Физика и химия обработки материалов
2014, №4, с.80-88

УДК 539.4

Исследование тонкой структуры элементов кабеля технических сверхпроводников

Г.В.Шляхова[1,2], С.А.Баранникова[1,3,4], Л.Б.Зуев[1,3]

[1] Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
E-mail: bsa@ispms.tsc.ru; shgv@ispms.tsc.ru; lbz@ispms.tsc.ru
[2] Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск
[3] Национальный исследовательский Томский государственный университет
[4] Томский государственный архитектурно-строительный университет
Поступила в редакцию 28 ноября 2013 г., окончательный вариант 12 марта 2014 г.

Методами атомно-силовой, электронной и оптической микроскопии исследована эволюция структуры сверхпроводящего кабеля на основе сплава Nb+47% Ti на промежуточной стадии волочения. Изучены микроструктура, фазовый состав и свойства сверхпроводящего сплава Nb-Ti после холодного волочения и промежуточного отжига. Выявлены зоны локализации пластической деформации в местах обрыва сверхпроводника, обнаружено изменение формы и химического состава волокон Nb-Ti в бездефектной области и в зоне разрыва кабеля, а также частичное отсутствие диффузионного Nb барьера вокруг волокон Nb-Ti в местах обрыва.

Ключевые слова: сверхпроводники, дефекты, микроструктура, локализация пластической деформации, волочение.

Введение

Среди различных сверхпроводящих материалов сплав Nb-Ti, используемый для изготовления токонесущих элементов в магнитной системе Международного термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР), занимает особое положение [1]. Конструкция сверхпроводящего кабеля состоит из нескольких тысяч сверхпроводящих жил диаметром 2-5 мкм, фиксируемых медной матрицей [2]. К таким кабелям предъявляются высокие требования, наиболее важными из которых являются величина и стабильность критических параметров, стабильность токовых характеристик, безобрывность сверхпроводящих волокон (жил), их структурная однородность по длине провода и малые отклонения от геометрических размеров поперечного сечения [3-6]. При производстве проводников из сверхпроводящего сплава Nb-Ti наиболее ответственным этапом является холодное волочение, в ходе которого исходная композиционная заготовка деформируется от диаметра 60-70 до 0,1-1,0 мм. На этом этапе необходимо обеспечить безобрывность процесса и заданную плотность микродефектов в сверхпроводнике, контролирующих образование центров пиннинга (закрепления магнитных вихрей Абрикосова в сверхпроводниках II-го рода [1]).

Данная работа направлена на анализ влияния холодной деформации волочением на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb-Ti.

Материалы и методика эксперимента

Деформационная структура и субструктура многожильного кабеля со сверхпроводящими жилами из сплава Nb-47,5 масс.% Ti (63,7 ат.% Ti) исследовалась на промежуточной стадии волочения при переходе от 1,3 до 1,2 мм в диаметре, на которой возникали обрывы. Состав и структура композитного многожильного провода исследовались методами оптической (Neophot-21, Olympus GX 71), растровой электронной (Philips SEM 515) и атомно-силовой микроскопии (ACM Solver PH47-PRO).

Рельеф поперечных сечений элементов кабеля исследовался на атомно-силовом микроскопе контактным методом в режиме "постоянной силы" [7], позволяющем за счет выбора соответствующего сигнала обратной связи получать контрастные изображения высокоамплитудных максимумов диффузионного барьера. Такой способ отображения применяется для поиска небольших элементов структуры на большом участке относительно гладкой поверхности.

Распределение элементов в зоне границы жилы из сплава Nb-Ti с медной матрицей определялось на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D с использованием детекторов вторичных и обратнорассеянных электронов. Элементный состав сплава определялся методом энергодисперсионного рентгеновского микроанализа с использованием приставки EDAX на этом же микроскопе по зависимости числа характеристических (Ti, Nb, Cu) рентгеновских фотонов определенной энергии от координат вдоль линии, проходящей через границу "волокно–матрица". С помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 с приставкой для рентгеновского дисперсионного микроанализа Oxford Instruments определялись размеры зерен и субзерен и их однородность по химическому и фазовому составу.

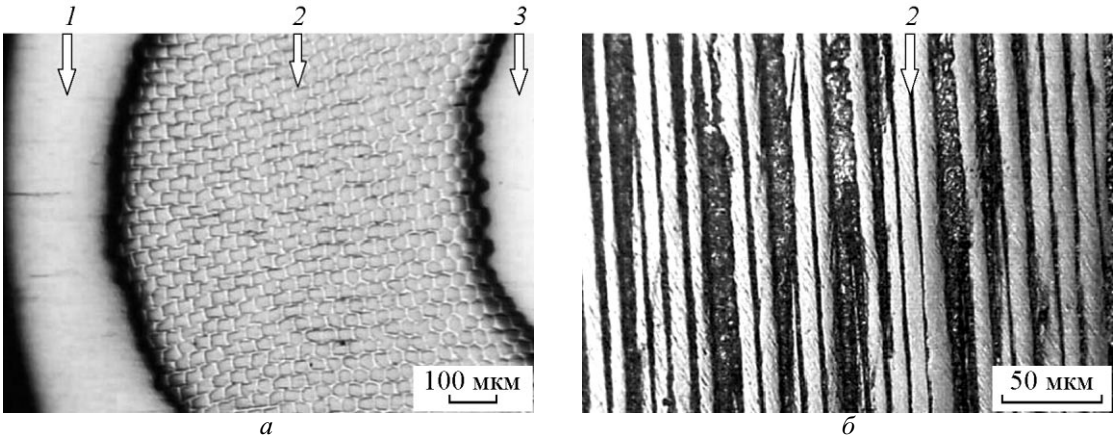
Фазовый анализ элементов многожильного сверхпроводника проводили на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD6000 с монохроматизацией пучка изогнутым кристалл-монохроматором, применение которого улучшает соотношение сигнал-фон и позволяет выделять слабые рентгеновские линии фаз, содержащихся в незначительных количествах. Для съемки образца сверхпроводящей проволоки использовали зауженный пучок размерами 0,5×12 мм. Съемку проводили при напряжении на рентгеновской трубке 40 кВ и токе 30 мА. Время сканирования одной точки составляло 5 с, шаг сканирования — 0,02°. Полученные дифрактограммы анализировали с помощью программы PDF 4+ с использованием базы данных неорганических соединений, содержащей 310000 карточек.

Результаты и обсуждение

Многожильный сверхпроводящий кабель на основе сплава Nb-Ti представляет собой трехслойную конструкцию, в которой между медными сердечником и внешней оболочкой располагается промежуточный слой из волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице (рис.1). Такой композит может также содержать резистивные или диффузионные барьеры, стабилизирующие оболочки и прочные армирующие элементы [2,3].

Металлографические исследования поперечных сечений проводников показали, что в промежуточном слое на границе с медным сердечником проводника жилы Nb-Ti имеют округлую форму со средним диаметром ~10 мкм. В промежуточном слое на границе с медной оболочкой все Nb-Ti волокна вследствие деформации волочения приобретают ромбическую форму с диагональю ~13 и 11 мкм соответственно.

Вокруг волокон Nb-Ti в медной матрице выявлен диффузионный Nb барьер, который отчетливо проявляется в виде выступов рельефа в зоне сопряжения жилы с матрицей. На профилограмме, построенной методом секущих, этот барьер обнаруживается по высокоамплитудным максимумам шириной до 250-260 нм, разделенным низкоамплитудными линиями гладкого рельефа, создаваемого волокнами



а *б*

Рис.1. Микроструктуры поперечного (*а*) и продольного (*б*) сечения сверхпроводящего кабеля на основе сплава Nb-Ti на промежуточной стадии волочения при переходе от диаметра 1,3 мм к диаметру 1,2 мм: *1* — медная оболочка; *2* — волокна Nb-Ti; *3* — медный сердечник.

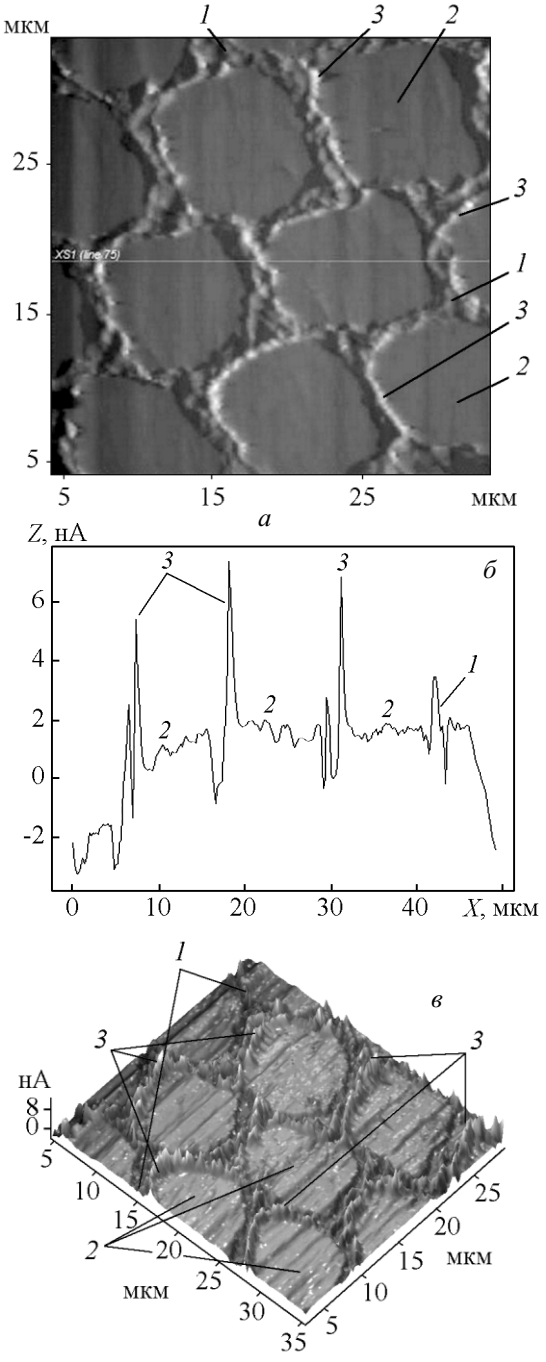


Рис.2. Ниобиевый барьер вокруг волокон в матрице проводника (поперечное сечение): *а* — в бездефектной области; *б* — профилограмма этого участка; *в* — 3D изображение медной матрицы (*1*), волокна Nb-Ti (*2*) и ниобиевого барьера (*3*).

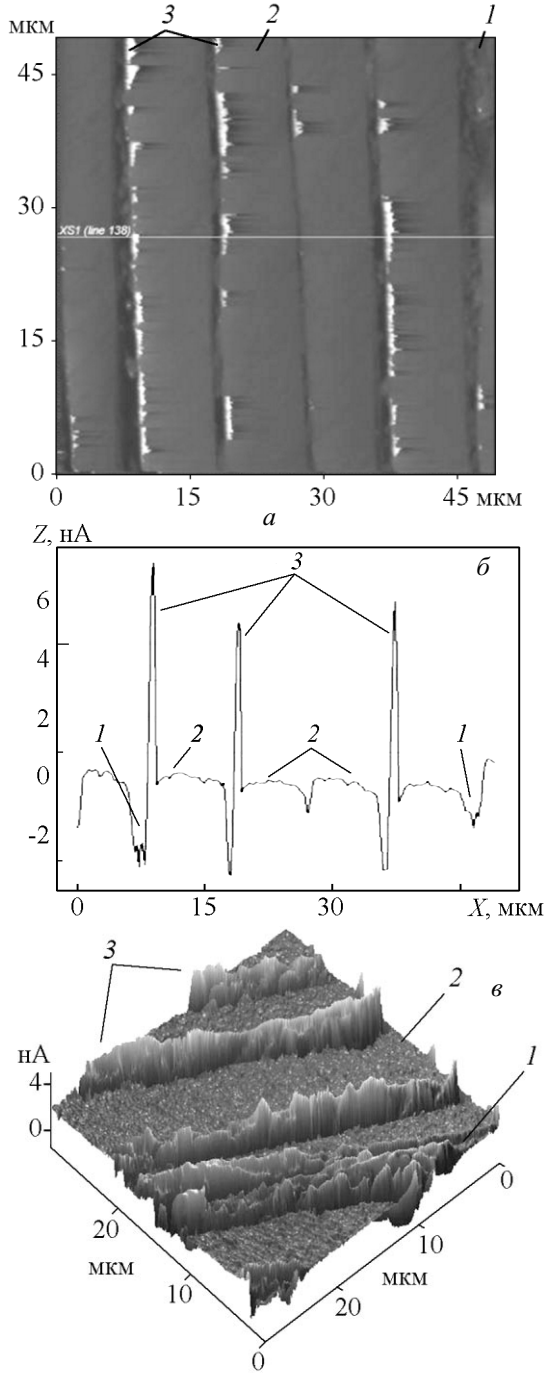
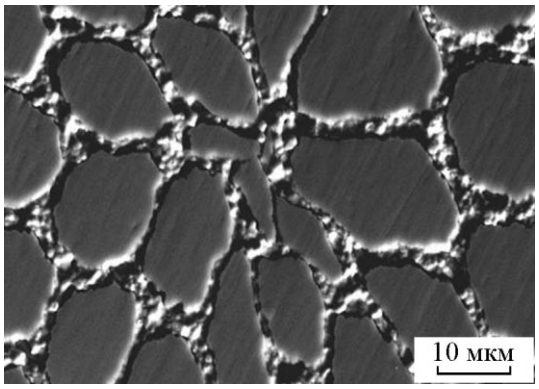


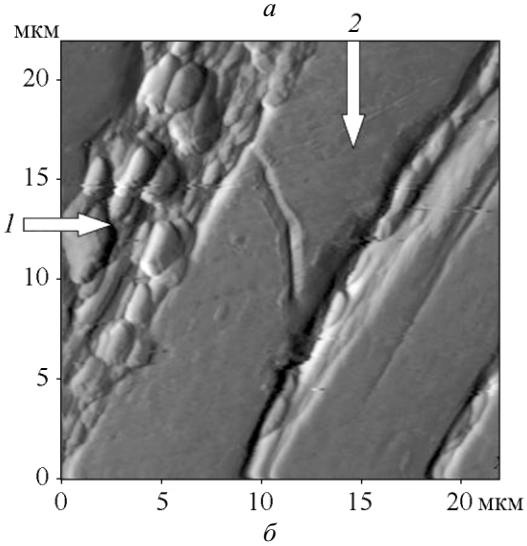
Рис.3. Ниобиевый барьер вокруг волокон в матрице проводника (продольное сечение): *а* — в бездефектной области; *б* — профилограмма этого участка; *в* — 3D изображение.

Nb-Ti и медной матрицей. На фоне гладкого рельефа высокоамплитудный Nb барьер выявляется как поперечном (рис.2), так и в продольном сечении (рис.3).

В результате интенсивной пластической деформации медь в сердечнике приобретает субмикрокристаллическую структуру со средним размером зерен ~800 нм, в которой чередуются одиночные

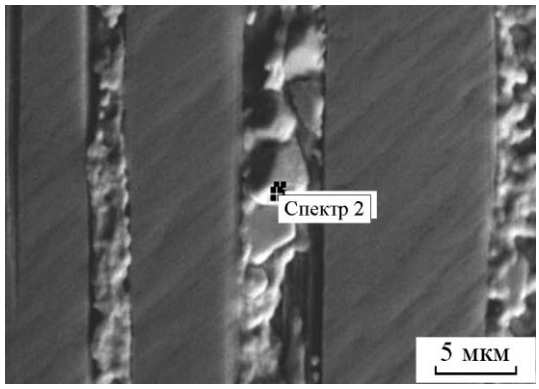


а

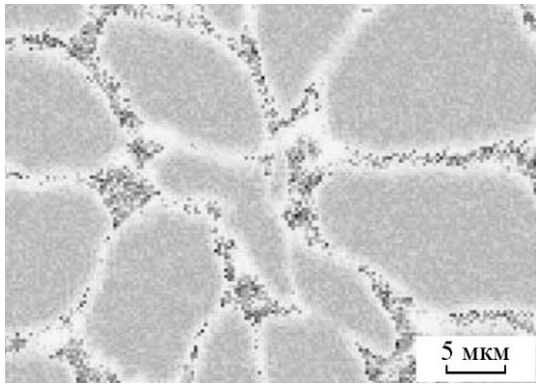


б

Рис.4. Зона локализации пластической деформации в промежуточном слое из волокон Nb-Ti в поперечном сечении (*а*) и обрыв волокна Nb-Ti в продольном сечении сверхпроводящего кабеля (*б*): *1* — медная матрица, *2* — волокно Nb-Ti.



а



б

Рис.5. РЭМ изображение волокон Nb-Ti в медной матрице: *а* — продольное сечение (номер спектра указывает область исследования); *б* — распределений элементов для поперечного сечения в местах обрыва волокон Nb-Ti сверхпроводящего кабеля (*1* — Ti, *2* — Nb, *3* — Cu).

зерна и их конгломераты, насчитывающие до 8 зерен. Сильнее всего медь в сердечнике деформирована по границе "сердечник–промежуточный слой проводника", где максимальный размер зерна составил ~2120 нм, а минимальный — ~310 нм. В промежуточном слое матрицы между волокнами находятся зерна меди размером ~800 нм, тогда как в оболочке проводника размер зерен меди составляет ~1050 нм [8,9].

В промежуточном слое из волокон Nb-Ti на границе с медным сердечником обнаружена зона локализации пластической деформации в виде специфического дефекта в поперечном сечении (рис.4*а*) и места обрыва сверхпроводящих Nb-Ti жил — в продольном сечении (рис.4*б*).

В результате статистической обработки данных было установлено, что в месте обрыва проводника в матрице промежуточного слоя между Nb-Ti волокнами средний размер зерен меди составляет ~850 нм, что близко к среднему размеру зерен в матрице (~800 нм). Согласно двойному *t*-критерию, для таких значений среднего размера зерна величина $|t|=1{,}69$, а коэффициент Стьюдента для доверительной вероятности $\alpha=0{,}9$ равен $t_{\alpha,f}=1{,}89$, то есть $|t|<t_{\alpha,f}$ и, следовательно, различие в 50 нм в данном случае является незначимым [10,11].

В зоне локализации пластической деформации жилы Nb-Ti сильно деформированы и утрачивают правильную форму поперечного сечения (рис.4*а*), причем волокна имеют разную ширину по длине провода в продольном сечении (рис.5*а*), однако их химический состав не меняется. Анализ распределения химических элементов показал, что Ti и Nb находятся в Nb-Ti волокнах, а в матрице между ними находится медь (59,18 ат.%) и Nb (39,83 ат.%) в виде диффузионного барьера вокруг волокон (рис.5*а*).

Для изучения морфологии зоны локализации пластической деформации проводили последователь-

ное сошлифовывание слоев толщиной ~0,5 мм с поверхности образца. Металлографические исследования показали, что со стороны внутренней поверхности, прилегающей к медному сердечнику, все Nb-Ti волокна имеют округлую форму. Первые следы пластической деформации волочением наблюдаются в промежуточном слое в области, прилегающей к медной оболочке. Со стороны внешней поверхности волокна Nb-Ti имеют ромбовидную форму.

После снятия слоя толщиной 0,5 мм в месте обрыва проводника методами оптической и атомно-силовой микроскопии было установлено, что в области, прилегающей к медному сердечнику, близлежащие волокна Nb-Ti имеют неправильную форму и образуют зону локализации деформации, такую же, как и в исходном слое до шлифования (рис.6). Диффузионный Nb барьер вокруг волокон Nb-Ti на глубине 0,5 мм в месте обрыва проводника проявляется на профилограмме в виде таких же, как на исходной поверхности, тонких высокоамплитудных максимумов шириной до 250 нм. Такой же Nb барьер вокруг волокон Nb-Ti в месте обрыва обнаруживается и после сошлифовывания слоя на глубину 1 мм.

Металлографические исследования поперечных сечений проводника после травления и шлифования на глубину 1 мм показали, что в бездефектной области Nb-Ti волокна имеют такой же вид, как и до шлифования. Однако зона локализации в виде дефекта Nb-Ti волокон в месте обрыва жил приобретает изменяется — происходит объединение “лепесткообразных” волокон в единое волокно, что указывает на “разнотолщинный” характер волокон по длине провода. Близлежащие волокна Nb-Ti в зоне локализации пластической деформации приобретают округлую форму.

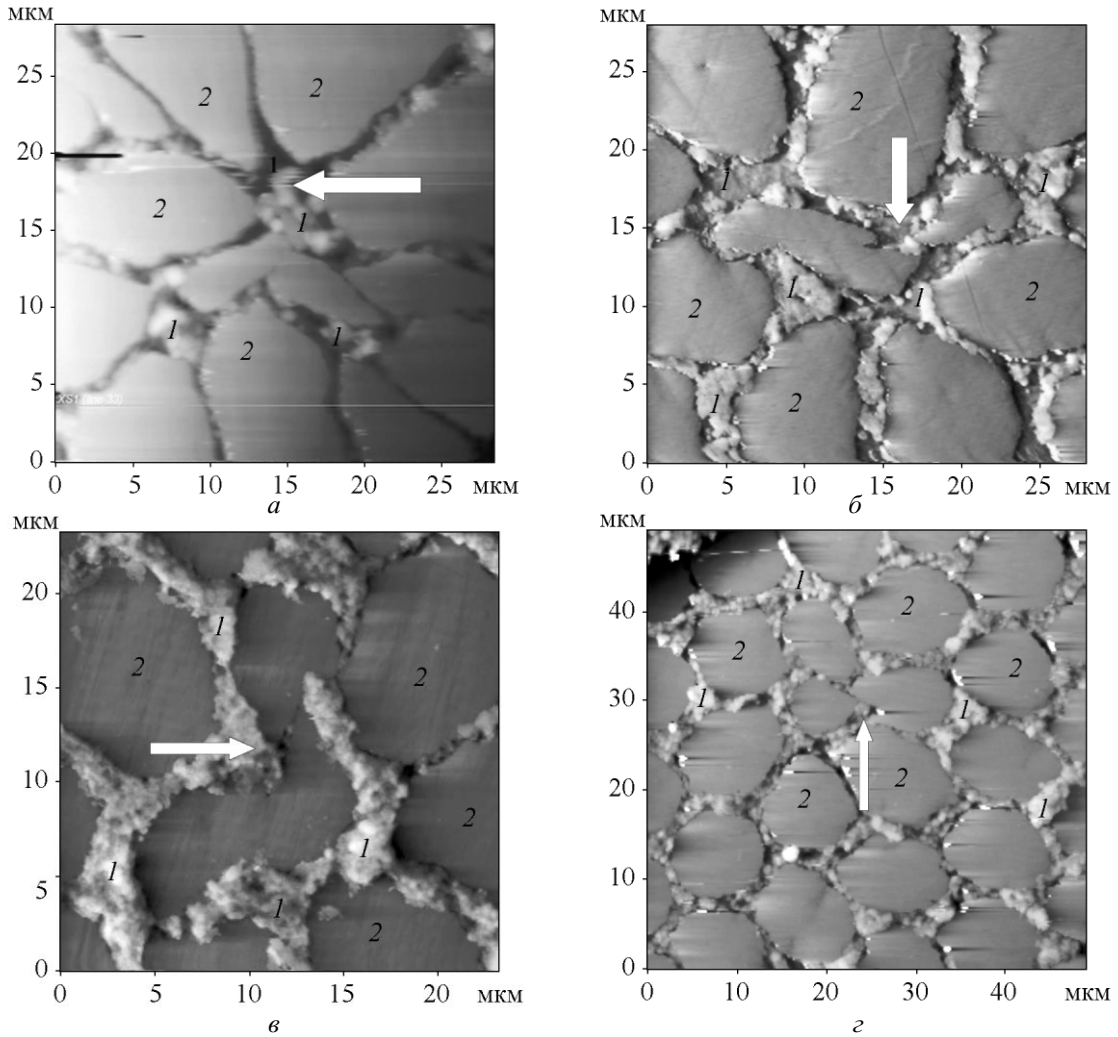


Рис.6. АСМ изображение зоны локализации пластической деформации на разных глубинах от местах обрыва волокон Nb-Ti проводника (указана стрелкой): *а* — 0 мм, *б* — 0,5 мм; *в* — 1 мм; *г* — 2 мм. *1* — медная матрица, *2* — волокна Nb-Ti.

После сошлифовывания слоя на глубину 2 мм общий вид зоны локализации пластической деформации в виде дефекта существенно изменяется по сравнению с исходным. Волокна Nb-Ti непосредственно в месте обрыва постепенно объединяются, а близлежащие волокна Nb-Ti вокруг дефекта приобретают округлый вид, что характерно для волокон Nb-Ti в бездефектной области. В области вблизи границы "промежуточный слой волокон Nb-Ti в медной матрице–медный сердечник" обнаружен еще один дефект в виде двух волокон Nb-Ti меньшего размера и неправильной формы по сравнению с близлежащими волокнами Nb-Ti. АСМ исследования поперечного сечения шлифа после травления и после шлифования на глубину 2 мм показали, что вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице, также наблюдается такой же, как и на исходной поверхности, Nb барьер, который присутствует на всех Nb-Ti волокнах сверхпроводника как со стороны внутренней, так и внешней поверхности волокон в медной матрице.

Полученные при РЭМ-исследованиях распределения элементов показывают, что титан находится только в волокнах Nb-Ti, медь — между волокнами, а ниобий присутствует как в волокнах, так и в матрице.

В области разрыва жилы волокна Nb-Ti утрачивают правильную форму (рис.2*а*), но их химический состав сохраняется (63,33 ат.% Ti и 35,57 ат.% Nb). Ti и Nb находятся в волокнах, между волокнами в матрице распределены Cu и Nb.

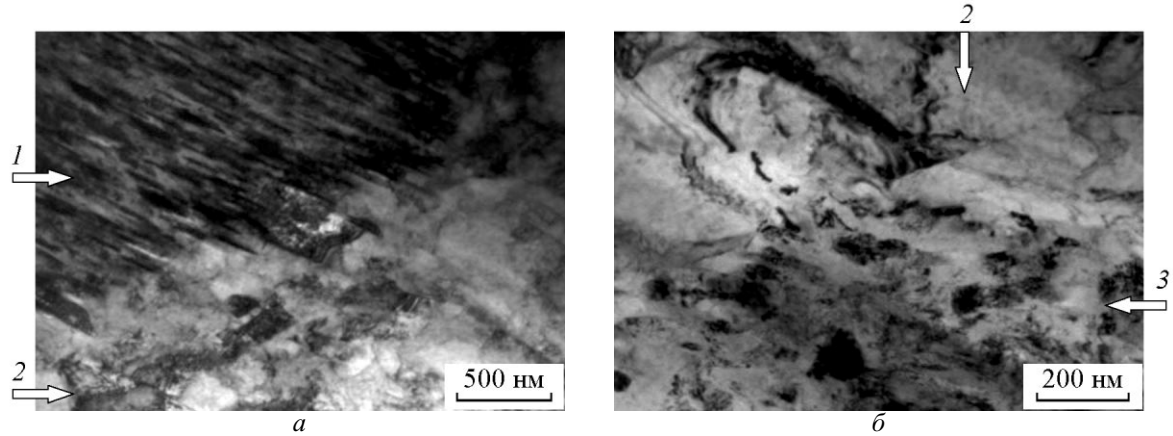
Анализ распределения Ti и Nb вдоль линии в бездефектной области, где Nb-Ti волокна имеют правильную округлую форму, показывает, что толщина диффузионного барьера составляет 1 мкм.

В местах обрыва волокон сверхпроводящего кабеля наблюдается частичное отсутствие ниобиевого барьера вокруг волокон Nb-Ti в медной матрице, о чем свидетельствует анализ распределения Ti и Nb (рис.5*б*).

Тонкая структура элементов сверхпроводящего кабеля исследовалась на специально приготовленных образцах в виде фольги, вырезанных фокусированным ионным пучком в растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D. При электронно-микроскопическом исследовании зоны обрыва Nb-Ti волокон в микроскопе Jeol 2100 (200 кВ) были обнаружено, что на некоторых участках границы "волокно–матрица" ниобиевый барьер либо отсутствовал, либо имел субмикрокристаллическую структуру (рис.7).

Результаты рентгеновского дисперсионного микроанализа показали, что внешняя оболочка и сердечник проводника полностью состоят из меди. В то же время, часть элементов промежуточного слоя проникает в медный сердечник кабеля и на границу раздела "промежуточный слой–внешняя оболочка". В промежуточном слое на границе с сердечником все волокна Nb-Ti имеют округлую форму и содержат 35,66 ат.% Nb и 63,07 ат.% Ti.

Однородность химического состава волокон Nb-Ti в проводнике контролировалась с помощью РЭМ изображений во вторичных электронах и по характеристическому рентгеновскому излучению основных элементов композита. Результаты энергодисперсионного рентгеновского микроанализа показывают наличие Nb, Ti и Cu в области, охватывающей промежуточный слой из волокон Nb-Ti в медной матрице, а неравномерное пространственное распределение Ti, Nb и Cu в волокне и матрице указывает на существование диффузионного слоя на отрезке, проходящем через границу "волокно–матрица". Было установлено, что в Nb-Ti волокне



а *б*

Рис.7. Электронно-микроскопическое изображение элементов кабеля технических сверхпроводников: *а* — граница "волокно Nb-Ti–медная матрица" при отсутствии Nb барьера; *б* — граница "медная матрица-ниобиевый барьер". *1* — волокна Nb-Ti, *2* — медная матрица, *3* — ниобиевый барьер.

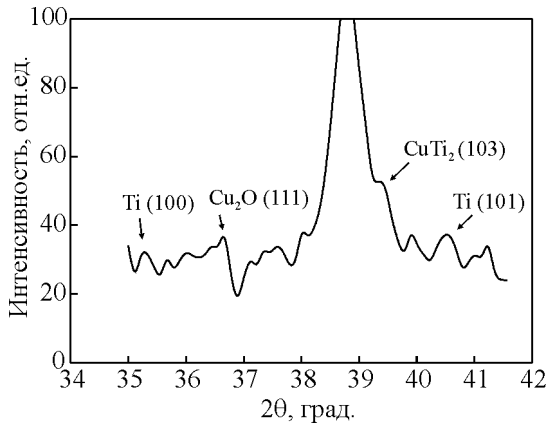


Рис.8. Фрагмент дифрактограммы образца сверхпроводящего кабеля на основе сплава Nb-Ti.

содержание Ti и Nb максимально, а меди — минимально, тогда как в медной матрице наблюдается противоположная картина. В промежуточном диффузионном слое содержание Nb начала остается на постоянном уровне, а затем снижается, что подтверждает данные АСМ о наличии Nb барьера. При этом на фоне дальнейшего увеличения сигнала от Cu происходит уменьшение содержания Ti и Nb.

На рис.8 представлен фрагмент дифрактограммы сверхпроводящего кабеля на основе сплава Nb-Ti, на котором видны сильные линии кристаллических фаз чистой меди и сплава на основе ниобия и титана, а также линии третьей фазы с тетрагональной решеткой — интерметаллида $CuTi_2$. Кроме того, на дифрактограмме присутствуют слабые отражения, позволяющие предполагать наличие незначительного количества α-Ti и оксида меди. По рентгенограммам были рассчитаны параметры кристаллических решеток обнаруженных фаз, а по соотношению интегральных интенсивностей отражений основных фаз проведены оценки, согласно которым содержание Cu составляет 63,54 масс.%, сплава Nb-Ti — 35,46 масс.% и соединения $CuTi_2$ — 1 масс.%.

В настоящее время токонесущую способность сверхпроводящего провода на основе сплава Nb-Ti повышают, во-первых, путем увеличения количества волокон в заготовке, и, во-вторых, улучшением строения диффузионных барьеров. Частичное отсутствие ниобиевого барьера и наличие зоны локализации пластической деформации в местах разрыва волокон Nb-Ti наблюдалось в области, прилегающей к медному сердечнику, что указывает на неравномерность степени деформации первого и последующих слоев Nb-Ti волокон с диффузионным барьером, считая от границы "медный сердечник–промежуточный слой волокон Nb-Ti в медной матрице". Можно предположить, что одной из причин обрыва волокон в проводнике может быть неудачный вариант сборки композитной заготовки для изготовления многоволоконного провода. Увеличение количества волокон в одном композитном проводе сопровождается уменьшением их размера и, как следствие, увеличением количества пустот. В отсутствие надежного контакта волокон друг с другом, с сердечником и оболочкой, их деформация подобна продольному изгибу. Так как диффузионный барьер из ниобия служит для предотвращения взаимодействия на границе раздела "Nb-Ti сплав–медь", приводящего к образованию хрупких интерметаллидов Ti-Cu, то неравномерная деформация волокон способна вызывать обрыв отдельных сверхпроводящих волокон, что снижает электрофизические характеристики всего провода в целом. Наши результаты показывают, что в сверхпроводниках на основе сплава Nb-Ti в местах обрывов кабеля присутствуют включения $CuTi_2$.

В основе подходов, традиционно используемых при анализе ресурса пластичности технических сверхпроводников на основе сплава Nb-Ti [12], лежит представление о равномерности и однородности пластической деформации и макромасштабной локализации деформации непосредственно перед разрушением. Однако в настоящее время уже известно, что неоднородность деформации может приводить к быстрому формированию устойчивых очагов локализации пластического течения [13,14] и последующему обрыву жилы. Исследования особенностей макроскопической локализации деформации позволили установить однозначное соответствие между законом пластического течения на данном участке деформационной кривой и типом пространственно-временного распределения компонент тензора пластической дисторсии [15], что должно приниматься во внимание при разработке технологии холодной деформации волочением для получения сверхпроводниковых жил требуемых размеров.

Выводы

Исследования влияния деформации волочения на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb-Ti показали, что обрыв проводящих волокон происходит в зонах локализации деформации, при этом волокна Nb-Ti приобретают неправильную форму, которая сохраняется даже на глубине до 1 мм от места разрыва. В промежуточном слое в бездефектной области форма и размер волокон Nb-Ti также изменяются: на границе с медным сердечником волокна диаметром ~10 мкм имеют

округлую форму, а на границе с медной оболочкой волокна — ромбическую с диагоналями ~13 и 11 мкм.

В результате интенсивной пластической деформации медь в элементах кабеля приобретает субмикрокристаллическую структуру со средним размером зерна в сердечнике и промежуточном слое матрицы между волокнами ~800 нм, в месте обрыва проводника в промежуточном слое между волокнами — ~850 нм, а в оболочке ~1050 нм. Форма волокон Nb-Ti в промежуточном слое также меняются от округлой в бездефектной области до правильной — в области обрыва, при этом химический состав волокон меняется незначительно.

Толщина диффузионного Nb барьера с субмикрокристаллической структурой вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице, достигает в бездефектной области 1 мкм. В местах обрыва волокон в зоне локализации пластической деформации диффузионный ниобиевый барьер вокруг волокон частично разрушается.

В местах обрыва кабеля обнаружены включения интерметаллида $CuTi_2$.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований, проект №11-08-00237-а.

Литература

1. Гинзбург В.Л., Андрюшин Е.А. Сверхпроводимость. М.: Альфа-М, 2006, 110 с.
2. Шиков А.К., Панцырный В.И., Воробьева А.Е. и др. Меднониобиевые высокопрочные высокоэлектропроводные обмоточные провода для импульсных магнитов. МиТОМ, 2002, №11, с.68-72.
3. Шиков А.К., Никулин А.Д., Силаев А.Г. и др. Разработка сверхпроводников для магнитной системы ИТЭР в России. Изв.ВУЗов, Цветная металлургия, 2003, №1, с.36-43.
4. Kozlenkova N., Vedernikov G., Shikov A. et al. Study on $I_c(T,B)$ for the Nb-Ti strand intended for ITER PF insert coil. IEEE Trans.Appl.Supercond., 2004, v.14, No.2, p.1028-1030.
5. Lee P.J., Larbalestier D.C. Development of nanometer scale structures in composites of Nb-Ti and their effect on the superconducting critical current density. Acta Metal., 1987, v.35, No.10, p.2523-2536.
6. Черный О.В., Тихинский Г.Ф., Сторожилов Г.Е. и др. Ниобий-титановые сверхпроводники с высокой токонесущей способностью. Сверхпроводимость: Физика, химия, техника, 1991, т.4, №8, с.1617-1623.
7. Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. Н.Новгород: ИФМ РАН, 2004, 110 с.
8. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Колосов С.В. Исследование структур на микро- и мезоуровнях в деформируемых волочением технических сверхпроводниках на основе NbTi сплава. Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2012, т.9, №4, с.417-421.
9. Зуев Л.Б., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Колосов С.В. Исследование микроструктуры элементов кабеля из сверхпроводящего сплава Nb-Ti. Металлы, 2013, №2, с.83-89.
10. Зажигаев Л.С., Кишьян А.А., Романиков Ю.И. Методы планирования и обработки результатов физического эксперимента. М.: Атомиздат, 1978, 232 с.
11. Митропольский А.К. Техника статистических вычислений. М.: Изд-во физ.-мат. л-ры, 1961, 480 с.
12. Ажажа В.М., Черный О.В., Сторожилов Г.Е. и др. Изучение деформированного состояния при разнонаправленной обработке Nb-Ti-сплава. ВАНТ, сер.: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники, 2004, вып.14, с.136-139.
13. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Заводчиков С.Ю. Локализация деформации растяжения в поликристаллическом сплаве на основе Zr. ФММ, 1999, т.87, №3, с.77-79.
14. Данилов В.И., Заводчиков С.Ю., Баранникова С.А., Зыков И.Ю., Зуев Л.Б. Прямое наблюдение автоволны пластической деформации в циркониевом сплаве. Письма в ЖТФ, 1998, т.24, №1, с.26-30.
15. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A., Gorbatenko V.V. Autowave model of localized plastic flow of solids. Phys.Wave Phenom., 2009, v.17, No.1, p.1-10.

References

1. Ginzburg V.L., Andryushin Ye.A. Sverkhprovodimost [Superconductivity]. Moscow: Alfa-M, 2006, 110 p. (In Russ.).
2. Shikov A.K., Pantsyrny V.I., Vorobyeva A.E., et al. Mednoniobiyevye vysokoprochnye vysokoelektroprovodnye obmotochnye provoda dlya impulsnykh magnitov [Cu-Nb high-strength and high electroconductive magnet wires for pulsed magnets]. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov [Metal Science and Heat Treatment], 2002, No.11, p.68-72. (In Russ.).
3. Shikov A.K., Nikulin A.D., Silayev A.G., et al. Razrabotka sverkhprovodnikov dlya magnitnoy sistemy ITER v Rossii [Development of superconductors for ITER magnet system in Russia]. IzvestiyaVUZov, Tsvetnaya metallurgiya [Russian Journal of Non-Ferrous Metals], 2003, No.1, p.36-43. (In Russ.).
4. Kozlenkova N., Vedernikov G., Shikov A., et al. Study on $I_c(T,B)$ for the Nb-Ti strand intended for ITER PF insert coil. IEEE Trans.Appl.Supercond., 2004, v.14, No.2, p.1028-1030.
5. Lee P.J., Larbalestier D.C. Development of nanometer scale structures in composites of Nb-Ti and their effect on the superconducting critical current density. Acta Metal., 1987, v.35, No.10, p.2523-2536.
6. Cherny O.V., Tikhinsky G.F., Storozhilov G.E., et al. Nioby-titanovye sverkhprovodniki s vysokoy tokone-

sushchey sposobnostyu [Nb-Ti superconductors with high current-carrying capacity. Sverkhprovodimost: Fizika, khimiya, tekhnika [Superconductivity: Physics, Chemistry, Engineering], 1991, v.4, No.8, p.1617-1623. (In Russ.).
7. Mironov V.L. Osnovy skaniruyushchey zondovoy mikroskopii [Basic foundation of probe microscopy]. N.Novgorod: Inst. Physics of Metals of the Russian Academy of Sciences Publ., 2004, 110 p. (In Russ.).
8. Zuyev L.B., Barannikova S.A., Shlyakhova G.V., Kolosov S.V. Issledovaniye struktur na mikro- i mezourovnyakh v deformiruyemykh volocheniyem tekhnicheskikh sverkhprovodnikakh na osnove NbTi splava [Investigation of micro- and mesostructures of drawing deformed manufacturing superconductors on the base of NbTi alloy]. Fundamentalnye problemy sovremennogo materialovedeniya [The basic problems of modern materials science], 2012, v.9, No.4, p.417-421. (In Russ.).
9. Zuyev L.B., Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Issledovaniye mikrostruktury elementov kabelya iz sverkhprovodyashchego splava Nb-Ti [An investigation of elements of the cable from superconducting Nb-Ti alloy]. Metally [Russian Metallurgy], 2013, No.2, p.83-89. (In Russ.).
10. Zazhigayev L.S., Kishyan A.A., Romanikov Yu.I. Metody planirovaniya i obrabotki rezultatov fizicheskogo eksperimenta [Methods of planning and treatment of the results of physical experiment]. Moscow: Atomizdat Publ., 1978, 232 p. (In Russ.).
11. Mitropolsky A.K. Tekhnika statisticheskikh vychisleny [Statistical computing technique]. Moscow: Fiz.-Mat. Lit. Publ, 1961, 480 p. (In Russ.).
12. Azhazha V.M., Cherny O.V., Storozhilov G.E., et al. Izucheniye deformirovannogo sostoyaniya pri raznonapravlennoy obrabotke Nb-Ti-splava [Study of strained state under differently directed treatment of Nb-Ti alloy]. Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki, ser.: Vakuum, chistye materialy, sverkhprovodniki [Problems of Atomic Science and Technology, ser.: Vacuum, pure materials, superconductors], 2004, iss.14, p.136-139. (In Russ.).
13. Zuyev L.B., Barannikova S.A., Zavodchikov S.Yu. Lokalizatsiya deformatsii rastyazheniya v polikristallicheskom splave na osnove Zr [Localization of tensile deformation in polycrystalline Zr-based alloy]. Fizika metallov i metallovedeniye [The Physics of Metals and Metallography], 1999, v.87, No.3, p.77-79. (In Russ.).
14. Danilov V.I., Zavodchikov S.Yu., Barannikova S.A., Zykov I.Yu., Zuyev L.B. Pryamoye nablyudeniye avtovolny plasticheskoy deformatsii v tsirkoniyevom splave [Direct observation of autowave of plastic deformation in Zr alloy]. Pisma v ZhTF [Technical Physics Letters], 1998, v.24, No.1, p.26-30. (In Russ.).
15. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A., Gorbatenko V.V. Autowave model of localized plastic flow of solids. Phys.Wave Phenom., 2009, v.17, No.1, p.1-10.

Study of the structure of component parts of manufacturing superconducting cable

G.V.Shlyakhova[1,2], S.A.Barannikova[1,3,4], L.B.Zuev[1,3]

[1] Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia
E-mail: bsa@ispms.tsc.ru; shgv@ispms.tsc.ru; lbz@ispms.tsc.ru
[2] Seversk Technological Institute — branch of National Research Nuclear University "MEPHI", Seversk, Russia
[3] Tomsk State University, Tomsk, Russia
[4] Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

With the help of AFM, SEM, TEM, and optical microscopy methods, evolution of the structure of superconducting cable on the base of Nb+47% Ti alloy has been investigated on the intermediate stage of cold drawing deformation. Microstructure, phase composition, and properties of superconducting Nb-Ti alloy after cold drawing and annealing were studied. Zones of plastic deformation localization in the places of superconducting fibers breakdown were observed. Changes of the form and chemical composition of Nb-Ti fibers are found to be occurred in defect-free and cable breakdown zones. In the places of Nb-Ti fibers breakdown, Nb diffusion barrier around the fibers is absent partially.

Keywords: superconductors, defects, microstructure, localization of plastic deformation, cold drawing.