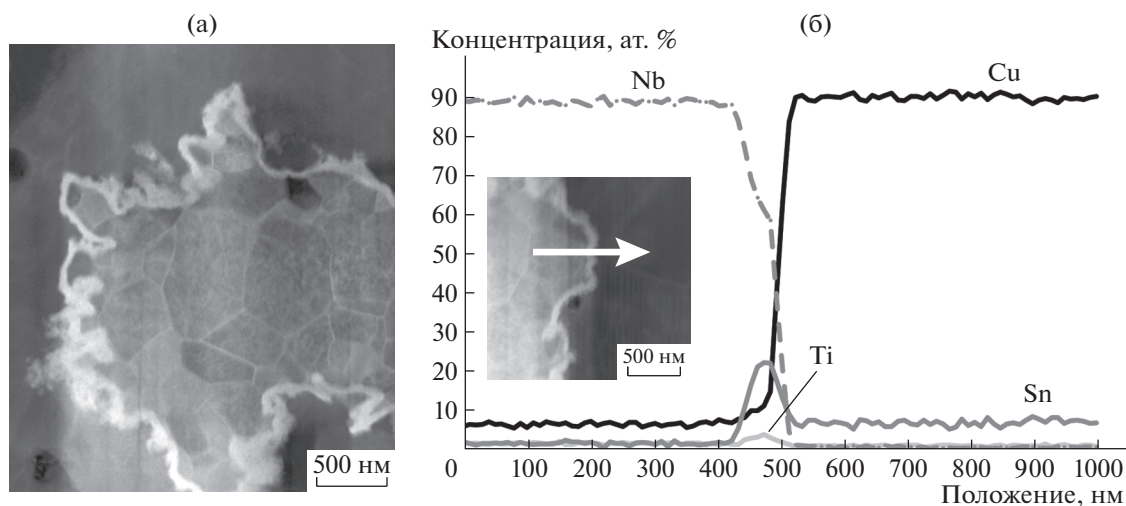


Рис. 3. Образец ВО-1 после отжига при 575°C в течение 0.25 ч.

локнами образовались слои толщиной до ~ 80 нм, характеризующиеся светлым контрастом на изображениях, полученных в режимах ПРЭМ с регистрацией электронов, рассеянных на большие углы (рис. 2а). Это указывает на повышенную концентрацию тяжелых элементов, в данном случае — Sn. Эти слои неравномерны по толщине и имеют сильно развитую поверхность без разрывов, повторяющую контур ниобиевого волокна. Размер зерен в них составляет ~ 25 нм (рис. 2а, вставка).

Исследование состава композита методом ЭРМ на границе раздела ниобий/бронза показало значительное увеличение содержания Sn (рис. 2б).

Концентрация Sn в матрице за пределами волокна остается примерно на одинаковом уровне.

Данные ЭРМ и электронографические исследования ряда зерен слоя, сформировавшегося на границе взаимодействия Nb—бронза, однозначно свидетельствуют о том, что образовавшаяся фаза — Nb_3Sn . Отмечено, что содержание Ti мало как в бронзе, так и в ниобии, но некоторое повышение его содержания наблюдалось именно в области сверхпроводящего слоя.

Аналогичная микроструктура наблюдается при исследовании образца ВО-1. Здесь также обнаружен сплошной и относительно равномерный слой Nb_3Sn (рис. 3а). С ростом температуры диф-

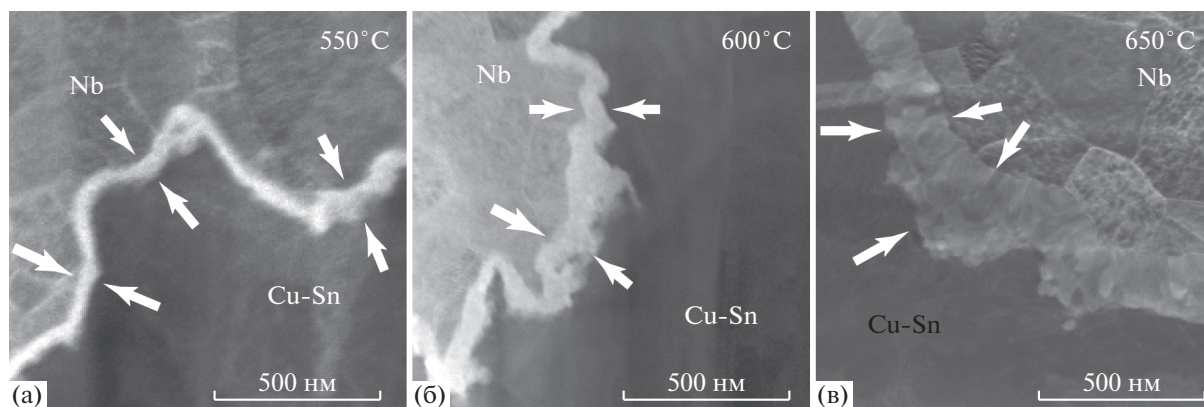


Рис. 4. Образец ВО-1 после отжига с выдержкой 0.25 ч при температуре 575 (а), 600 (б) и 650°C (в). Темнопольные ПРЭМ-изображения слоя Nb_3Sn .

фузионного отжига отмечается существенное увеличение толщины Nb_3Sn -слоя.

При повышении температуры от 575 до 600 и 650°C на обоих образцах при одинаковом времени выдержки в 0.25 ч толщина сверхпроводящего слоя увеличилась до 100 и 200 нм соответственно (рис. 4).

Изучение структуры образца ВО-1 после отжига при 600°C при увеличении длительности отжига до 10 ч позволило выявить интересные особенности процесса формирования Nb_3Sn -слоя. Как видно на рис. 5а, 5б, волокна покрыты слоем сверхпроводящей фазы, толщина которого составляет 250–400 нм. При этом уже отмечено формирование зонной структуры, содержащей столбчатые и равноосные зерна, характерной для подобных проводников [4].

Определение состава бронзовой матрицы вблизи границы с ниобиевым волокном в образце ВО-1 (рис. 5в) показало, что остаточное содержание Sn снизилось до 2–3 ат. % при формировании Nb_3Sn -слоя при 600°C с выдержкой от 0 до 10 ч. При дальнейшем увеличении выдержки при 600°C до 50 и 100 ч толщина слоя и его микроструктура практически не меняются (рис. 6), а повышение температуры отжига до 650°C приводит к одновременному увеличению толщины слоя и росту зерен Nb_3Sn ~ в 1.5 раза.

При исследовании процесса роста слоев на этих же образцах при увеличении выдержки до 100 ч было установлено, что при температурах отжига ниже 600°C скорость роста сверхпроводящего слоя замедляется уже после 10 ч выдержки, а после 50 ч практически останавливается, и его толщина не достигает даже 1 мкм (рис. 7).

Процесс протекает с затуханием во времени, поэтому центральная часть ниобиевого волокна остается непрореагировавшей с оловом. Повы-

шение температуры отжига до 650–700°C приводит к заметному увеличению скорости роста сверхпроводящего слоя, его толщина достигает 0.7–0.8 мкм уже при выдержке 10 ч, а при 100 ч составляет 1.7 мкм на диаметре 1.5 мм.

Сравнительный анализ зависимостей толщины Nb_3Sn -слоев для образцов С-11-3 и С-11-М диаметром 1.5 мм от времени термообработки

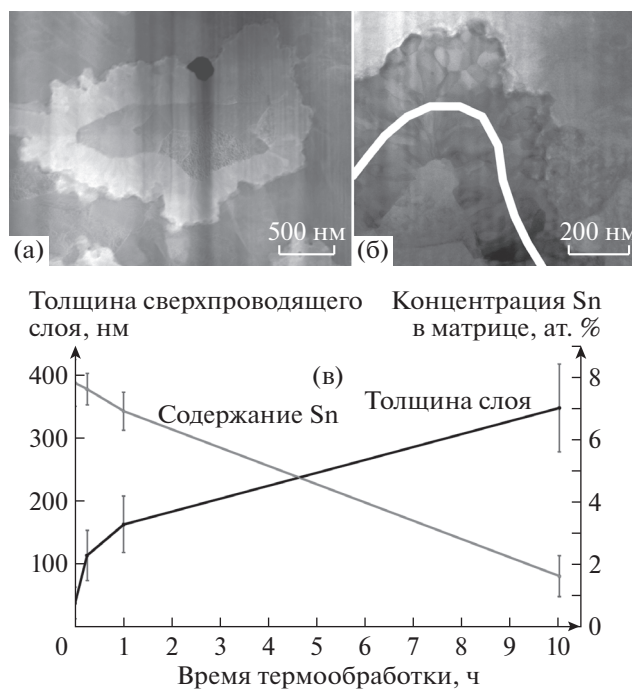


Рис. 5. Микроструктура слоя Nb_3Sn на волокне (а), фрагмент микроструктуры Nb_3Sn (б) (ПЭМ) в образце ВО-1 после отжига при 600°C в течение 10 ч и зависимость толщины сверхпроводящего слоя и остаточного содержания олова от выдержки (в).

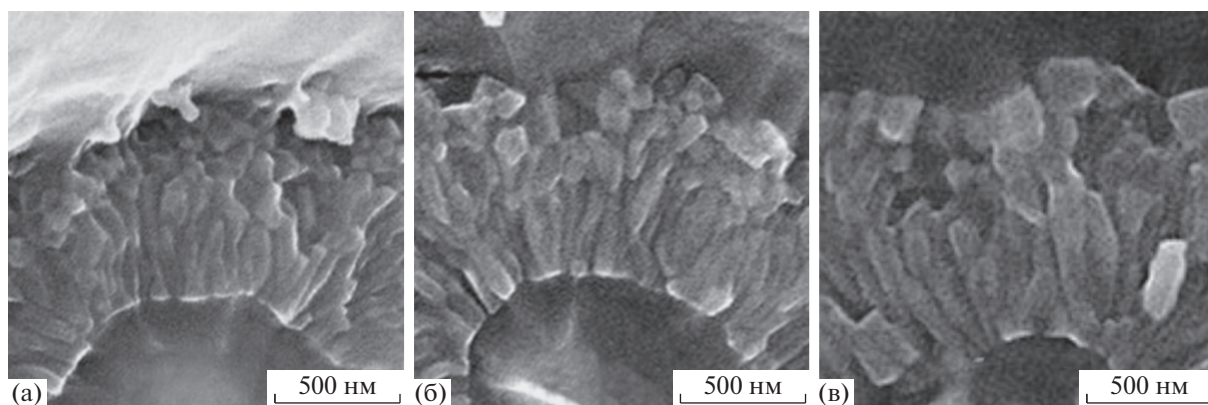


Рис. 6. Микроструктура Nb_3Sn -слоя (РЭМ) в образце ВО-1 после отжига в течение 50 ч при 600°C (а), 100 ч при 600°C (б), 100 ч при 650°C (в).

при 600–700°C (рис. 8) показал, что увеличение толщины слоя в образцах исследованных проводников идет по-разному: в образце С-11-3, с более равномерным распределением волокон внутри группы, наблюдается большее увеличение толщины Nb_3Sn -слоя, чем в образце С-11-М. Однако и в том, и в другом образце наблюдается увеличение скорости роста слоя с увеличением температуры, причем при температурах более 650°C наблюдается заметное ускорение этого процесса с увеличением времени выдержки в отличие от более низкой температуры, где рост слоя постепенно замедляется.

При этом зависимости толщины слоев от температуры отжига различаются для образцов С-11-М и С-11-3 диаметром 1.5 мм при выдержке 100 ч (рис. 9).

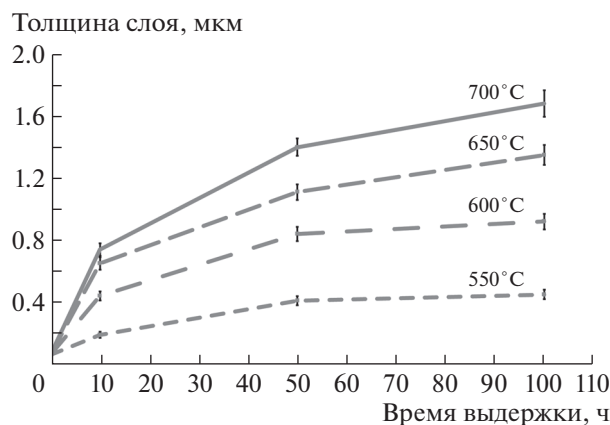


Рис. 7. Зависимость толщины Nb_3Sn -слоя в образце С-11-3, $\varnothing 1.5$ мм, от времени выдержки при 550–700°C.

В образце С-11-М равномерно увеличивается толщина сверхпроводящего слоя во всем интервале температур. А в образце С-11-3 зависимость аналогична только при низких температурах (575–600°C), при более высоких температурах скорость роста сверхпроводящего слоя заметно выше.

Сравнение толщин слоев в проводниках с различным количеством волокон при одинаковых условиях отжига и одинаковом диаметре показало, что в образце, где количество волокон меньше, при увеличении температуры отжига толщина сверхпроводящего слоя увеличивается несколько больше, что связано с увеличением межволоконных расстояний, способствующем более свободному притоку Sn к волокнам. При анализе структуры поперечного сечения образцов С-11-М после отжига при 650–700°C 50–100 ч

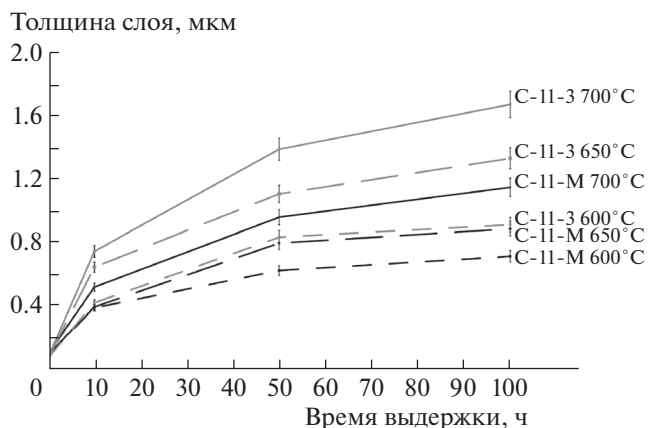


Рис. 8. Зависимость толщины Nb_3Sn -слоя от времени выдержки при 600–700°C на образцах С-11-3 и С-11-М, $\varnothing 1.5$ мм.

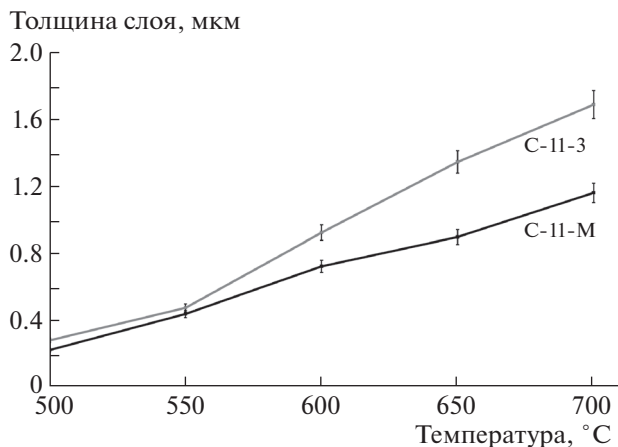


Рис. 9. Зависимость толщины сверхпроводящего слоя образцов С-11-3 и С-11-М, $\varnothing 1.5$ мм, от температуры при выдержке 100 ч.

была выявлена неравномерность толщин слоев по сечению проводника (рис. 10а). Это объясняется особенностями конструкции данных образцов: волокна, сосредоточенные в средней части группы, получают Sn из межволоконной зоны, находящейся внутри группы, а к периферийным волокнам Sn поступает из той части бронзы, которая находится между группами и имеет большую протяженность. При этом средняя часть волокон в группе остается непроработанной. В этом случае для выравнивания толщин слоев на волокнах следует увеличивать длительность отжига при более низких температурах.

В образцах конструкции С-11-3 и ВО-1 (рис. 10б, 10в) волокна расположены более равномерно по сечению проводника, поэтому толщины слоев у центральных и периферийных волокон практически одинаковы. Они находятся на

большем расстоянии друг от друга, что приводит к более равномерной диффузии Sn к Nb.

Для численной оценки процесса роста слоя были построены линии, величина достоверности аппроксимации которых составляет более 0.99 (рис. 11). На графике зависимости толщины сверхпроводящего слоя от времени для образцов С-11-М ($\varnothing 1.5$ мм) и образца ВО-1 ($\varnothing 0.82$ мм) видно, что в процессе отжига наблюдается рост толщины сверхпроводящего слоя у сверхпроводников обеих конструкций.

Как видно на рис. 12, с уменьшением диаметра проводника и соответственно волокна показатель степени n несколько снижается. Это можно связать с уменьшением расстояний между волокнами в стрендах и затруднением диффузии Sn из периферийных областей матрицы к растущему слою интерметаллида на поверхности волокон.

Повышение температуры отжига также приводит к снижению значения показателя степени n , что может быть связано с ускорением роста слоя, который препятствует диффузии Sn к Nb. Толщина образовавшегося слоя увеличивается с ростом температуры, при этом одновременно возрастает его тормозящее влияние на последующий рост сверхпроводящей фазы.

Расчет значений параметра роста слоев Nb_3Sn (параметр k) был проведен для исследуемых конструкций проводников после отжига при различных температурах. Анализ результатов, представленных в табл. 2, позволил заключить, что с повышением температуры отжига параметр k возрастает, что объясняется увеличением подвижности атомов Sn при более высоких температурах. Наиболее высокие значения параметра k при всех температурах отжига получены у проводников партии С-11-3 диаметром 1.5 и 1.8 мм, что скорее всего связано с увеличением расстояния между волокнами в проводниках большего диаметра и соответственно

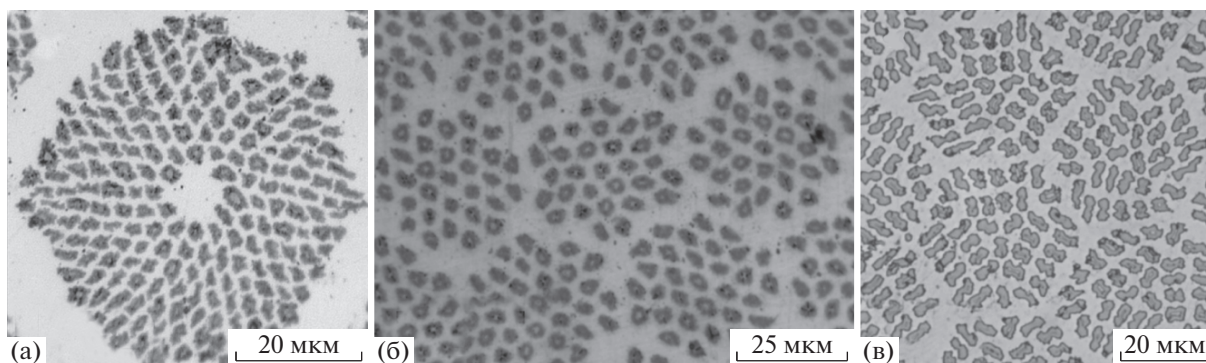


Рис. 10. Фрагменты структуры сверхпроводников С-11-М, $\varnothing 1.5$ мм (а), С-11-3, $\varnothing 1.0$ мм (б) и ВО-1, $\varnothing 0.82$ мм (в) после отжига при 650 °C в течение 50 ч.

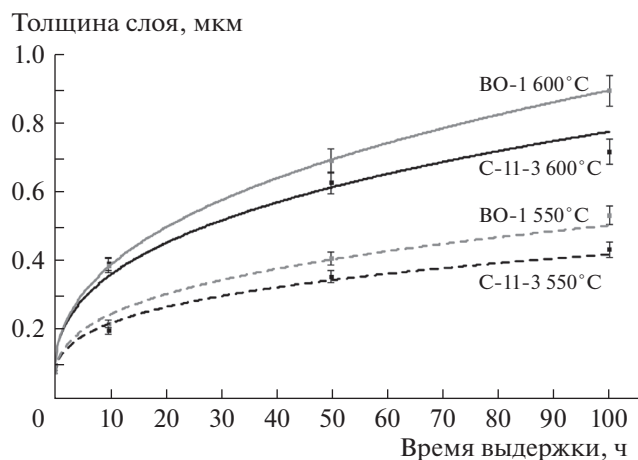


Рис. 11. Кинетика роста сверхпроводящего Nb_3Sn -слоя образцов C-11-M, $\varnothing 1.5$ мм и BO-1, $\varnothing 0.82$ мм, при 550 и 600°C.

большим объемом Sn, поступающего для формирования слоя. Кроме того, отмечено, что при увеличении диаметра волокна значительно возрастает количество Nb, оставшегося в его центральной области.

Таким образом, при совершенствовании конструкции Nb_3Sn -сверхпроводников с целью повышения их токонесущей способности необходимо учитывать, что увеличение межволоконных расстояний способствует более свободному притоку Sn к ниобиевым волокнам, их большей проработке и увеличению толщины сверхпроводящего слоя. Поэтому при увеличении количества волокон в проводнике следует стремиться к более равномерному их распределению в бронзовой матрице. При этом, учитывая малую скорость формирования Nb_3Sn -слоя при температурах

Таблица 2. Расчетные значения параметра роста слоев Nb_3Sn (параметр k) при различных температурах для исследуемых конструкций проводников

Маркировка партии	Диаметр, мм	Параметр k		
		600°C	650°C	700°C
C-11-3	1.8	0.0078	0.0305	0.0835
C-11-3	1.5	0.0077	0.0239	0.0485
C-11-3	1.2	0.0069	0.0082	0.0224
C-11-3	1.0	0.0055	0.0114	0.0093
C-11-3	0.7	0.0047	0.0070	0.0102
C-11-M	1.5	0.0035	0.0072	0.0157
BO-1	0.82	0.006	0.0099	0.0074

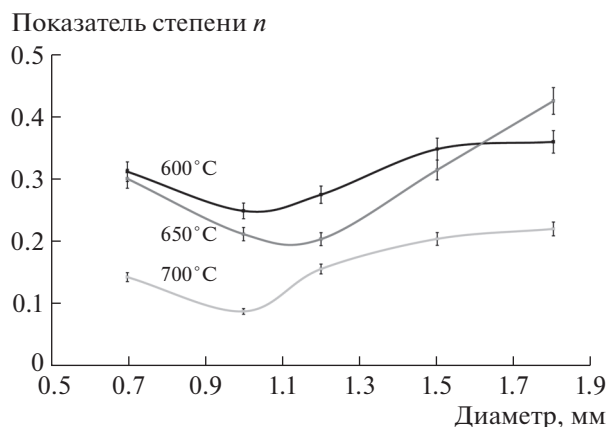


Рис. 12. Зависимость показателя степени n от диаметра для образцов C-11-3 при различной температуре отжига.

575–600°C, необходимо уменьшать диаметр волокон до размера не более 2.5–3.0 мкм для их более полной проработки и формирования большего количества сверхпроводящей фазы, поскольку рост слоев толщиной более 1.5–1.7 мкм практически прекращается даже при увеличении выдержки до 100 ч и повышении температуры до 650–700°C.

ВЫВОДЫ

Исследованы особенности зеренной структуры сверхпроводящих слоев на ранних стадиях их формирования при низких температурах 575–600°C и коротких выдержках (от 0.25 до 10 ч) методами ПЭМ/ПРЭМ. Установлено, что скорость роста Nb_3Sn -слоя в начале процесса его формирования даже при низких температурах достаточно высока: на волокнах при выдержке 0.25 ч формируются плотные слои интерметаллида Nb_3Sn (толщиной до ~80 нм при размере зерен в них ~25 нм). Повышение температуры отжига до 600°C и увеличение его длительности до 10 ч приводит к увеличению толщины слоя почти в 4–5 раз, при этом отмечено, что уже на этой стадии в ниобиевом волокне формируются столбчатые зерна Nb_3Sn . Увеличение длительности отжига при 600°C до 50 и 100 ч практически не изменяет толщину слоя и его микроструктуру. Повышение температуры до 650°C и длительности отжига до 100 ч вызывает одновременный рост толщины слоя и размера зерна сверхпроводящей фазы в нем.

Изучена кинетика роста Nb_3Sn -слоя в сверхпроводниках, различающихся конструкцией и диаметром. Определены зависимости толщины Nb_3Sn -слоев, образовавшихся на ниобиевых волокнах, от температуры (в интервале от 575 до

700°C) и длительности (от 0.25 до 100 ч) диффузионных отжигов. Установлено, что во всех исследованных образцах рост слоя Nb_3Sn толщиной более 1.5 мкм сильно замедляется даже при повышении температуры отжига до 700°C и увеличении его длительности до 100 ч. Отмечено, что увеличение межволоконных расстояний способствует более свободному притоку Sn к ниобиевым волокнам, их большей проработке и увеличению толщины сверхпроводящего слоя. Полученные результаты будут использованы для совершенствования конструкции Nb_3Sn -сверхпроводников с повышенной токонесущей способностью, предназначенных для использования в перспективных магнитных установках.

Электронно-микроскопические эксперименты выполнены при поддержке Министерства на-

уки и высшего образования в рамках государственного задания ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Абдюханов И.М., Потапенко М.М., Алексеев М.В. и др. // Атомная энергия. 2015. Т. 119. № 5. С. 260.
2. Bruzzone P., Sedláč K., Stepanov B. et al. // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2014. V. 24. P. 4201504.
3. Mattafirri S., Barzi E., Fineschi F., Rey J.M. // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2003. V. 13. № 2. P. 3418.
4. Flukiger R., Uglietti D., Senatore C., Buta F. // Cryogenics. 2008. V. 48. P. 293.
5. Muller H., Schneider Th. // Cryogenics. 2008. V. 48. P. 323.
6. Pantsyrny V., Shikov A., Vorobieva F. // Cryogenics. 2008. V. 48. № 7–8. P. 354.