

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 538.945

ВЛИЯНИЕ СОВМЕСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ТИТАНОМ И ТАНТАЛОМ  
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХПРОВОДЯЩИХ СТЕНДОВ  
НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЯ Nb<sub>3</sub>Sn

© 2022 г. А. С. Цаплева<sup>а, \*</sup>, И. М. Абдуханов<sup>а</sup>, П. А. Лукьянов<sup>а</sup>, К. А. Мареев<sup>а</sup>, М. В. Кравцова<sup>а</sup>,  
**В. А. Дробышев<sup>а</sup>**, Н. В. Коновалова<sup>а</sup>, М. В. Алексеев<sup>а</sup>, Д. С. Новосилова<sup>а</sup>, И. И. Савельев<sup>а</sup>,  
А. Л. Васильев<sup>б, с</sup>, В. В. Артемов<sup>б</sup>, А. Б. Михайлова<sup>д</sup>

<sup>а</sup>АО Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов  
им. акад. А.А. Бочвара, ул. Рогова, 5а, Москва, 123098 Россия

<sup>б</sup>Институт кристаллографии и фотоники им. А.В. Шубникова РАН (ИК РАН),  
Ленинский просп., д. 59, Москва, 119333 Россия

<sup>с</sup>НИЦ “Курчатовский институт”, пл. акад. И.В. Курчатова, 1, Москва, 123098 Россия

<sup>д</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Ленинский просп., д. 49, Москва, 119334 Россия

\*e-mail: ASTsapleva@bochvar.ru

Поступила в редакцию 08.10.2021 г.

После доработки 14.04.2022 г.

Принята к публикации 18.04.2022 г.

Возрастающий интерес разработчиков магнитных систем к стрендам на основе сверхпроводящего соединения Nb<sub>3</sub>Sn с высокой плотностью критического тока в магнитных полях выше 12 Тл приводит к необходимости опробования различных сочетаний легирующих элементов в сверхпроводящем слое и изучению их влияния на микроструктуру и свойства этого слоя. Наиболее используемыми при изготовлении сверхпроводников на основе Nb<sub>3</sub>Sn легирующими элементами являются титан и тантал. Влияние каждого из этих элементов на электрофизические свойства Nb<sub>3</sub>Sn изучается давно. Однако, остается достаточно много вопросов о совместном влиянии этих элементов. Изучены особенности микроструктуры двух стрендов на основе Nb<sub>3</sub>Sn диаметром 1 мм, имеющих одинаковую конструкцию и содержание титана, но с различным содержанием тантала: 4.0 и 7.5 мас. %.

**Ключевые слова:** сверхпроводник, легирование, Nb<sub>3</sub>Sn, структура

DOI: 10.31857/S0015323022080149

ВВЕДЕНИЕ

С момента открытия сверхпроводимости главной целью ученых и инженеров, работающих в этой области, является создание технических сверхпроводников (стрендов), обладающих высокой токонесящей способностью. Так, в частности, для сооружения следующего поколения крупнейшего коллайдера (Круговой Коллайдер Будущего – Future Circular Collider – FCC) потребуются сверхпроводящие стренды на основе соединения Nb<sub>3</sub>Sn с плотностью критического тока на сечении без стабилизирующей меди порядка 1500 А/мм<sup>2</sup> в магнитном поле 16 Тл [1]. Известно, что для увеличения токонесящей способности стрендов в магнитных полях более 12 Тл необходимо введение элементов, которые способствуют росту верхнего критического поля ( $B_{c2}$ ) сверхпроводника. Одним из таких элементов, является тантал [2]. Его положительное влияние отмечено в стрендах, полученных как по бронзовой технологии, так и по методу внутреннего источника олова. В работах [3–5] представлены исследования влияния содержания

тантала в ниобиевых волокнах на плотность критического тока ( $J_c$ ), величину верхнего критического поля  $B_{c2}$  и критическую температуру сверхпроводника. Показано, что  $B_{c2}$  возрастает с увеличением содержания тантала до 20 мас. % в волокнах сверхпроводника. При этом в диапазоне магнитных полей от 10 до 16 Тл при увеличении содержания тантала до 7 мас. %  $J_c$  возрастает, а при дальнейшем увеличении легирующей добавки плавно снижается. В связи с этим при изготовлении стрендов, легированных танталом, обычно используется сплав Nb–7.5 мас. % Та.

Другим легирующим элементом, который эффективно влияет на  $J_c$  сверхпроводников, является титан [2, 5–7]. Во многих работах исследуются сверхпроводники, одновременно легированные этими двумя элементами, что позволяет достигать более высоких характеристик [8–10]. В работе [10] установлено, что в стрендах, легированных совместно Ti и 3.5 или 7 мас. % Та и полученных по бронзовому методу,  $J_c$  в поле 12 Тл одинакова. Исследование свойств сверхпроводника, легиро-

**Таблица 1.** Описание исследуемых стрендов

Характеристика	Стренд А	Стренд Б
Состав волокон	Nb–7.5 мас. % Ta–0.8 мас. % Ti	Nb–4 мас. % Ta–0.8 мас. % Ti
Источник олова	Sn–0.8 мас. % Cu	Sn–0.8 мас. % Cu
Барьер	Nb–7.5 мас. % Ta	Nb–7.5 мас. % Ta
Число субэлементов	120	120
Cu/поп Cu*	~1	~1
Диаметр, мм	1.00	1.00

\* Отношение объемной доли стабилизирующей меди в стренде к доле его остальных элементов.

ванного совместно Ta и Ti, показало, что  $B_{c2}$  возрастает примерно на 2 Тл, при этом  $J_c$  в магнитном поле 12 Тл несколько снижается по сравнению с характеристиками сверхпроводника, легированного только танталом [11]. Авторы этого исследования предполагают, что для увеличения токонесущей способности необходима оптимизация содержания легирующих элементов и режима заключительной реакционной термообработки (РТО). В сверхпроводниках на основе  $Nb_3Sn$ , полученных по методу внутреннего источника, легирование ниобиевых волокон как танталом, так и титаном позволяло достичь плотности критического тока  $1700 \text{ A/mm}^2$  в магнитном поле 15 Тл при температуре 4.2 К [7].

В данной работе проведено исследование микроструктуры и свойств стрендов на основе  $Nb_3Sn$ , в которых волокна были одновременно легированы Ti и Ta, при этом содержание Ti было на одном уровне, а содержание Ta различалось.

### ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

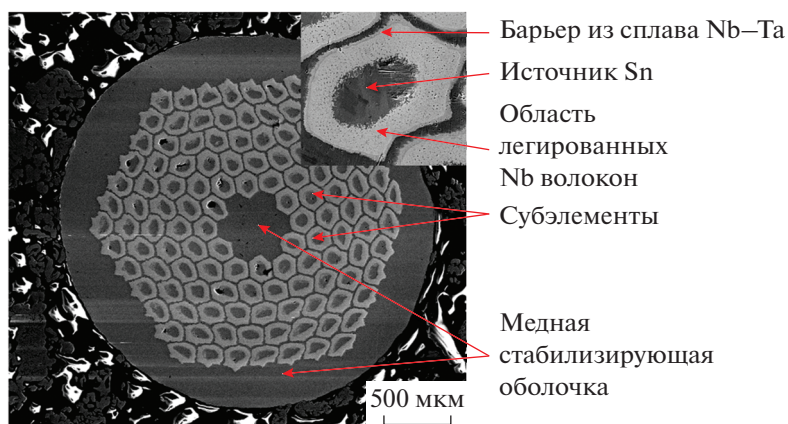
Исследованные стренды на основе  $Nb_3Sn$  (А и Б с разным содержанием Ta) получены методом внутреннего источника олова и содержат 120 композиционных субэлементов. При этом легирование титаном осуществлено путем равномерного

распределения вставок из сплава НТ47 в каждом волокне [12]. Конструкция исследуемых сверхпроводников одинакова, ее краткое описание представлено в табл. 1. Поперечное сечение одного из стрендов показано на рис. 1.

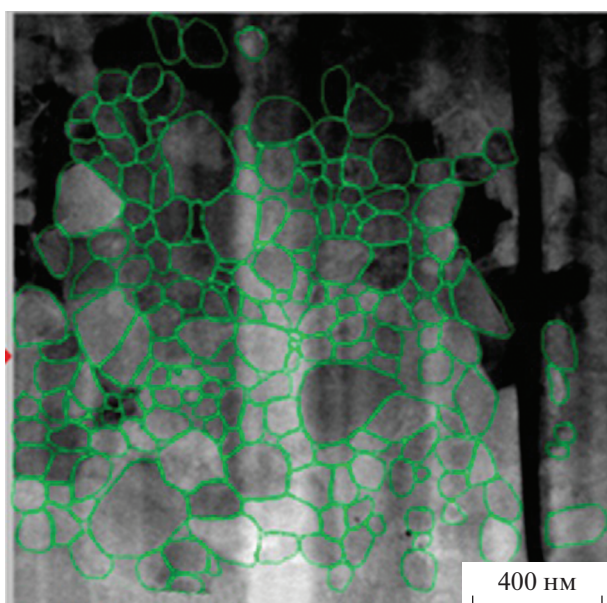
После изготовления сверхпроводники подвергали РТО по двухступенчатому режиму, при этом температура и длительность первой ступени были постоянными  $370^\circ\text{C}$ , 100 ч, а температура второй ступени менялась от  $650$  до  $720^\circ\text{C}$ . Длительность второй ступени реакционного отжига составляла 40 ч. Общее количество различных режимов – 4. Термообработку проводили в вакууме с остаточным давлением не выше  $5 \times 10^{-5}$  мм рт. ст.

Поперечные сечения стрендов исследовали на металлографических шлифах и на поверхности хрупкого излома образцов методом растровой электронной микроскопии (РЕМ) на микроскопах Jeol JSM-7401F и FEI Scios. Содержание элементов в сверхпроводящем слое определяли по точкам с помощью энергетического дисперсионного рентгеновского микроанализа на FEI Scios с приставкой EDAX Octane Super Elect.

В работе проводили расчет размеров зерен и статистическую обработку результатов. Для этого использовали изображения излома образцов, которые обрабатывали в графическом редакторе с применением метода случайных секущих.



**Рис. 1.** Изображение поперечного сечения исследуемого стренда диаметром 1.00 мм (РЕМ).



**Рис. 2.** Микроструктура зоны мелких зерен сверхпроводящего слоя образца стренда А после РТО по режиму 370°C, 100 ч + 665°C, 40 ч с наложенной сеткой границ (ПЭМ).

Средний размер зерна  $d_m$  рассчитывали по формуле

$$d_m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{l_i}{m_i},$$

где  $l_i$  — длина секущей, мкм;  $m_i$  — количество пересечений границ зерен секущей, ед. (не менее 10);  $n$  — количество секущих, ед. (не менее 10).

Образцы для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) подготавливали путем вытравливания и последующего утонения тонкой пластины — ламели из продольного шлифа стренда, с помощью фокусированного ионного пучка. Исследования изготовленных ламелей проводили на микроскопе фирмы FEI Osiris с детектором Bruker Super X.

Перед РТО образцы для определения  $J_c$  монтировали на специальные цилиндрические оправки, а образцы для определения критической температуры перехода ( $T_c$ ) и относительного остаточного электрического сопротивления (параметра  $RRR$ ) помещали в индивидуальные кварцевые ампулы. После РТО проводили измерения критического тока при температуре 4.2 К 4-х контактным методом (в соответствии со стандартом IEC МЭК 61788-2) по критерию электрического поля 0.1 мкВ/см и измерения критической температуры 4-х контактным методом (в соответствии со стандартом IEC 61788-10) по критерию середины сверхпроводящего перехода ( $T_{c0.5}$ ). Для исключения влияния матрицы на результаты (перетекание измерительного тока из

сверхпроводника в медную матрицу) с образцов для измерения  $T_c$  стравливали медь. Погрешность измерения критической температуры  $\pm 0.03$  К.

Параметр  $RRR$  определяли в соответствии с требованиями стандарта IEC МЭК 61788-11 как отношение электрических сопротивлений образца при температурах 273 и 20 К. Установленная погрешность определения  $RRR$  не превышала 2%.

Измерения критического тока проводили в Лаборатории Сильных магнитных полей (г. Гренобль, Франция) в диапазоне от 12 до 24 Тл при температуре 4.2 К.

Регистрацию рентгеновских дифракционных спектров образцов сверхпроводящих волокон, вытравленных из сверхпроводников  $\varnothing 1.00$  мм, подвергнутых РТО, проводили на рентгеновском дифрактометре “Ultima IV” Rigaku (Япония) с вертикальным гониометром и высокоскоростным полупроводниковым детектором “D/teX”. Съемку осуществляли в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении в интервале углов  $2\theta$  — 9°–125° с шагом 0.02°. Скорость движения детектора 1°/мин. Фазовый анализ образцов и расчет параметров ячейки выполняли в программном комплексе PDXL с использованием базы данных ICDD.

## ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ

Известно [13], что сверхпроводящий слой в стрендах на основе  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  имеет, как правило, несколько областей:

- область крупных равноосных зерен, прилегающую к образовавшейся после реакционной термообработки бронзовой сердцевине;
- область мелких зерен;
- область столбчатых зерен, образующихся по внутренней поверхности барьера.

Исследование микроструктуры области мелких зерен с помощью просвечивающей электронной микроскопии и последующей обработки в графическом редакторе позволило выявить, что отдельные зерна  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  заметно различаются по размерам (рис. 2). Однако статистическая обработка размеров зерен, выполненная на фрактографических РЭМ-изображениях, показывает, что форма распределения близка к логнормальной, и это свидетельствует об однородности размеров зерна (рис. 3). Отмечено, что исследованные стренды А и Б, отожженные по одному и тому же режиму, сходны по размеру зерен.

Анализ распределения зерен по размеру на образцах стрендов А после двух режимов термообработки: 370°C, 100 ч + 665°C, 40 ч и 370°C, 100 ч + 700°C, 40 ч (рис. 3) показал, что основной массив значений размеров зерен с увеличением температуры второй ступени до 700°C смещается с диапазона 80–180 до 100–200 нм.

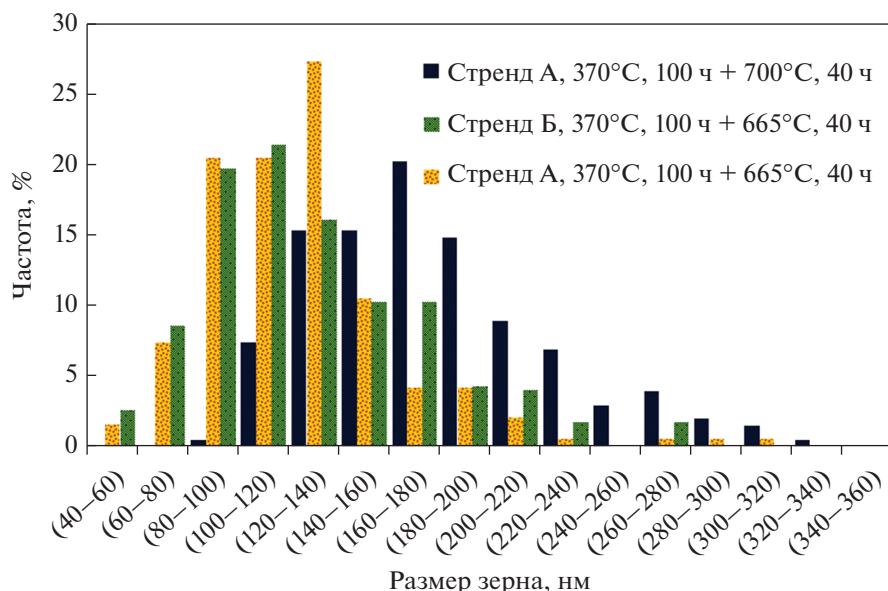


Рис. 3. Распределение зерен по размеру на образцах стрендов А и Б после соответствующих режимов термообработки.

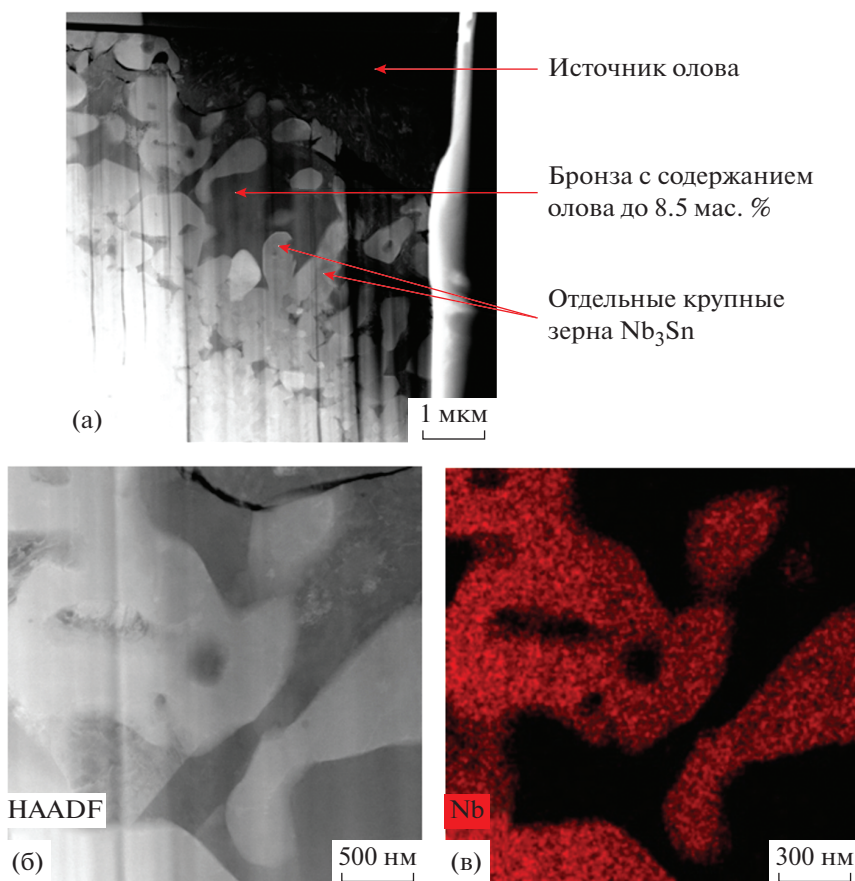
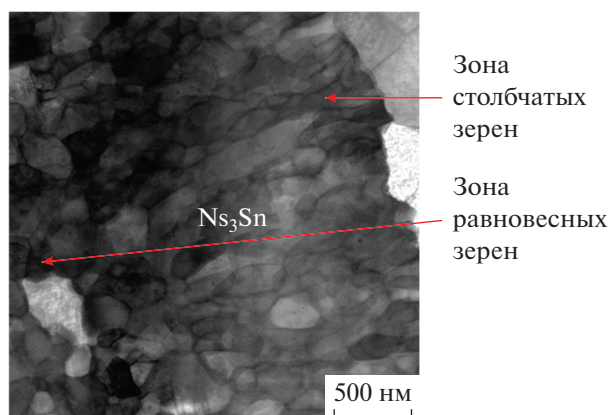


Рис. 4. Микроструктура фрагмента  $Nb_3Sn$  слоя образца стренда А вблизи центральной области субэлемента (область крупных зерен) с источником олова после РТО по режиму  $370^\circ C, 100 \text{ ч} + 665^\circ C, 40 \text{ ч}$ : в светлом поле (а, б) и в характеристическом излучении ниобия (в).

Анализ результатов исследования микроструктуры образца стренда А позволил выявить особенности той части сверхпроводящего слоя, которая

находится в центре композиционного субэлемента (рис. 4). Обнаружено, что вблизи центральной области субэлемента в твердом растворе  $Cu-Sn$  име-



**Рис. 5.** Микроструктура приборьерной зоны сверхпроводящего слоя образца стренда А после РТО по режиму 370°С, 100 ч + 700°С, 40 ч.

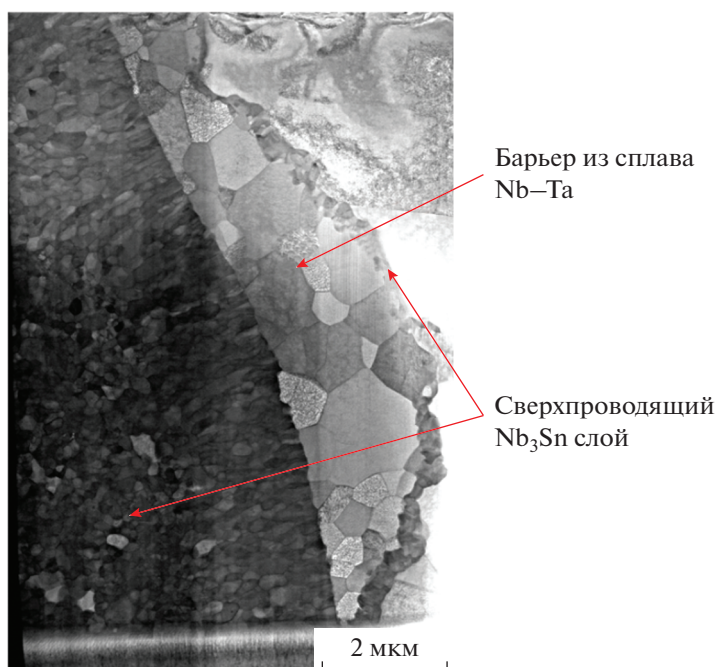
ются отдельные крупные хаотично расположенные зерна  $Nb_3Sn$  (размер, которых достигает 1 мкм) состава 72.9 мас. % Nb + 24.4 мас. % Sn – 2.5 мас. % Ta – 0.2 мас. % Ti.

Процесс их образования связан, прежде всего, с растворением тугоплавкого элемента (волокон из сплава Nb–Ta) в расплаве Cu–Sn. Движущая сила этого процесса – различие в величине термодинамических потенциалов тугоплавкого металла в кристаллической решетке и жидком расплаве. Этот процесс был описан в работах [14–21]. На первом этапе образуется расплав меди, ниобия и

тантала в олове. При увеличении температуры из расплава кристаллизуется интерметаллид  $Nb_6Sn_5$ , который потом превращается в  $Nb_3Sn$ . В результате этих сложных превращений после завершения реакционной термообработки в поперечном сечении можно наблюдать слой крупных зерен  $Nb_3Sn$  вокруг бывшего источника олова.

Анализ изображений микроструктуры приборьерной зоны сверхпроводящего  $Nb_3Sn$  слоя в образцах стренда А (рис. 5) показал, что с увеличением температуры второй ступени зона столбчатых зерен становится более выраженной, и ее толщина после термообработки по режиму 370°С, 100 ч + 700°С, 40 ч составляет около 2 мкм. Следует отметить, что с внешней стороны барьера после этого режима термообработки наблюдается слой сверхпроводящего соединения  $Nb_3Sn$  (рис. 6) толщиной 10–50 нм, образовавшийся из-за выхода олова в медную оболочку через утоненные участки барьера, полностью превратившиеся в  $Nb_3Sn$ . Это привело к значительному снижению относительного остаточного электросопротивления (параметра  $RRR$ ), его значение на проводах обоих типов ниже 70 ед. и с увеличением температуры падает.

Исследование элементного состава отдельных участков сверхпроводящего слоя (рис. 7) позволило установить неоднородность содержания как легирующих элементов, тантала и титана, в зернах, так и обнаружить локальные участки, обогащенные медью (рис. 7б), а также области с высоким содержанием титана (рис. 7г). Следует отметить, что



**Рис. 6.** Микроструктура фрагмента композиционного субэлемента образца стренда А после РТО 370°С, 100 ч + 700°С, 40 ч.

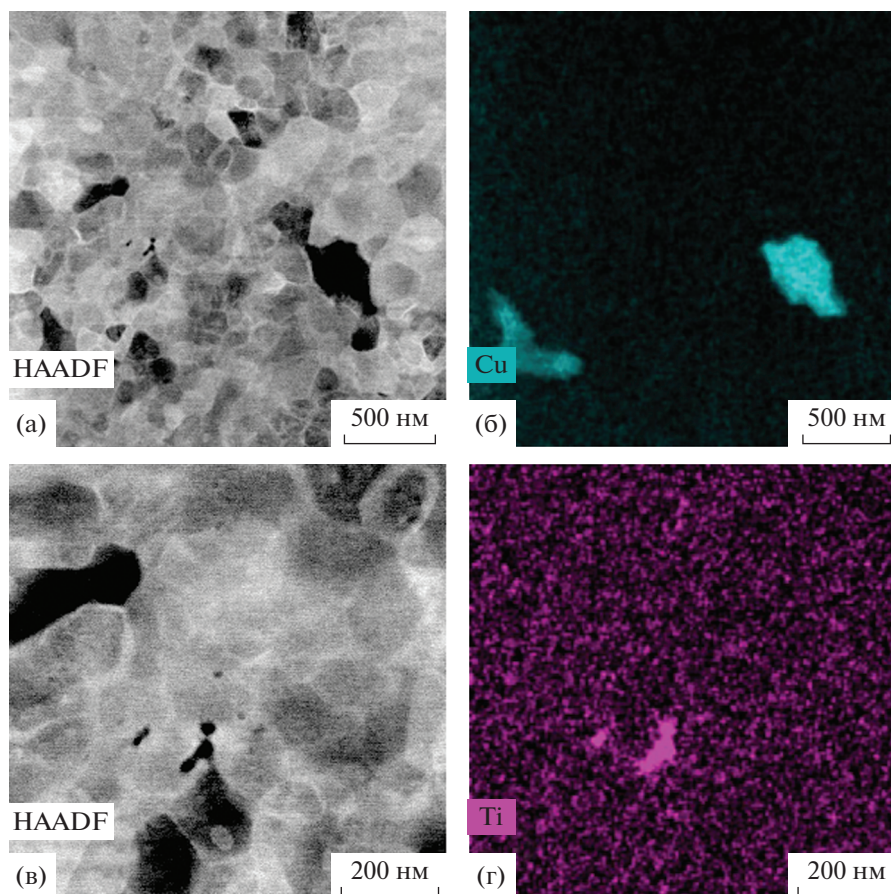


Рис. 7. Микроструктура фрагмента  $Nb_3Sn$  слоя образца стренда А после термообработки по режиму  $370^\circ C$ , 100 ч +  $700^\circ C$ , 40 ч: в светлом поле (а, в) и в характеристическом излучении меди (б) и титана (г).

при изучении микроструктуры сверхпроводящего слоя образца после отжига  $370^\circ C$ , 100 ч +  $665^\circ C$ , 40 ч таких обогащенных областей не наблюдалось.

Анализ элементного состава сердцевинки композиционного субэлемента в сверхпроводниках двух типов показал, что при увеличении температуры отжига с  $665$  до  $700^\circ C$  количество остаточного олова уменьшается с  $5.0$ – $5.8$  до  $3.7$ – $2.0$  ат. %. Содержание олова в  $Nb_3Sn$  слое для обоих сверхпроводников составляет  $22.2$ – $24.3$  ат. % после второй ступени отжига при  $665^\circ C$  и не меняется при увеличении температуры второй ступени отжига до  $700^\circ C$ .

Результаты рентгеновского фазового анализа по определению параметра кристаллической решетки  $Nb_3Sn$  для образцов исследованных стрендов после термических обработок по различным режимам представлены в табл. 2. При увеличении температуры второй ступени период решетки приближается к периоду решетки соединения  $Nb_3Sn$  стехиометрического состава, который составляет  $529.3$  пм [22] Можно отметить, что в технических сверхпроводниках не наблюдается полностью стехиометрического соединения  $Nb_3Sn$ , что связано с

наличием градиента олова по слою и с введением в сверхпроводящий слой легирующих элементов.

## ИЗМЕРЕНИЯ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Исследования критической температуры изготовленных стрендов с легированными танталом и титаном волокнами проводили после термиче-

Таблица 2. Параметр кристаллической решетки  $Nb_3Sn$  в зависимости от режима термообработки стрендов

Стренд	Режим термообработки $370^\circ C$ , 100 ч + X	Параметр кристаллической решетки $Nb_3Sn$ , пм
А	$665^\circ C$ , 40 ч	527.80
Б	$665^\circ C$ , 40 ч	528.20
А	$680^\circ C$ , 40 ч	528.43
Б	$680^\circ C$ , 40 ч	528.33
А	$700^\circ C$ , 40 ч	528.71
Б	$700^\circ C$ , 40 ч	528.32

**Таблица 3.** Температура середины сверхпроводящего перехода исследованных стрендов

Образец	370°C 100 ч + 665°C, 40 ч		370°C 100 ч + 680°C, 40 ч		370°C 100 ч + 700°C, 40 ч		370°C 100 ч + 720°C, 40 ч	
	$T_{c0.5}$ , К	$\Delta T_c$ , К	$T_{c0.5}$ , К	$\Delta T_c$ , К	$T_{c0.5}$ , К	$\Delta T_c$ , К	$T_{c0.5}$ , К	$\Delta T_c$ , К
Стренд А	17.55	0.66	17.78	0.38	17.73	0.48	17.89	0.38
Стренд Б	17.73	0.82	17.89	0.37	17.87	0.5	17.92	0.71

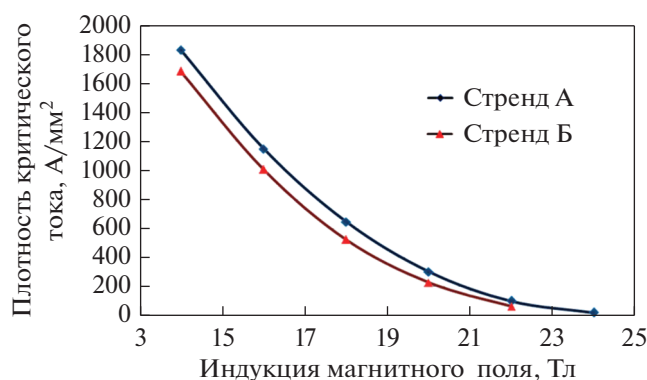
ской обработки по режимам с различной температурой второй ступени 370°C, 100 ч + X°C, 40 ч. Результаты представлены в табл. 3. При увеличении температуры отжига наблюдается рост критической температуры за счет возрастания стехиометричности сверхпроводящей фазы. Некоторое снижение критической температуры и увеличение размытия сверхпроводящего перехода в обоих исследованных стрендах после реакционной термообработки с температурой второй ступени 700°C, вероятно, связано с локальной проработкой ниобиевых барьеров до Nb<sub>3</sub>Sn именно при этих температуре и времени, выходом олова в окружающую медь и образованием сверхпроводящего слоя с более низким содержанием олова. Дальнейшее повышение температуры термообработки ведет к более интенсивному притоку олова в сверхпроводящий слой и росту критической температуры.

На рис. 8 приведены зависимости  $J_c(B)$  сверхпроводников со 120 субэлементами, волокна которых получены из сплавов Nb – 7.5 мас. % Ta (стрэнд А) и Nb – 4 мас. % Ta (стрэнд Б).

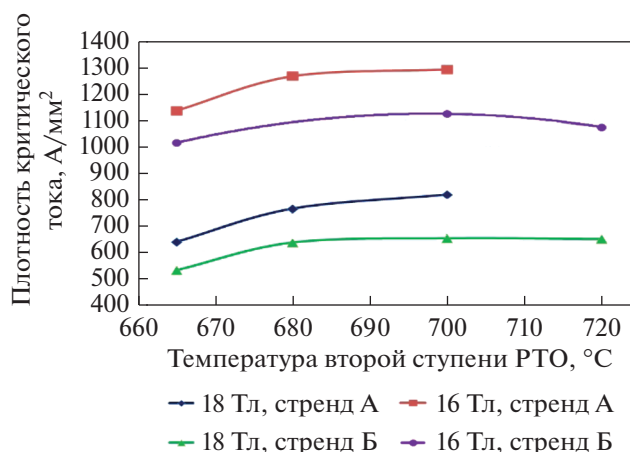
Анализ полученных данных показал, что образцы исследуемых сверхпроводников после термообработки по режиму: 370°C, 100 ч + 665°C, 40 ч, имеют сходные полевые зависимости. Одна-

ко следует отметить, что образец стренда А, волокна которого выполнены из сплава с 7.5 мас. % Ta, имеет плотность критического тока в диапазоне магнитных полей от 14 до 24 Тл выше, чем сверхпроводник с меньшим содержанием тантала. Его плотность критического тока в поле 16 Тл составила 1150 А/мм<sup>2</sup>.

Известно, что Nb<sub>3</sub>Sn сверхпроводники, легированные танталом, необходимо подвергать термической обработке при более высоких температурах [7]. На рис. 9 показан график зависимости плотности критического тока сверхпроводников от температуры второй ступени термообработки. Установлено, что с увеличением температуры с 665 до 720°C  $J_c$  в области высоких магнитных полей возрастает и в поле 16 Тл имеет максимальное значение 1308 А/мм<sup>2</sup> при температуре второй ступени термообработки 700°C, однако при этом параметр  $RRR$  сверхпроводников снижается до значений менее 70 ед. из-за проработки диффузионного барьера. Подобный эффект влияния состояния диффузионного барьера на  $RRR$  наблюдается и при уменьшении диаметра стрендов [23, 24].



**Рис. 8.**  $J_c(B)$  образцов стрендов А и Б, после реакционной термообработки по режиму 370°C, 100 ч + 665°C, 40 ч.



**Рис. 9.** Зависимость  $J_c$  (16 и 18 Тл) от температуры второй ступени термообработки образцов стрендов А и Б.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в результате проведения исследований установлено, что сверхпроводящий слой Nb<sub>3</sub>Sn в стрендах одинаковой конструкции с различным содержанием тантала, отожженных по одному и тому же режиму, сходен по размеру зерен и содержанию олова.

При этом установлено, что с увеличением температуры второй ступени реакционной термообработки с 665 до 700°C для исследованных стрендов, с разным содержанием тантала в волокнах, наблюдается рост размера зерен в мелкозеренной области с диапазона 80–180 до 100–200 нм.

Критическая температура стренда с большим содержанием тантала ниже после всех исследованных РТО. При этом с возрастанием температуры второй ступени РТО разница в значениях критической температуры уменьшается, что свидетельствует об образовании более стехиометричного соединения Nb<sub>3</sub>Sn.

Установлено, что в стренде с большим содержанием тантала плотность критического тока в магнитном поле 16 Тл выше, это связано влиянием тантала, как легирующего элемента.

Показано, для получения максимально высокой критической плотности тока в интервале внешнего магнитного поля 16–18 Тл для исследованных стрендов реакционную термообработку следует проводить при температуре второй ступени 700°C с длительностью не менее 40 ч, однако при этом параметр *RRR* сверхпроводников снижается до значений менее 70 ед. С целью достижения значения параметра *RRR* более 100 единиц необходимо в дальнейшем оптимизировать конструкцию сверхпроводника и процесс его получения.

Авторы выражают признательность LNCMI-CNRS, члену Европейской лаборатории магнитного поля (EMFL) и доктору Хавьеру Клауду за помощь в работе и возможность проведения экспериментов в сильных магнитных полях. Авторы благодарят Галину Захарову за помощь в подготовке образцов, сотрудников Научно-исследовательского центра Курчатовского института, Валентина Гурьева и Марию Поликарпову за измерение критических токов, Мансура Насибулина за его непосредственное участие в производстве Nb<sub>3</sub>Sn сверхпроводников и обсуждении полученных результатов.

Растровая электронная микроскопия выполнялась Артемовым В.В. с использованием оборудования ЦКП ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН при поддержке Минобрнауки России (проект RFMEFI62119X0035).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Ballarino A., Bottura L.* Targets for R&D on Nb<sub>3</sub>Sn Conductor for High Energy Physics // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2015. V. 25. № 3. Art. Numb. 6000906.
2. *Suenaga M., Welch D., Sabatini R., Kammerer O., Okuda S.* Superconducting critical temperatures, critical magnetic fields, lattice parameters, and chemical compositions of “bulk” pure and alloyed Nb<sub>3</sub>Sn produced by the bronze process // J. Appl. Phys. 1986. V. 59. № 3. P. 840–853.
3. *Suenaga M., Aihara K., Kaiho K., Luhman T.* Superconducting properties of (Nb,Ta)<sub>3</sub>Sn wires fabricated by the bronze process // In: *Clark A.F., Reed R.P.* (eds) Advances in Cryogenic Engineering Materials. Springer, Boston, MA. 1980. V. 26. P. 442–450.
4. *Schwall R.E., Ozeryansky G.M., Foner S., McNiff Jr. E.J.* Critical current and upper critical field of multifilament Nb<sub>3-x</sub>Ta<sub>x</sub>Sn superconductor // J. Appl. Phys. 1984. V. 56. № 3. P. 814–818.
5. *Field M.B., Parrell J.A., Zhang Y., Meinesz M., Hong S.* Internal tin Nb Sn conductors for particle accelerator and fusion applications // Adv. Cryo. Engr. 2008. V. 54. P. 237–243.
6. *Senatore C., Abächerli V., Cantoniani M., Flükiger R.* Distribution of T<sub>c</sub> from calorimetry and the determination of Sn gradients in bronze route Nb<sub>3</sub>Sn wires with an internal and external Ti source // Supercond. Sci. Technol. 2007. V. 20. № 9. P. 217–222.
7. *Parrell J.A., Zhang Y., Field M.B., Meinesz M., Huang Y., Miao H., Hong S., Cheggour N., Goodrich L.* Internal Tin Nb<sub>3</sub>Sn Conductors Engineered for Fusion and Particle Accelerator Applications // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2009. V. 19. № 3. P. 2573–2579.
8. *Abächerli V., Uglietti D., Lezza P., Seeber B., Flükiger R., Cantoni M., Buffat P.A.* The influence of Ti doping methods on the high field performance of (Nb; Ta; Ti)<sub>3</sub>Sn multifilamentary wires using Osprey bronze // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2005. V. 15. № 2. P. 3482–3485.
9. *Uglietti D., Abächerli V., Buta F., Seeber B., Flükiger R.* The effect of Ti addition on critical parameters and transport properties of quaternary (Nb; Ta; Ti)<sub>3</sub>Sn wires // Supercond. Sci. Technol. 2006. V. 19. № 11. P. 1185–1190.
10. *Abdyukhanov I.M., Pantsyrny V.I., Silaev A.G., Tsapleva A.S., Konovalova N.V., Alekseev M.V., Dergunova E.A., Mareev K.A., Nasibulin M.N., Drobyshev V.A., Kravtsova M.V., Lykianov P.A., Krylova M.V.* Study of the superconducting layer microstructure and (Nb,Ti,Ta)<sub>3</sub>Sn bronze strands properties // J. Physics: Conf. Series. 2019. V. 1293. № 1. Art. Numb. 012040.
11. *Heald S.M., Tarantini C., Lee P.J., Brown M.D., Sung Z.H., Ghosh A.K., Larbalestier D.C.* Evidence from EXAFS for Different Ta/Ti Site Occupancy in High Critical Current Density Nb<sub>3</sub>Sn Superconductor Wires // Sci. Reports. 2018. V. 8. № 1. P. 14.
12. CH714698B1 Rohling für die Herstellung von supraleitendem Verbunddraht auf der Basis von Nb<sub>3</sub>Sn. 15.02.2022.



13. *Металловедение и технология сверхпроводящих материалов / Под ред. С. Фонера, Б. Шварца. М.: Металлургия, 1987. 560 с.*
14. *Никитин В.И. Физико-химические явления при воздействии жидких металлов на твердые. Атомиздат, 1967. 441 с.*
15. *Krylova M.V., Abdyukhanov I.M., Tsapleva A.S., Dergunova E.A., Mareev K.A., Akekseev M.V., Karateev I.A., Ovcharov A.V., Trunkin I.N, Potapenko M.M., Figuurovsky D.K., Vasiliev A.L., Pantsyrnyi V.I., Zernov S.M., Gusev E.N. The microstructure of Nb<sub>3</sub>Sn superconductors differing in the number of copper inserts at various stages of heat treatment // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2019. V. 502. № 1. Art. Numb. 012174.*
16. *Naus M. Optimization of internal-Sn Nb<sub>3</sub>Sn composites // Ph.D. dissertation, Univ. Wisconsin-Madison, Madison, WI, USA. 2002. [Online]. Available: [https://fs.magnet.fsu.edu/~lee/asc/pdf\\_papers/theses/mtn02phd.pdf](https://fs.magnet.fsu.edu/~lee/asc/pdf_papers/theses/mtn02phd.pdf).*
17. *Hopkins S.C., Baskys A., Ballarino A., Lachmann J., Leineweber A Phase Evolution During Heat Treatment of Nb<sub>3</sub>Sn Wires Under Development for the FCC Study // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2021. V. 31. № 5. Art. Numb. 6000706.*
18. *Scheuerlein C., Michiel M. Di, Arnau G., Buta F. Phase transformations during the reaction heat treatment of internal tin Nb<sub>3</sub>Sn Strands with high Sn content // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2008. V. 18. № 4. P. 1745–1760.*
19. *Naus M.T., Lee P.J., Larbalestier D.C. The influence of starting Cu–Sn phase on the superconducting properties of subsequently reacted internal-Sn Nb<sub>3</sub>Sn conductors // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2001. V. 11. № 1. P. 3569–3572.*
20. *Sanabria C., Field M., Lee P., Miao H., Parrell J., Larbalestier D. Controlling Cu–Sn mixing so as to enable higher critical current densities in RRP Nb<sub>3</sub>Sn wires // Supercond. Sci. Technol. 2018. V. 31. № 6. Art. Numb. 064001.*
21. *Scheuerlein C., Andrieux J., Michels M., Lackner F., Meyer C., Chiriac R., Toche F., Hagner M., Michiel M.Di. Effect of the fabrication route on the phase and volume changes during the reaction heat treatment of Nb<sub>3</sub>Sn superconducting wires // Supercond. Sci. Technol. 2020. V. 33. № 3. Art. Numb. 034004. <https://doi.org/10.1088/1361-6668/ab627c>*
22. *Godeke A. Performance boundaries in Nb<sub>3</sub>Sn superconductors / PhD Thesis. Lawrence Berkeley National Laboratory. 2006. 210 p.*
23. *Field M.B., Zhang Y., Miao H., Gerace M., Parrell J.A. Optimizing Nb<sub>3</sub>Sn Conductors for High Field Applications // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2014. V. 24. № 3. Art. Numb. 6001105.*
24. *Новосилова Д.С., Поликарпова М.В., Абдюханов И.М., Дерягина И.Л., Попова Е.Н., Патраков Е.И., Цаплева А.С., Алексеев М.В. Влияние диффузионного отжига сверхпроводников на основе Nb<sub>3</sub>Sn с внутренним источником олова на электропроводность стабилизирующей меди // ФММ. 2021. Т. 122. № 1. С. 38–44.*