

## ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.fq, 74.70.Ad, 81.40.Lm, 81.40.Vw, 84.71.-b, 84.71.Fk

### О структуре очагов локализации пластической деформации в сверхпроводящем кабеле на основе сплава Nb–Ti

Г. В. Шляхова<sup>\*,\*\*</sup>, С. А. Баранникова<sup>\*,\*\*</sup>, Л. Б. Зуев<sup>\*,\*\*</sup>

*\*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
просп. Академический, 2/4,  
634021 Томск, Россия*

*\*\*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
просп. Ленина, 36,  
634050 Томск, Россия*

*\*\*\*Северский технологический институт НИЯУ МИФИ,  
просп. Коммунистический, 65,  
636036 Северск, Томская область, Россия*

Методами атомно-силовой, электронной и оптической микроскопии исследована эволюция структуры на промежуточной стадии волочения при переходе  $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$  мм сверхпроводящего кабеля на основе сплава ниобий–титан (Nb + 47% Ti), который используется в токонесущих элементах магнитной системы Международного термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР). Исследованы микроструктура и фазовый состав сверхпроводящего сплава Nb–Ti после холодного волочения и промежуточного отжига. Выявлены зоны локализации пластической деформации в местах обрывов сверхпроводящих жил. Обнаружено изменение формы и химического состава волокон Nb–Ti в бездефектной области и в зоне разрыва кабеля. Выявлен диффузионный Nb барьер вокруг волокон Nb–Ti, размещённых в медной матрице.

Методами атомно-силової, електронної та оптичної мікроскопії досліджено еволюцію структури на проміжній стадії волочіння при переході  $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$  мм надпровідного кабелю на основі сплаву ніобій–титан (Nb + 47% Ti), що використовується в струмонесних елементах магнітної системи Міжнародного термоядерного експериментального реактора (ІТЕР). Досліджено микроструктуру та фазовий склад надпровідного сплаву Nb–Ti після холодного волочіння і проміжного відпалу. Виявлено зони локалізації пластичної деформації в місцях обривів надпровідних жил. Виявлено зміну форми та хімічного складу волокон Nb–Ti у бездефектній області і в зоні розриву кабелю. Виявлено дифузійний Nb бар'єр навколо волокон Nb–Ti, що розміщені в мідній матриці.

Microstructural evolution in superconductive cable made of Nb + 47% Ti alloy and drawn to obtaining intermediate reduction from  $\varnothing 1.3$  to  $\varnothing 1.2$  mm is characterized using atomic force, optical, and electron microscopy. This alloy is used for making current-carrying parts of magnetic system of International Thermonuclear Experimental Reactor (ITER). The microstructure and phase composition are examined and the effect they had on the properties of superconductive Nb–Ti alloy subjected to drawing and intermediate annealing is assessed. Strain localization zones are revealed in sites where superconductive wires are broken. Changes in chemical composition and shape of Nb–Ti wires in defect-free break zones have been detected. Diffusion Nb barrier formed in the copper matrix surrounding the Nb–Ti wire is found.

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

*(Получено 12 апреля 2013 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Практика использования сверхпроводников позволяет решить ряд важных технических проблем в тех областях техники, где применение традиционных электротехнических материалов экономически нецелесообразно или принципиально невозможно [1]. Среди различных сверхпроводящих материалов [2–4] сплав Nb–Ti, используемый для изготовления токонесущих элементов в магнитной системе Международного термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР), занимает особое положение. В настоящее время на ОАО «Чепецкий механический завод» [5] при научном руководстве ВНИИ неорганических материалов им. А. А. Бочвара совместно с НИЦ «Курчатовский институт» создано производство кабелей на основе низкотемпературных технических сверхпроводников из сплава Nb–Ti и соединения Nb<sub>3</sub>Sn с производительностью более 60 т в год, которое не только удовлетворяет запросы проекта ИТЭР, но и дает возможность поставлять новую продукцию, соответствующую мировому уровню, отечественным и зарубежным потребителям. Конструкция сверхпроводящего кабеля состоит из нескольких тысяч сверхпроводящих жил диаметром 2–5 мкм, относительное положение которых фиксируется 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 [6–8].

Способ получения композитного стабилизированного сверхпроводника на основе NbTi сплава включает следующие операции:

а) формирование первичной композитной заготовки, содержащей наружную оболочку из стабилизирующего материала Cu, диффузионный барьер из Nb в виде свернутого листа (обечайки), ленты или тонкостенной трубы, и осевой цилиндрический блок из NbTi сплава; б) экструзию и деформирование первичной композитной заготовки до получения шестигранного прутка; в) резку шестигранного прутка на мерные длины; г) повторную операцию сборки в чехлы из стабилизирующего материала Cu; д) экструзию вторичной композитной заготовки; е) деформирование с промежуточными термообработками до конечного размера провода.

Принятая технология производства очень сложна, и наиболее ответственным ее этапом [9–10] является холодное многоступенчатое волочение, в ходе которого исходная композиционная заготовка деформируется от  $\varnothing 60\text{--}70$  мм до  $\varnothing 0,1\text{--}1,0$  мм. На этом этапе необходимо обеспечить безобрывность процесса и заданную плотность микродефектов в сверхпроводнике, контролирующую образование центров пиннинга (закрепления магнитных вихрей Абрикосова в сверхпроводниках II-го рода [1]). Целью настоящей работы является анализ влияния холодной деформации волочением на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb–Ti.

## 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Деформационная структура и субструктура многожильного кабеля со сверхпроводящими жилами из сплава Nb–47,5% мас. Ti (63,7 ат.% Ti) исследовалась на промежуточной стадии волочения при переходе  $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$  мм.

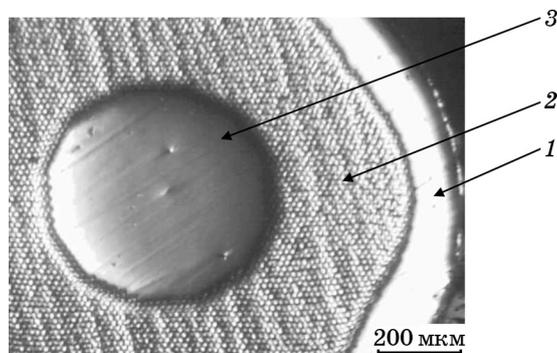
Для анализа состава и структуры композитного многожильного провода использовались несколько методик, обеспечивающих необходимое пространственное разрешение: оптическая микроскопия (Neophot-21 и Olympus GX 71), растровая электронная микроскопия (Philips SEM 515) и атомно-силовая микроскопия (Solver PH47-PRO) с использованием полуконтактного метода, принцип действия, которого заключается в том, что колеблющееся острие зонда находится настолько близко к поверхности, что оно слегка «стучит» по поверхности при сканировании, контактируя с поверхностью в нижней части размаха своих колебаний. Изгиб кантилевера (упругой балки, на которой закреплён зонд) зависит от отталкивающей силы и используется в системе обратной связи для отображения рельефа поверхности.

Распределение элементов в зоне границы жилы из сплава Nb–Ti с медной матрицей определялось методом растровой электронной микроскопии на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D с использованием детекторов вторичных и обратно рассеянных электронов.

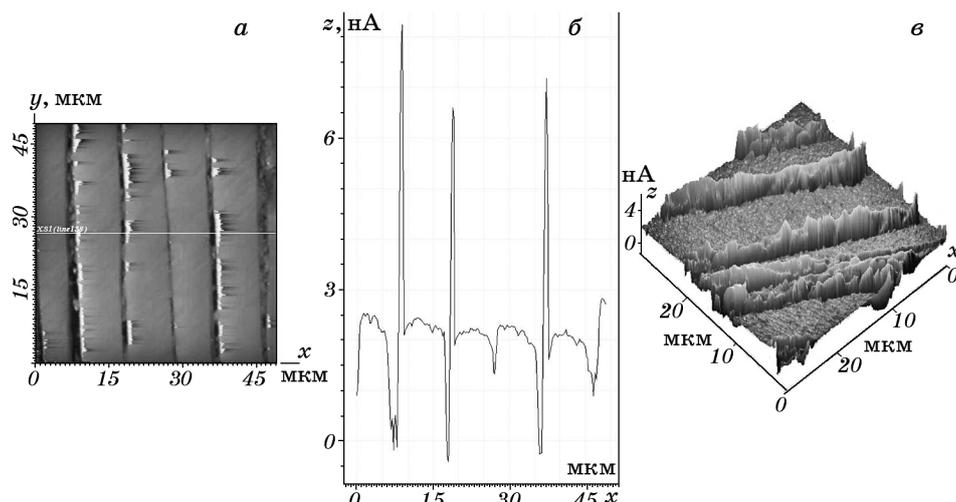
### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Многожильный сверхпроводящий кабель на основе сплава Nb–Ti представляет собой трехслойную композитную 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  $\approx 10$  мкм. В промежуточном слое на границе с медной оболочкой все Nb–Ti волокна приобретают вследствие деформации волочения ромбическую форму с диагоналями соответственно  $\approx 13$  мкм и  $\approx 11$  мкм.

Для уточнения формы рельефа поперечных сечений элементов кабеля использовали атомно-силовую микроскопию с применением контактного метода в режиме «постоянной силы». В этом случае в процессе сканирования скорость отработки сигнала рассогласования устанавливалась таким образом, что система обрабатывала относительно гладкие особенности рельефа достаточно быстро и, в то же время, она была достаточно малой, чтобы обрабатывать крутые ступеньки. В итоге сигнал рассогласования слабо отображал гладкие участки рельефа (волокна) и с высоким контрастом отображал заметные шероховатости (ниобиевый барьер) [11]. В ходе этих исследований вокруг волокон Nb–Ti, размещенных в медной матрице, удалось наблюдать диффузионный Nb барьер, который отчетливо проявляется в виде выступов рельефа в зоне сопряжения сверхпроводящей жилы с медной матрицей (рис. 2, а). На профилограмме,



**Рис. 1.** Поперечное сечение кабеля технических сверхпроводников Nb–Ti на промежуточной стадии волочения при переходе  $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$  мм: 1 — медная оболочка, 2 — волокна Nb–Ti, 3 — медный сердечник.

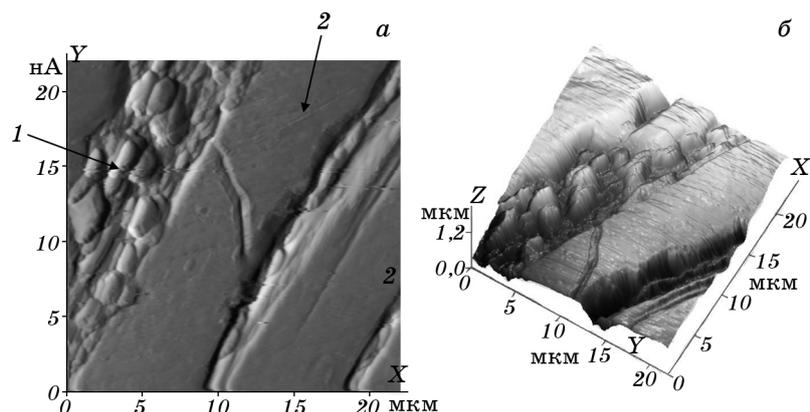


**Рис. 2.** Ниобиевый барьер вокруг волокон в матрице проводника в продольном сечении в исходном состоянии без шлифования в бездефектной области (а); профилограмма этого участка (б); 3D изображение (в).

построенной методом секущих, ниобиевый барьер обнаруживается по высокоамплитудным максимумам шириной до 250–260 нм, разделенных низкоамплитудными линиями рельефа для волокон Nb–Ti и медной матрицы (рис. 2, б). На фоне гладкого рельефа волокон Nb–Ti и медной матрицы выявляется высокоамплитудный ниобиевый барьер (рис. 2, в).

В результате интенсивной пластической деформации медь в сердечнике приобретает субмикроструктурную структуру со средним размером зерен  $\approx 800$  нм. В такой структуре чередуются одиночные зерна и их конгломераты, насчитывающие до 8 зерен. Сильнее всего медь в сердечнике продеформирована по границе «сердечник–промежуточный слой проводника», где максимальный размер зерна составил  $\approx 2120$  нм, а минимальный  $\approx 310$  нм. В промежуточном слое между волокнами в матрице медь представлена равноосными зернами со средним размером  $\approx 800$  нм. В то же время средний размер зерен меди в оболочке проводника составил  $\approx 1050$  нм [12].

В ходе микроскопических исследований в промежуточном слое со стороны внутренней поверхности на границе с медным сердечником обнаружен специфический дефект в местах обрыва сверхпроводящих жил [12], показанный на рис. 3. Исследования, проведенные с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 с приставкой для рентгеновского дисперсионного микроанализа Oxford Instruments, показали, что внешняя оболочка и сердечник проводника состоят из меди. В то же время часть элементов промежуточного слоя проникает в медный сердечник кабеля и на границу



**Рис. 3.** Обрыв волокна проводника в продольном сечении в исходном состоянии без шлифования в бездефектной области (*a*, 1 — медная матрица, 2 — волокно Nb–Ti); 3D изображение (*б*).

раздела «промежуточный слой–внешняя оболочка». В промежуточном слое на границе с сердечником все волокна Nb–Ti имеют округлую форму. Химический состав волокон одинаков и составляет 35,66 ат.% Nb и 63,07 ат.% Ti. В области разрыва жилы Nb–Ti утрачивают правильную форму.

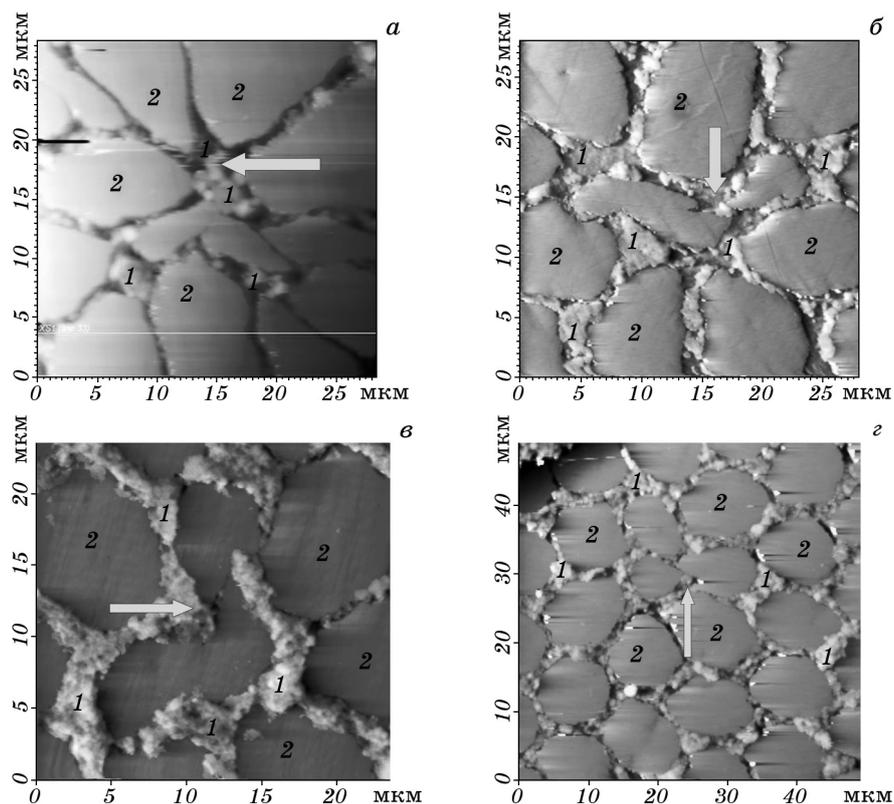
Однородность состава волокон Nb–Ti в проводнике контролировалась сканирующей электронной микроскопией в режимах вторичных электронов и в характеристическом рентгеновском излучении основных элементов композита на приборе Quanta 200 3D. Во избежание артефактов, связанных с изготовлением шлифа по стандартной методике, перпендикулярное к поверхности шлифа сечение подготавливалось распылением поверхности сфокусированным ионным пучком при визуальном контроле процесса. Определение элементного состава вдоль выбранной линии методом энергодисперсионного рентгеновского микроанализа позволило обнаружить Nb, Ti и Cu в композите, состоящем из волокон Nb–Ti, размещенных в медной матрице. Неравномерное пространственное распределение числа характеристических рентгеновских фотонов Ti, Nb, Cu в волокне и матрице указывает на наличие диффузионного слоя на отрезке, проходящем через границу «волокно–матрица». В Nb–Ti волокне количество характеристических рентгеновских фотонов Ti, Nb максимальное, а количество характеристических рентгеновских фотонов Cu — минимальное. В медной матрице картина противоположна, т.е. максимальному количеству характеристических рентгеновских фотонов меди соответствует минимальное количество характеристических рентгеновских фотонов Ti, Nb. В промежуточном диффузионном слое сначала наблюдается постоянное число характеристических рентгеновских фотонов Nb, что подтверждает

наличие Nb барьера, который обнаружен методом атомно-силовой микроскопии. Затем происходит уменьшение/увеличение количества характеристических рентгеновских фотонов Ti, Nb на фоне увеличения/уменьшения количества характеристических рентгеновских фотонов Cu.

Для исследования тонкой структуры элементов кабеля из образца с помощью сфокусированного ионного пучка была вырезана тонкая фольга. Структура волокна Nb–Ti может быть охарактеризована как сильнодеформированная, следов релаксации не наблюдается, границы зерен нечеткие. Отдельные дислокации внутри зерен волокна Nb–Ti не разрешаются. В зоне обрыва сопряжение границы «волокно–матрица» характеризуется частичным отсутствием ниобиевого барьера. Структура меди в медной матрице характеризуется как деформированная и релаксированная. В структуре зерен Cu выявлены отдельные дислокации, скоплений дислокаций не наблюдается. Далее сопряжение границы «матрица–волокно» характеризуется наличием ниобиевого барьера с субмикроструктурной структурой, состоящей из мелких слегка неравноосных зерен.

Для исследования морфологии зоны локализации пластической деформации по глубине шлифа снимали несколько раз слой на шлифовальной бумаге по 0,5 мм. Металлографические исследования показали, что со стороны внутренней поверхности, прилегающей к медному сердечнику, все волокна Nb–Ti 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.

Топография поперечного сечения после шлифования на глубину 0,5 мм в месте обрыва проводника с использованием оптической и атомно-силовой микроскопии показала, что в области, прилегающей к медному сердечнику, близлежащие волокна Nb–Ti имеют неправильную форму, и образуют зону локализации деформации, как и в исходном состоянии без шлифования (рис. 4, а, б, 5, а, б). В месте обрыва проводника в матрице промежуточного слоя между Nb–Ti волокнами средний размер зерна меди составил  $\approx 850$  нм, в то время как по результатам статистической обработки, в бездефектной области средний размер зерна меди в матрице  $\approx 800$  нм сопоставим с размером зерна меди  $\approx 850$  нм в месте обрыва проводника [13, 14]. После шлифования поперечного сечения на глубину 0,5 мм в месте обрыва проводника, вокруг волокон Nb–Ti, размещенных в медной матрице, обнаружен Nb барьер, который проявляется на профилограмме в виде высоких, тонких высокоамплитудных максимумов шириной до 250 нм, аналогичный ниобиевому барьеру в исходном состоянии без шлифования. Такой же Nb барьер обнаруживается вокруг волокон Nb–Ti в месте обрыва после шлифования

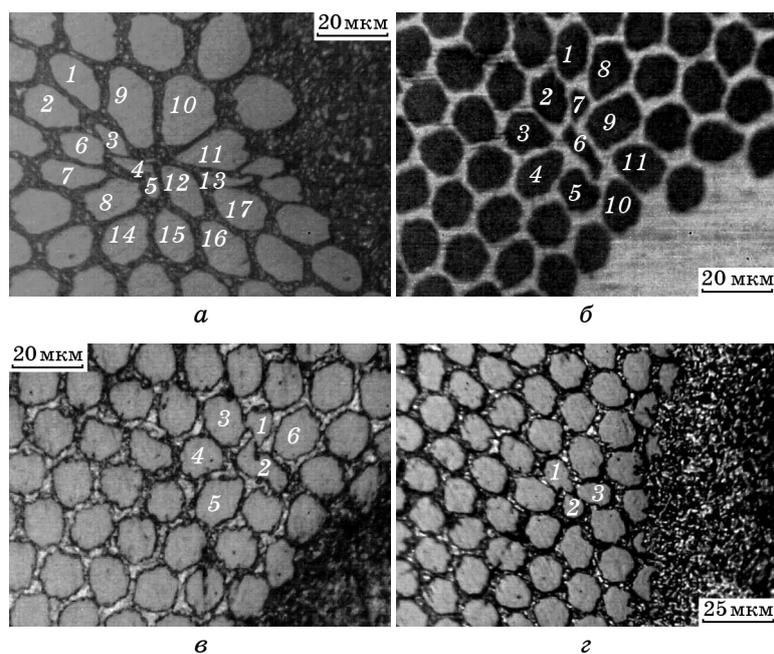


**Рис. 4.** Изменение зоны локализации пластической деформации в местах обрыва волокон Nb–Ti проводника (указана стрелкой) по глубине шлифования, атомно-силовая микроскопия: 0 мм (*a*), 0,5 мм (*б*), 1 мм (*в*), 2 мм (*г*); 1 — медная матрица, 2 — волокна Nb–Ti.

на глубину 1 мм.

Металлографические исследования поперечных сечений проводника после травления и шлифования на глубину 1 мм показали, что в бездефектной области общий вид Nb–Ti волокон подобен исходному состоянию без шлифовки. Однако зона локализации в виде дефекта Nb–Ti волокон в месте обрыва жил приобретает иной вид (рис. 4, *в*, 5, *в*). 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.

Структурные исследования поверхности шлифа на оптическом микроскопе после шлифования на глубину 2 мм показали, что общий вид зоны локализации пластической деформации в виде дефекта по сравнению с исходным состоянием, существенно изменился. Волокна Nb–Ti непосредственно в месте обрыва постепенно объ-



**Рис. 5.** Эволюция зоны локализации пластической деформации в местах обрыва волокон Nb–Ti проводника по глубине шлифования, оптическая микроскопия: 0 мм (а), 0,5 мм (б), 1 мм (в), 2 мм (г).

единяются (рис. 4, г, 5, г), а близлежащие волокна Nb–Ti вокруг дефекта имеют округлый вид, что характерно для волокон Nb–Ti в бездефектной области. Следует отметить, что в другой 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. Сканирование поверхности поперечного сечения шлифа с помощью атомно-силовой микроскопии «контактным методом» после травления и после шлифования на глубину 2 мм показало, что вокруг волокон Nb–Ti, размещенных в медной матрице, также наблюдается Nb барьер, который ранее обнаружен в исходном состоянии в бездефектной области без шлифования и проявляется на профилограммах в виде высоких, тонких высокоамплитудных максимумов шириной до 250 нм. Nb барьер также присутствует на всех Nb–Ti волокнах сверхпроводника, как со стороны внутренней, так и внешней поверхности волокон в медной матрице.

Анализ эволюции зоны локализации пластической деформации, представленной на рис. 4 и 5, позволяет определить изменение площади поперечного сечения волокон Nb–Ti в зоне локализации

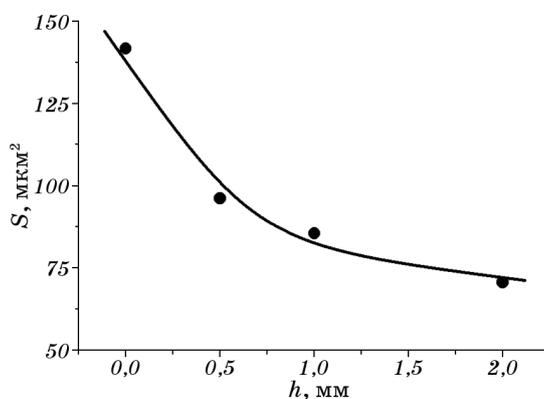
пластической деформации в местах обрыва волокон в зависимости от глубины шлифования сверхпроводящего кабеля (рис. 6). Расчет площади зоны локализации пластической деформации на разных глубинах был сделан следующим образом. Все волокна Nb–Ti в зоне локализации деформации, прилегающие к месту обрыва проводника, были пронумерованы (рис. 5). Затем измеряли средний размер этих волокон  $d$  и площадь поперечного сечения для каждого из указанного волокна  $S_i = \pi d_i^2 / 4$ . Далее рассчитывали среднее значение суммарной площади зоны локализации пластической деформации  $\bar{S} = \sum S_i / N$ , где  $N$  — число волокон Nb–Ti в зоне локализации деформации на разной глубине шлифования  $h$  (0 мм, 0,5 мм, 1 мм и 2 мм) в области обрыва волокон кабеля. «Разнотолщинность» волокон Nb–Ti по длине проводника при шлифовании на глубину до 2 мм указывает на развитие шейки в зоне локализации пластической деформации при волочении сверхпроводящего кабеля.

Зависимость площади зоны локализации пластической деформации от глубины шлифования поперечного сечения сверхпроводящего кабеля представлена на рис. 6 и может быть описана уравнением

$$S = A + B\sqrt{h}, \quad (1)$$

где константы  $A = 138,14 \text{ мкм}^2$ ,  $B = -1,60 \text{ мкм}^{3/2}$  и коэффициент корреляции  $R_2 = 0,97$ .

Из формулы Ирвина для тела с трещиной [15] (см. рис. 3 — трещина в волокне) напряжения равны  $\sigma = P/S = K_I / \sqrt{\pi r}$ , тогда зависимость площади поперечного сечения  $S = P\sqrt{\pi r} / K_I$  от глубины шлифования оказывается близкой к (1), то есть  $S \propto \sqrt{h}$ . Из сообра-



**Рис. 6.** Изменение площади поперечного сечения  $S$  волокон в зоне локализации пластической деформации в месте обрыва провода в зависимости от глубины шлифования  $h$ .

жений размерности  $\text{длина}^2 = \frac{\text{сила}}{\text{сила}/\text{длина}^{3/2}} \sqrt{\text{длина}} = \text{длина}^{3/2} \times \sqrt{\text{длина}}$ , т. е.  $S \sim B\sqrt{h}$ .

Токонесущую способность Nb–Ti сверхпроводящего провода повышают несколькими путями. Во-первых, благодаря увеличению количества NbTi волокон в заготовке. Во-вторых, путем доработки конструкции ниобиевых барьеров. Частичное отсутствие ниобиевого барьера и наличие зоны локализации пластической деформации в местах разрыва волокон Nb–Ti, обнаруженные в настоящей работе при шлифовании на глубину до 2 мм, расположены в области, прилегающей к медному сердечнику. Это указывает на неравномерность степени деформации первого и последующих слоев Nb–Ti волокон от границы «медный сердечник» – «промежуточный слой волокон Nb–Ti в медной матрице». Можно предположить, что одной из причин обрыва волокон в проводнике мог быть вариант сборки композитной заготовки для изготовления многоволоконного провода. Увеличение количества волокон в одном композитном проводе связано с уменьшением их размера и, как следствие, с увеличением количества пустот. Как при отсутствии надежного контакта волокон между собой, так и контакта волокон с сердечником и оболочкой, деформация почти аналогична продольному изгибу, что приводит к неравномерной деформации волокон [16].

В основе подходов, традиционно используемых при анализе ресурса пластичности технических сверхпроводников на основе сплава Nb–Ti [17], лежит представление о равномерности и однородности пластической деформации, что не соответствует современным представлениям. Экспериментальные данные о природе пластической деформации показывают, что присущая ей с самого начала деформирования неоднородность может приводить к раннему формированию одного или нескольких устойчивых очагов локализации пластического течения [18–20] и в дальнейшем к обрыву жилы. Предпринятые в последнее время детальные исследования макролокализации деформации позволили установить однозначное соответствие между законом пластического течения на данном участке деформационной кривой и типом пространственно-временного распределения компонент тензора пластической дисторсии [21]. Эти факты должны приниматься во внимание при разработке технологии холодной деформации волочением до получения сверхпроводниковых жил требуемых размеров.

#### 4. ВЫВОДЫ

При анализе влияния деформации волочением на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb–Ti обнаружены

следующие особенности:

– местам обрыва проводника соответствуют зоны локализации деформации, в которых близлежащие волокна Nb–Ti имеют неправильную форму, заметную при послойном шлифовании на глубину до 2 мм;

– на границе с медным сердечником волокна Nb–Ti имеют округлую форму со средним диаметром  $\cong 10$  мкм, а на границе с медной оболочкой — ромбическую с диагоналями  $\cong 13$  мкм и  $\cong 11$  мкм;

– в результате интенсивной пластической деформации медь в элементах кабеля приобретает субмикроструктурную структуру со средним размером зерен: в сердечнике  $\cong 800$  нм, в промежуточном слое между волокнами в матрице  $\cong 800$  нм, в месте обрыва проводника в промежуточном слое между волокнами в матрице  $\cong 850$  нм, в оболочке  $\cong 1050$  нм;

– диффузионный Nb барьер вокруг волокон Nb–Ti, размещенных в медной матрице, имеет толщину  $\cong 250$  нм в бездефектной области и в зоне локализации пластической деформации;

– установлена зависимость изменения площади зоны локализации пластической деформации от глубины шлифования до 2 мм поперечного сечения сверхпроводящего кабеля.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований по проекту 11-08-00237-а.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. Л. Гинзбург, Е. А. Андрушин, *Сверхпроводимость* (Москва: Альфа-М: 2006).
2. А. К. Шиков, В. И. Панцырный, А. Е. Воробьева и др., *Металловедение и термообработка*, № 11: 68 (2002).
3. А. К. Шиков, А. Д. Никулин, А. Г. Силаев и др., *Изв. вузов. Цветная металлургия*, № 1: 36 (2003).
4. N. Kozlenkova, G. Vedernikov, A. Shikov et al., *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, 14, No. 2: 1028 (2004).
5. *Нанотехнологии, экология производства*, № 1: 80 (2009).
6. M. N. Wilson, *Cryogenics*, 48: 381 (2008).
7. P. J. Lee and D. C. Larbalestier, *Acta Metall.*, 35, No. 10: 2523 (1987).
8. О. В. Черный, Г. Ф. Тихинский, Г. Е. Сторожилов и др., *Сверхпроводимость: Физика, химия, техника*, 4, № 8: 1617 (1991).
9. Г. Л. Колмогоров, Т. В. Латышева, *Изв. вузов. Черная металлургия*, № 5: 36 (2007).
10. Г. Л. Колмогоров, Т. В. Чернова, М. В. Снигирева, *Механика композиционных материалов и конструкций*, 16, № 2: 191 (2010).
11. В. Л. Миронов, *Основы сканирующей зондовой микроскопии* (Н. Новгород: ИФМ РАН: 2004).
12. Л. Б. Зуев, С. А. Баранникова, Г. В. Шляхова, С. В. Колосов, *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, 9, № 4: 417 (2012).
13. Л. С. Зажигаев, А. А. Кишьян, Ю. И. Романиков, *Методы планирования и*

- обработки результатов физического эксперимента* (Москва: Атомиздат: 1978).
14. А. К. Митропольский, *Техника статистических вычислений* (Москва: Физматлит: 1961).
  15. А. Я. Красовский, *Хрупкость металлов при низких температурах* (Киев: Наукова думка: 1980).
  16. А. К. Шиков, Г. П. Ведерников, Э. И. Плашкин и др., *Способ сборки композитной заготовки для изготовления многоволоконного провода*, Патент РФ 2291505 (Опубл. 10.01.2007) (Бюллетень № 1).
  17. В. М. Ажажа, О. В. Черный, Г. Е. Сторожилов и др., *Вопр. атом. науки и техн. Сер. «Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники»*, № 14: 136 (2004).
  18. S. Y. Zavodchikov, L. B. Zuev, V. I. Belov et al., *Proc. 13th Int. Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry* (USA, West Conshohochen: ASTM International: 2002), p. 427.
  19. L. B. Zuev, S. Y. Zavodchikov, T. M. Poletika et al., *Proc. 14th Int. Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry* (USA, West Conshohochen: ASTM International: 2006), p. 264 (2006).
  20. С. Ю. Заводчиков, Л. Б. Зуев, В. А. Котрехов, *Металловедческие вопросы производства изделий из сплавов циркония* (Новосибирск: Наука: 2012).
  21. Л. Б. Зуев, В. И. Данилов, С. А. Баранникова, *Физика макролокализации пластического течения* (Новосибирск: Наука: 2008).

