

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.721'781:539.89

СВЕРХПРОВОДНИКИ НА ОСНОВЕ MgB_2 : СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

© 2021 г. Т. П. Криницина^а, *, Е. И. Кузнецова^а, М. В. Дегтярев^а, Ю. В. Блинова^а

^аИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: krinitsina@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 05.07.2021 г.

После доработки 08.08.2021 г.

Принята к публикации 16.08.2021 г.

Представлен краткий обзор методов синтеза MgB_2 , влияния легирования и термомеханической обработки на структуру и свойства MgB_2 . В обзоре говорится о методах изготовления проводов и кабельных проводников на основе MgB_2 , их использовании и перспективах потенциального применения. Сообщается о методах осаждения пленок MgB_2 , а также о возможности применения пленок MgB_2 в электронике и для фундаментальных исследований в физике конденсированных сред.

Ключевые слова: диборид магния, легирование, критический ток, сверхпроводимость

DOI: 10.31857/S0015323021120056

ВВЕДЕНИЕ

Сверхпроводимость диборида магния MgB_2 была открыта в январе 2001 г. японским ученым Акимицу из Университета Аояма Гакуин (Aoyama Gakuin), и это сообщение было опубликовано в журнале Nature от 1 марта 2001 г. [1]. MgB_2 имеет температуру перехода T_c около 40 К, что является самым высоким показателем среди низкотемпературных сверхпроводников. Кристаллическая структура MgB_2 образована чередующимися слоями атомов бора и магния. Гексагональная элементарная ячейка имеет параметры $a = 3.086 \text{ \AA}$ и $c = 3.524 \text{ \AA}$ [1]. Документально подтверждено, что открытие было в некоторой степени случайным [2–4], но интерес, который оно вызвало, был огромным. Уже через 7 мес. после сообщения о сверхпроводимости в MgB_2 на конференции в Сендае (Япония) были представлены результаты более 260 исследований этого сверхпроводника [5]. В лабораториях по всему миру началась работа, которая привела к бурному росту числа сообщений о различных свойствах MgB_2 . Они охватывали изотопный эффект [6], термодинамические и транспортные свойства [7], зонную структуру энергетических состояний [8, 9], критическую плотность тока [10, 11], эффекты легирования [12] и давления [13]. Первоначальный ажиотаж был, в основном, основан на том, что во-первых, это простое интерметаллическое соединение двух недорогих элементов. Во-вторых, в отличие от высокотемпературных купратных сверхпроводников (ВТСП) сверхпроводимость в нем осуществляется по обычному механизму электрон-фононной связи. Перспективы практического применения MgB_2 казались более многообещающими, чем

ВТСП, даже несмотря на то что T_c 40 К намного ниже, чем 160 К в ВТСП. Наиболее прямым доказательством фононного механизма является изотопный эффект, в котором снижение T_c при увеличении изотопной массы сверхпроводника указывает на участие решетки в сверхпроводимости [14]. Механизм БКШ был также подтвержден фотоэмиссионной спектроскопией [15], сканирующей туннельной микроскопией [16] и измерениями рассеяния нейтронов [17].

Чем же так замечателен MgB_2 , что он привлек внимание ученых всего мира? Уже с момента открытия стало ясно, что его свойства уникальны с точки зрения физики, и MgB_2 не является обычным сверхпроводником. Обычно в сверхпроводнике ниже T_c существует одна зависящая от температуры энергетическая щель $\Delta(T)$, такая, что для расщепления куперовской пары на две квазичастицы требуется минимальная энергия $2\Delta(T)$. В MgB_2 существуют две такие щели: одна – с $\Delta(0) \sim 2 \text{ мэВ}$, а другая – с $\Delta(0) \sim 7 \text{ мэВ}$ [2, 18]. Обе щели следуют температурной зависимости, предсказанной теорией БКШ, и обе щели исчезают при одной и той же T_c . Согласно теории БКШ, $2\Delta(0) = 3.53 kT_c$ [14]. Тогда две энергетических щели, будь они независимы, должны соответствовать двум T_c : 15 и 45 К соответственно [19]. Однако межэлектронное взаимодействие обуславливает наличие связи между этими двумя щелями, что и приводит к одной T_c , близкой к 40 К.

Эти две щели возникают из-за существования двух энергетических полос, σ и π , в которых находятся электроны бора [9]. Авторы работы [20] отметили, что межполосное рассеяние электронов примесями между полосами σ и π исключительно

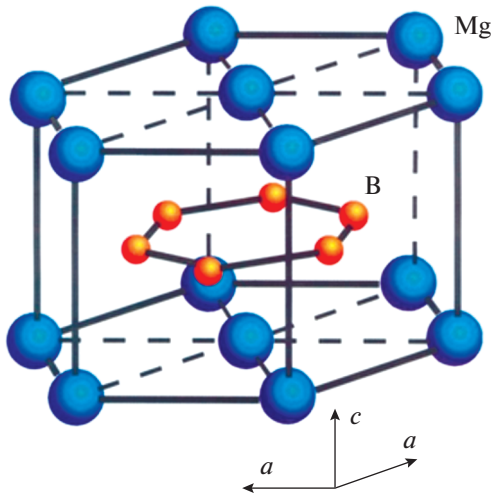


Рис. 1. Структура MgB_2 , содержащая графитоподобные слои В, разделенные гексагональными плотноупакованными слоями Mg [5].

мало, в основном из-за различий в симметрии распределений их зарядовой плотности. Это небольшое межполосное рассеяние отличает MgB_2 от других сверхпроводников с несколькими энергетическими полосами, где межполосное рассеяние обычно смазывает имманентные характеристики полос.

Существование двух энергетических щелей было быстро обнаружено и подтверждено многими экспериментами, включающими измерения удельного тепла [21, 22], точно контактную спектроскопию [23], фотоэмиссионную спектроскопию [24] и сканирующую туннельную микроскопию (СТМ) [25]. Исследования на тонких пленках также сыграли свою роль в наблюдении двух энергетических щелей. Например, используя туннельную спектроскопию, на тонких пленках MgB_2 были обнаружены две различных энергетических щели, которые исчезают при одной и той же T_c [26]. Авторы работы [27] установили, что спектры от двух энергетических полос зависят от направлений туннелирования. Существование двух щелей (двух параметров сверхпроводящего порядка) в MgB_2 с присущей им джозефсоновской связью и разностью фаз [28] приводит к новым эффектам, которые не существуют в однощелевых сверхпроводниках. Например, в MgB_2 может существовать коллективное возбуждение, соответствующее малым флуктуациям разности фаз между двумя параметрами порядка, так называемый режим Леггетта. Имеется ряд предположений, что наблюдение режима Леггетта может быть достигнуто с помощью тонкопленочных устройств на MgB_2 , таких как джозефсоновские переходы MgB_2 [29], контакты Андреева и джозефсоновские переходы между MgB_2 и сверхпроводником с одной энергетической полосой [30, 31].

Двухполосная модель сверхпроводимости была впервые предложена в конце 1950-х годов [32], однако MgB_2 является первым сверхпроводником, в котором эффекты двух щелей так ярко выражены [2, 19]. Более детально вопросы, связанные с двухполосной сверхпроводимостью, рассмотрены в работе [14].

Помимо высокой T_c , около 40 К, MgB_2 обладает простой кристаллической структурой, большой длиной когерентности, высокой плотностью критического тока, очень низким остаточным сопротивлением, а также относительно низкой стоимостью исходных составляющих для синтеза, все эти свойства делают MgB_2 очень привлекательным для применения в сверхпроводниках, в том числе в электронике.

В данном обзоре рассмотрены методы синтеза MgB_2 , влияние легирования и термомеханической обработки на структуру и свойства MgB_2 , методы изготовления проводов на основе MgB_2 . Также обсуждаются перспективы применения проводов и кабельных проводников на основе MgB_2 для линий электропередач. Кроме того, в работе сообщается о принципах роста пленок MgB_2 и успешных методах осаждения, используемых для получения пленок MgB_2 , а также о возможностях применения пленок MgB_2 в электронике.

СИНТЕЗ И КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА MgB_2 И СВЕРХПРОВОДНИКОВ НА ЕГО ОСНОВЕ

Кристаллическая структура MgB_2 . Диборид магния – представитель слоистых бинарных соединений, имеет простую гексагональную структуру типа AlB_2 (пространственная группа симметрии $R\bar{6}/mmm$), характерную для диборидов (рис. 1). Атомы бора образуют в кристалле графитоподобные слои, которые располагаются друг над другом без смещения и разделены гексагональными плотноупакованными плоскостями магния. Атомы бора находятся в центрах тригональных призм, в вершинах которых расположены атомы магния. В данном структурном типе кристаллизуются бориды Mg, Al, Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, V, Fe и редкоземельных элементов. Этот структурный тип также называют структурным типом борида алюминия AlB_2 .

Согласно рентгеноструктурным данным многочисленных исследователей, параметры решетки MgB_2 при комнатной температуре равны $a = 3.08 \text{ \AA}$, $c = 3.52 \text{ \AA}$. Незначительные различия в параметрах решетки могут быть связаны с технологическими особенностями и условиями получения этого соединения.

Методы синтеза диборида магния. Со времени открытия сверхпроводимости в MgB_2 были выполнены сотни исследований и в области техноло-

гии получения, и в области изучения характеристик сверхпроводников на основе этого соединения. Значительная часть результатов этих исследований представлена в обзорах [5, 33–35].

Наиболее широко используемыми методами изготовления сверхпроводников на основе диборида магния являются методы “порошок в трубе” (*in-situ* и *ex-situ*) и “диффузия магния” [36]. Подробные методы изготовления композиционных сверхпроводников на основе диборида магния, их достоинства и недостатки будут рассмотрены в следующей главе, посвященной производству проводов MgB_2 .

Для получения непосредственно соединения MgB_2 также существует несколько распространенных способов, представленных в той или иной модификации: импульсное лазерное осаждение (пленки), инфильтрация, прямой синтез порошков (объемные образцы), тепловой взрыв и высокотемпературный синтез под высоким давлением для получения монокристаллов. Каждый процесс имеет свои преимущества и недостатки как в отношении свойств материалов, так и в отношении разработки применяемой технологии. Несмотря на разнообразие, все они предполагают проведение твердофазной реакции между атомами Mg и B. Большая часть литературы по исследованию объемных образцов MgB_2 основана на материале, полученном из прореагировавшей порошковой смеси Mg и B (прямой синтез порошков). При этом стехиометрическую смесь порошков бора микронного размера и магния ($Mg + 2B$) отжигают в течение довольно длительного времени при 800–1000°C и выше в атмосфере аргона в герметичной трубке [10, 37]. Поскольку Mg чрезвычайно летучий элемент, отжиг целесообразно проводить в замкнутых объемах под повышенным давлением инертных газов. Фазовая диаграмма системы Mg–B представлена на рис. 2 из работы [38]. Соединения, которые известны своей стабильностью при комнатной температуре и хорошо описаны – это MgB_2 , MgB_4 , MgB_7 [39, 40].

Авторами работы [41] выделены три стадии образования поликристаллической фазы MgB_2 в различных диапазонах температур спекания, задающих условия синтеза и приводящих к соответствующим сверхпроводящим свойствам. Сначала фаза MgB_2 появляется в микроскопическом масштабе при температуре около 530°C, затем образуются макроскопические области в узком диапазоне температур от 653 до 660°C, в то время как некоторое количество остаточного магния и бора сохраняется до температуры 700°C. Оптимальный диапазон температур спекания для образования фазы MgB_2 определен от 750 до 900°C.

При исследовании влияния температуры синтеза на размер зерна и морфологию границ зерен, что, в свою очередь, сказывается на сверхпроводящих свойствах объемного образца, было уста-

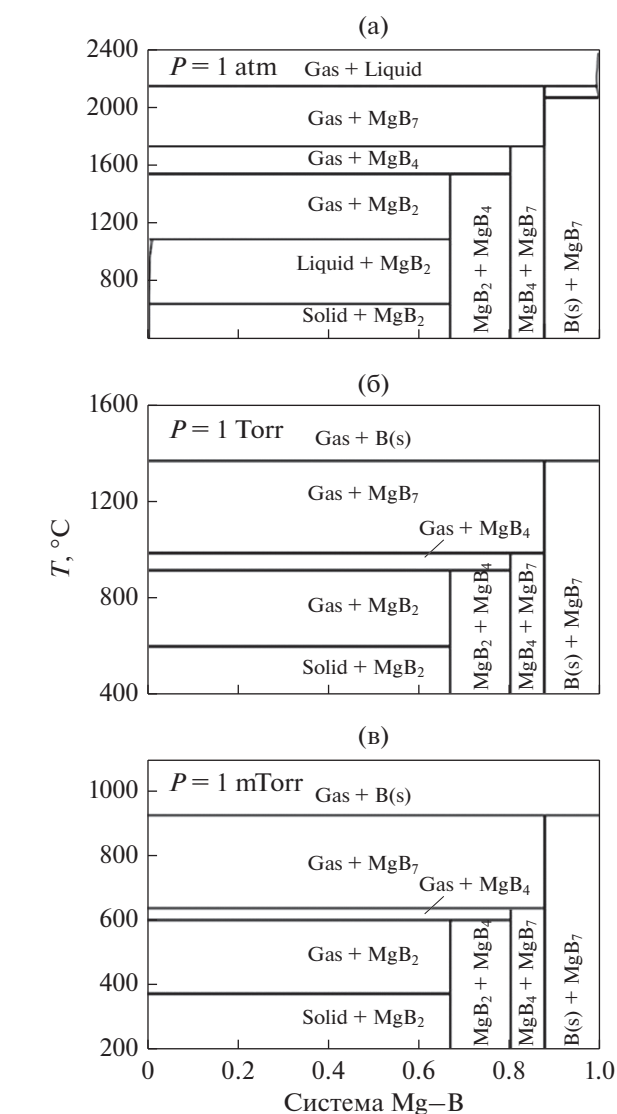


Рис. 2. Фазовые диаграммы температура-состав системы Mg – B при давлениях 1 атм (а), 1 торр (б) и 1 мТорр (в) [38].

новлено, что лучшие показатели, с точки зрения транспортных свойств ($J_c = 10^4$ А/см² при 4 Тл), обеспечивает синтез при температуре 950°C [42].

Имеются экспериментальные данные [43, 44], свидетельствующие, что одним из механизмов образования фазы MgB_2 при высоких температурах (~1000°C) является жидкостный механизм, при котором твердый бор растворяется в жидком магнии, и после достижения состава, близкого к стехиометрии, начинается образование кристаллов MgB_2 . Этим механизмом объясняется наблюдение слоистых и “дендритоподобных” структур в этом соединении, в предположении, что плотные области – результат первичной кристаллизации, а рыхлые области содержат продукты вторичной кристаллизации и примесные фазы (рис. 3).

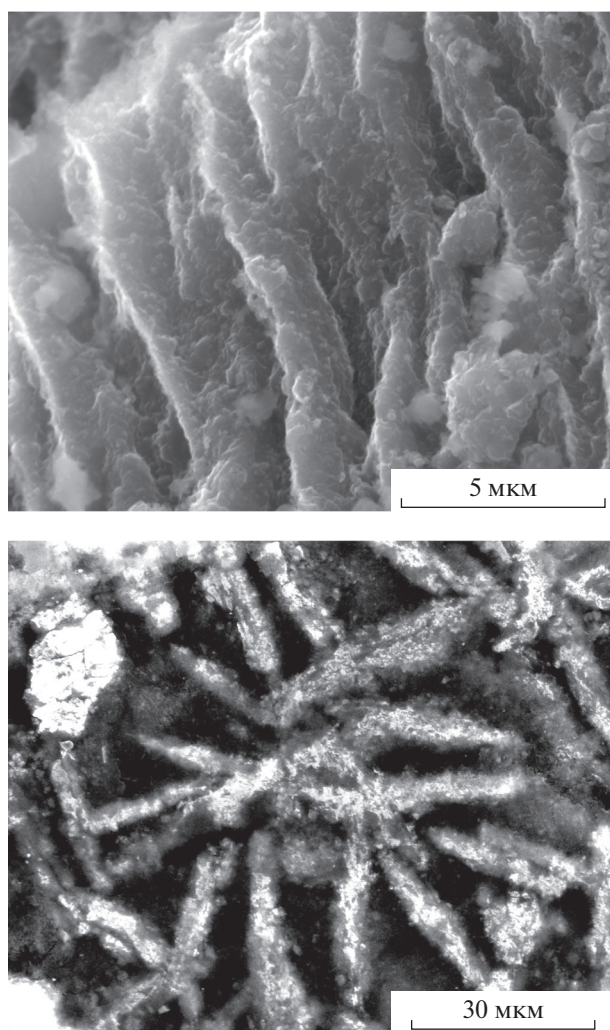


Рис. 3. Слоистая структура плотной области в образце MgB_2 (СЭМ), “дендритоподобная” структура MgB_2 (СЭМ, изображение во вторичных электронах) [44].

Так как результаты многих исследований однозначно указывают на возможные потери Mg во время реакции Mg и B при высоких температурах, низкотемпературный синтез MgB_2 не менее интересен ввиду повышения J_c из-за улучшения как связности зерен (повышения плотности), так и закрепления потока [45].

Ряд исследований сосредоточен на поиске способов повышения критической плотности тока и улучшения структуры объемных сверхпроводников MgB_2 за счет оптимизации условий спекания. Использование двухэтапного процесса синтеза ($775^\circ C$ в течение 3 ч в атмосфере чистого аргона с последующим повторным спеканием при $660^\circ C$ в течение 24–100 ч) показало, что все повторно спеченные образцы однофазны, имеют резкий сверхпроводящий переход с T_c около 37 К. При этом J_c повышается с увеличением времени повторного спекания (наибольшая $J_c = 170 \text{ кА/см}^2$ при

20 К в образце, повторно спеченном при $660^\circ C$ в течение 100 ч) [46].

Основной недостаток прямого синтеза порошков состоит в том, что невозможно достичь высокой плотности полученного соединения. Отчасти это связано с ограничениями при механическом уплотнении исходной смеси порошков, но даже при максимально возможной плотной смеси Mg и B пористость синтезированной керамики все равно будет высокой. Этому недостатка лишен метод синтеза, названный реактивной инфильтрацией жидкого магния, суть которого состоит в пропитке заранее сформированного пористого каркаса из более тугоплавкого компонента расплавленным более легкоплавким компонентом. В работах [47, 48] в железную трубку помещали порошок бора вокруг твердого магниевый стержня. Затем железную трубку заваривали и нагревали в течение 1 ч при $900^\circ C$. Магний плавился и реагировал с бором, образуя соединение MgB_2 с высокой плотностью. Кроме того, метод инфильтрации уникален тем, что позволяет производить плотные большие формы со сложной геометрией, которые трудно получить обычными методами спекания [49]. Схема процесса получения массивных образцов MgB_2 методом инфильтрации показана на рис. 4 [49].

Существенно подавить нежелательный процесс испарения магния при синтезе MgB_2 и получить материал с отличными функциональными характеристиками и плотностью на уровне 98% от теоретического значения удается с помощью техники высоких давлений [50–52].

Еще одним методом получения соединения MgB_2 является синтез в режиме теплового взрыва смеси Mg + 2B. Примесной кислород считается существенным фактором, влияющим на кинетику и механизм образования MgB_2 . При синтезе в режиме теплового взрыва со скоростью нагрева превышающей 150 град/мин оксидная пленка на поверхности частиц магния не успевает образоваться, в результате чего взаимодействие $Mg + 2B \rightarrow MgB_2$ протекает по механизму реакционной диффузии, а температура самовоспламенения смеси оказывается ниже температуры плавления магния [53–55].

При синтезе соединения MgB_2 особое внимание уделяется размеру и морфологии частиц исходных порошков, а также их химической чистоте, поскольку от этого зависят уплотняемость, спекаемость и эксплуатационные свойства материала. В ряде работ отмечается, что на механизм спекания кроме температуры, давления и времени спекания влияет качество и морфология исходного порошка [56, 57]. Проблема состоит в том, что существует довольно широкий диапазон чистоты и размеров используемых порошков, но, к сожалению, в литературе не всегда подробно обсуждаются их характеристики, что затрудняет оценку структу-

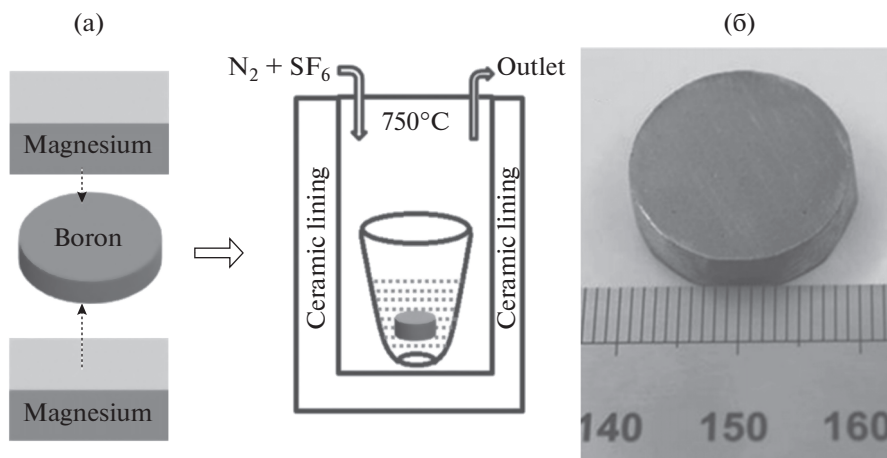


Рис. 4. Схема процесса инфильтрации и роста (а) и фотография диска MgB_2 (б), изготовленного путем инфильтрации и роста [49].

ры и свойств, полученных в опубликованных исследованиях.

Еще одной серьезной проблемой для соединения MgB_2 , полученного из смеси порошков Mg и B , является уже упомянутая выше проблема загрязнения вторичными фазами, в частности MgO , несомненно, являющаяся ограничивающим фактором для J_c . С другой стороны, влияние оксида магния на свойства MgB_2 зависит от размера и местоположения включений. Если частицы MgO не локализируются на границах зерен, что является типичной особенностью для синтезированного MgB_2 , а равномерно распределены внутри зерна, то наноразмерные включения MgO можно рассматривать в качестве эффективных центров пиннинга [58]. Авторы работ [59, 60] считают, что нановключения MgO , $\text{Mg}(\text{B},\text{O})_2$ и высших боридов являются хорошими центрами пиннинга и способствуют достижению высокой J_c .

Таким образом, для получения сверхпроводников с высокой критической плотностью тока необходимо не только разработать оптимальные режимы синтеза, но и подобрать последующую термомеханическую обработку, обеспечивающую оптимальное количество центров пиннинга (границы зерен, наночастицы и т.д.). Для создания соответствующей структуры используют различные методы холодной и горячей деформации [61, 62]. В результате холодной деформации под высоким давлением в камере “тороид” и наковальнях Бриджмена и последующего отжига деформированных образцов, критическая плотность тока была повышена в три раза по сравнению с исходным состоянием (до $6.7 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ при 30 К) [63]. Кроме того, применение высоких давлений приводит к тому, что оксид магния и высшие бориды магния присутствуют в структуре соединения MgB_2 в виде дисперсных включений размером 10–70 нм, которые могут выступать в ка-

честве центров пиннинга [64]. В работе [65] исследована структура массивного соединения MgB_2 , деформированного осадкой при комнатной температуре и затем отожженного при 650°C . Полученный материал характеризуется плотной, с хорошими межзеренными связями наноразмерной структурой матричной фазы MgB_2 с равномерным распределением дисперсных включений MgO размером $\sim 10 \text{ нм}$ (рис. 5).

Легирование. Для повышения критических токов, которыми может обладать сверхпроводник на основе MgB_2 , используется легирование как альтернативный способ введения дефектов. Легирующие примеси попадают либо на места Mg , либо на места B , следовательно, очень важно иметь представление о том, где именно находится легирующая добавка, чтобы определить роль различных видов легирования в усилении J_c . Положительное влияние на увеличение J_c в керамике MgB_2 оказывают, в частности, добавки углерода в виде углеродных нанотрубок, наноалмазов либо других углеродсодержащих добавок, например, SiC [66–68]. К значительному росту J_c могут приводить и металлические добавки, например, Ag , Ti , Ta , Zr [68–70].

В работе [68] показано улучшение сверхпроводящих характеристик объемного композита (MgB_2 -наноалмазный порошок), дополнительно легированного Ag . Обнаружено, что наночастицы AgMg , встроенные в матрицу, являются эффективными центрами пиннинга. Керамика, легированная 4.0 мас. % Ag , показала самое высокое значение $J_c = 389 \text{ кА/см}^2$ при 20 К. В работе [71] сообщается, что легированная углеродом керамика MgB_2 , полученная методом инфильтрации с использованием B_4C и SiC , как источников углерода, содержит фазы $\text{Mg}(\text{B}_{1-x}\text{C}_x)_2$ и B_4C и показала значительное повышение J_c , особенно при более низкой температуре и в более высоких полях. По-

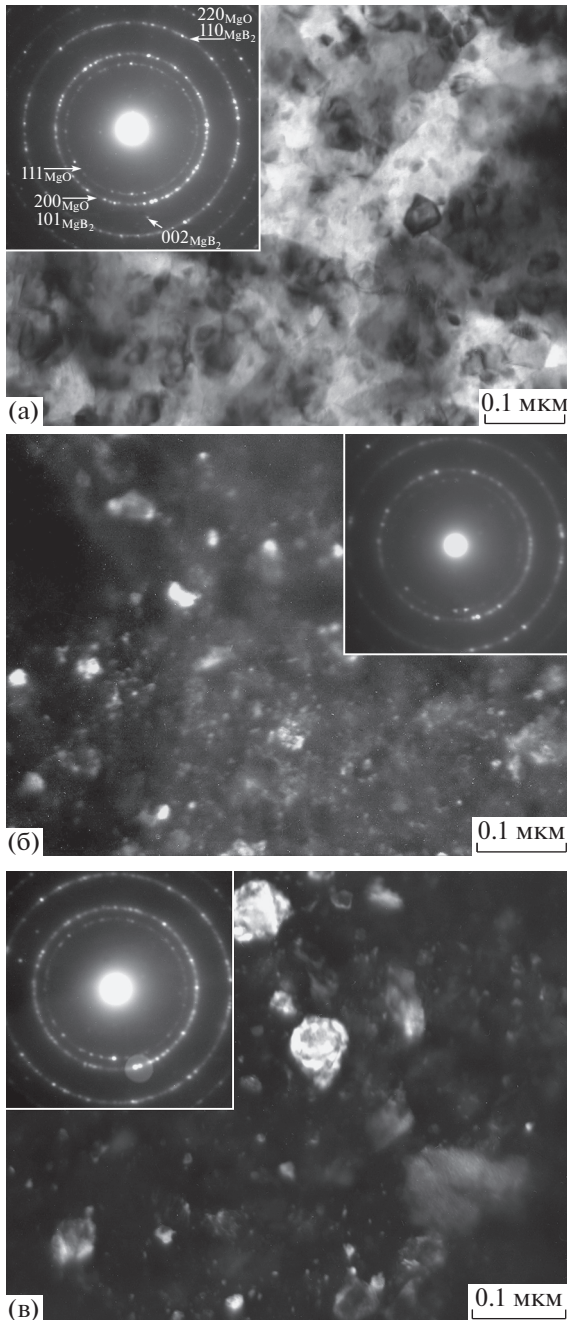


Рис. 5. ПЭМ-изображения структуры керамики MgB_2 после обжата ($P = 6.5$ ГПа) и отжига 750°C , 1 ч: а – светлое поле и кольцевая электронограмма; б – темное поле в рефлексах $(111)_{\text{MgO}}$, обозначенных апертурой; в – темное поле в рефлексах $(101)_{\text{MgB}_2}$ и $(200)_{\text{MgO}}$, обозначенных апертурной диафрагмой [65].

дробные микроскопические исследования влияния легирования углеродом при термообработке проволоки (провода спекали при 650°C в течение 30 мин в атмосфере высокочистого аргона) на основе соединения MgB_2 были проведены в работе [72]. Авторы исследования установили, что пары магния проникают в экранированный углеродом

бор и образуют нанокристаллические зародыши фазы MgB_2 . Затем происходит рост этих частиц и их слияние. При этом углерод вытесняется из зерен фазы MgB_2 , но небольшое количество оставшегося углерода генерирует образование дефектов упаковки, сопровождающееся искажением решетки. Таким образом, авторы делают заключение, что легирование углеродом приводит к возникновению кристаллического несовершенства и усилению сверхпроводящих свойств. Кроме того, отмечается, что углерод предотвращает агломерацию бора, в результате чего получается плотная сверхпроводящая сердцевина проволоки.

В работе [70] сообщается об исследовании объемных сверхпроводников MgB_2 , легированных 10 ат. % Ti ($T_c = 36.54$ К) и 10 ат. % Zr ($T_c = 37.10$ К). Определенное резистивным методом и экстраполированное до 0 К верхнее критическое поле составило 28 Тл для образцов обоих типов легирования, что значительно больше, чем для нелегированного MgB_2 (~20 Тл при 0 К). Поля необратимости намного выше, чем в чистом MgB_2 , и достигают, например, 15 Тл при 7.5 К в MgB_2 (10 ат. % Ti). Критические плотности тока увеличиваются в 2 раза и более при 20 К, по сравнению с чистым MgB_2 . Кроме того, в этой же работе сообщается о результатах, полученных после нейтронного облучения образцов, которые показывают значительное улучшение их транспортных свойств, особенно при низких температурах и сильных магнитных полях. Авторы отмечают, что легирование MgB_2 титаном и цирконием усиливает верхнее критическое поле, поля необратимости и критические плотности тока, тогда как температура перехода снижается незначительно. Причем дефектные структуры, полученные в результате нейтронного облучения, также эффективны и приводят к почти идентичным результатам, независимо от того, легирован ли материал Ti и Zr или нет. Легирующее влияние этих же добавок на сверхпроводящие свойства и микроструктуру спеченных объемных MgB_2 изучено в работе [73]. Было обнаружено, что металлы Ti и Zr оказывают благоприятное действие на процесс спекания, которое проявляется в улучшении связи между зернами. Были изготовлены объемные образцы керамики MgB_2 , легированные Ti, в структуре которых наблюдали мелкие частицы размером 10 нм, и было достигнуто высокое значение J_c более 1 MA/cm^2 при 0 Тл при 20 К. Авторы связывают увеличение J_c с очень хорошей межзеренной связью и высокой плотностью центров пиннинга, создаваемой границами зерен и наночастицами MgO.

Используя метод горячего прессования, были приготовлены поликристаллические образцы соединения MgB_2 , легированные Ti, Zr и Hf [74], которые показали увеличение критической плотности тока от $1.9 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$ (Ti 0%) до $5.6 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$

(Ti 5 ат. %) в собственном поле при 10 К. Значения J_c также увеличились до 5.0×10^5 А/см² при легировании 2 ат. % Zr и до 4.8×10^5 А/см² при легировании 1 ат. % Hf.

В ряде работ отмечают некоторые сложности, затрудняющие синтез легированного MgB_2 . Многие выбранные в качестве примеси элементы при синтезе образуют собственные бориды. Например, оксиды редкоземельных элементов не заменяют атомы Mg или B, что могло бы привести к искажению решетки и, соответственно, изменению постоянной решетки, а вместо этого реагируют с Mg и B с образованием редкоземельных боридов. Если эти бориды образуются в виде наноразмерных выделений внутри зерен MgB_2 (рис. 6), то они действуют как центры пиннинга и повышают J_c [75, 76]. В статье [77] рассматривается влияние добавления оксида графита и ряда редкоземельных (Re = La, Sm, Eu, Gd, Tb и Ho) оксидов на сверхпроводящие свойства MgB_2 . Показано, что критическая плотность тока и верхнее критическое поле значительно повышаются в легированных образцах, без существенного изменения критической температуры T_c . В работе изучены различные механизмы закрепления магнитного потока в легированных образцах, и обнаружено, что точечный пиннинг является доминирующим механизмом в образцах с добавлением оксида графита, а пиннинг на границах зерен является доминирующим в образцах с добавлением редкоземельных оксидов.

Итак, во время термообработки ReO реагирует с Mg и B и образует наноразмерные ReB_x включения. Если эти включения локализуются на границах зерен MgB_2 , то они действуют как ингибиторы роста и замедляют рост зерна MgB_2 , в то время как включения внутри зерен, если они имеют соответствующие наномасштабные размеры, могут действовать как центры закрепления потока. Таким образом, оба эти эффекта – измельчение зерна и генерация дополнительных центров пиннинга – способствуют повышению J_c [78].

Во всех рассмотренных работах легирование редкоземельными оксидами оказало положительное влияние на MgB_2 (легирование было признано авторами относительно однородным), однако довольно трудно связать изменения сверхпроводящих свойств с добавками легирующих примесей, если образец неоднороден. В частности, неоднородное распределение легирующей добавки может привести к тому, что возникнет некоторый диапазон значений T_c , в зависимости от концентрации примеси. В работе [79] монокристаллы MgB_2 были выращены с использованием метода высокого давления. Замена магния на алюминий в монокристаллах привела к ступенчатому уменьшению T_c , что указывает на возможное появление фаз с разными T_c .

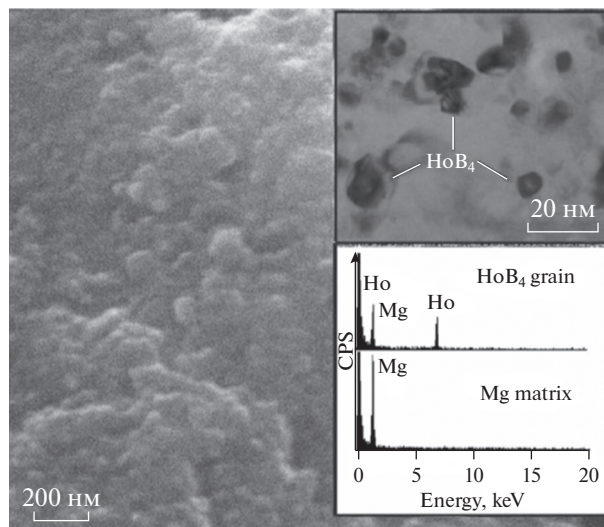


Рис. 6. СЭМ-микрофотография MgB_2 , легированного 3.0% Ho_2O_3 . Верхняя вставка: микрофотография ПЭМ. Нижняя вставка: EDX-спектры (ЭДС) для наночастиц, показанных на микрофотографии ПЭМ [75].

Представленные технологии демонстрируют основные направления развития методов получения диборида магния, однако не предлагают исчерпывающей картины. В частности, многие прикладные подходы непосредственно связаны с созданием конкретных сверхпроводящих структур и устройств, которым будет посвящен отдельный раздел обзора.

ПРОВОДА И КАБЕЛИ НА ОСНОВЕ MgB_2 : ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ

Изделия на основе сверхпроводника диборида магния MgB_2 выпускаются в виде тонких пленок, лент и проводов для практического использования в электронике, магнитных и электротехнических устройствах. Остановимся на перспективах использования провода из диборида магния MgB_2 .

Применение проводников MgB_2 . Сверхпроводники на основе диборида магния в основном применяются для создания магнитных систем медицинских томографов, электродвигателей и генераторов [80, 81]. Первое промышленное применение MgB_2 – это системы МРТ на основе ленты MgB_2 , разработанные компаниями ASG Superconductors (Ведущая Сверхпроводящая Технология), Columbus Superconductors (“Колумбус Суперкондукторс”, мировой лидер в передовых технологиях получения длинных проволочных сверхпроводников на основе диборида магния) и Ragamed (Центр Лазерных Технологий в Медицине). К 2017 г. в эксплуатации находились 28 систем, работающих в больницах и клиниках по всему миру. Их изготовление потребовало 18 км многожильной ленты из MgB_2 , изготовленной методом *ex-situ*

[82]. Проектируются МРТ-магниты MgB_2 для диагностики остеопороза [83] и сканирования человеческого мозга [84].

Фактически сверхпроводники MgB_2 уже несколько лет готовы к применению в энергетике, но пока не используются в больших масштабах. На сегодняшний день применение MgB_2 ограничено в основном демонстрационными или специализированными приложениями в низких (<5 Тл) магнитных полях и при температурах до 15–20 К. К сожалению, MgB_2 пока не всегда способен выдержать конкуренцию с проводниками ВТСП – купратными сверхпроводниками (BSCCO-2223) и редкоземельными оксидами барий-медь (ReBCO) – в тех отраслях, где более выгодно охлаждение жидким азотом. Если бы стоимость и электрические характеристики промышленных проводов MgB_2 при 15–20 К в средних и низких полях стали бы сопоставимыми с характеристиками и стоимостью Nb–Ti при 4.2 К, тогда MgB_2 мог бы стать заменой Nb–Ti.

В Японии в рамках проекта по импорту морским транспортом из Австралии большого количества жидкого водорода создан датчик с внешним нагревательным элементом на основе MgB_2 . Этот датчик благодаря хорошим динамическим характеристикам можно применять для измерения наклона свободной поверхности перевозимой жидкости при крене транспортного судна. В ходе эксперимента были проведены синхронные измерения уровня жидкости, температуры, давления, движения корабля и ускорений, а также испытание на быструю разгерметизацию [85, 86].

Наиболее перспективным решением проблемы передачи больших потоков энергии (десятки и сотни ГВт) на дальние расстояния (тысячи километров) являются “гибридные” водородные энергетические магистрали, в которых в сочетании с транспортом жидкого водорода по криогенной магистрали осуществляется передача электроэнергии по сверхпроводящим кабелям постоянного тока. Известно, что водород относится к самым эффективным энергоносителям, имеет самую высокую плотность энергии среди других видов топлива и обладает хорошими охлаждающими свойствами в жидком состоянии. Кипящий водород имеет теплоту испарения 446 кДж/кг, в то время как для жидкого гелия и жидкого азота теплота испарения составляет 20.28 и 199.1 кДж/кг соответственно. “Бесплатный” холод в потоке водорода позволяет использовать сверхпроводящие кабели в криогенных магистралях для дополнительной передачи электричества, что значительно увеличивает плотность передачи потока энергии [87]. Впервые экспериментальный образец для гибридной линии электропередачи создан в России в 2011 г. коллективом ученых Института нанотехнологий микроэлектроники РАН, Всероссийского научно-исследовательского проектно-

конструкторского и технологического института кабельной промышленности и Московского авиационного института [81].

Европейский проект “Космический радиационный сверхпроводящий щит” (SR2S) направлен на создание крупного сверхпроводящего тороидального магнита для защиты среды обитания человека от космического ионизирующего излучения во время длительных полетов в космос. При разработке этого магнита использовали проводники на основе MgB_2 с титановым покрытием [88, 89].

Разрабатываемые в CERN (ЦЕРН-Европейский совет по ядерным исследованиям) сверхпроводящие линии высокого тока для питания сверхпроводящих магнитов сверхмощного большого адронного коллайдера (БАК) высокой яркости (программа High-Luminosity-Large Hadron Collider, далее сокращенно HL-LHC) в настоящее время являются самым привлекательным прикладным проектом сверхпроводника MgB_2 в мире. Кабели MgB_2 , входящие в состав сборки, каждый длиной около 100 м и током до 18 кА, изготавливают из круглых проводов MgB_2 с общей допустимой токовой нагрузкой на выходе около 150 кА при 20 К [90]. Разработка круглого провода MgB_2 , более подходящего для сборки, с электрическими характеристиками и механическими свойствами, позволяющими использовать его в силовых кабелях, была начата в сотрудничестве между ЦЕРН и “Колумбус Суперкондукторс”. Провод *ex-situ* имеет диаметр 1 мм. Он состоит из 37 сверхпроводящих нитей, каждая с эквивалентным диаметром около 60 мкм, скрученных с шагом 100 мм. Нити MgB_2 , изготовленные с использованием порошка бора высокой чистоты, окружены ниобиевым барьером и встроены в никелевый сердечник. Матрица из монеля вокруг никелевого сердечника покрыта медью, а медная поверхность покрыта оловом. Подробнее строение кабеля описано в работе [91]. Компания “Колумбус Суперкондукторс” произвела восемьдесят километров проводов и доставила их в ЦЕРН кусками длиной более 500 м. Сотни измерений, проведенных в ЦЕРНе и “Колумбус Суперкондукторс” на образцах коротких проводов, подтвердили однородность и соответствие электрических характеристик, для которых требуется минимальный критический ток 186 А при 25 К и 0.9 Тл. В ЦЕРНе также было проведено углубленное исследование механических характеристик проводов и кабелей, сделанных из скрученных проводов. Внедрение разработанных кабелей на БАК планируется в 2024 г., когда будет установлено все оборудование, связанное с проектом HL-LHC. Общее количество провода MgB_2 , необходимого для серийного производства сверхпроводящих сборок, составляет около 1000 км [82, 92].

Программа HL-LHC породила европейскую инициативу, проект FP7 BESTPATHS (аббревиатура от “За пределами современных технологий для переоборудования магистралей переменного тока и многотерминальных систем HVDC”), по которому в настоящее время ведется разработка полномасштабной сети на 320 кВ. (High Voltage Direct Current – постоянный ток высокого напряжения или HVDC). Кабельная система MgB_2 предназначена для передачи электрической мощности до 3.2 ГВт, тока 10 кА при 20 К. Исследуемый кабель имеет ту же геометрию (18 нитей MgB_2 , спирально намотанных вокруг медной жилы [91]), и в нем используется та же схема проводов, что и в кабелях, которые были разработаны для проекта ЦЕРН HL-LHC [92]. Это совместный проект 40 ведущих европейских организаций из сферы науки и промышленности, поддержанный Седьмой Рамочной программой исследовательской Европейской Комиссии [93].

В рамках этого проекта создан опытный отдельный участок распределительной энергосети, так называемый DEMO 5. Это первая попытка использовать MgB_2 в качестве сверхпроводника для кабелей HVDC [94].

Среди возможных приложений стоит упомянуть потенциальное использование для будущего токамака IGNITOR, далее ИГНИТОР. Главная идея проекта — достижение условий зажигания термоядерной плазмы только с помощью омического нагрева, за счет протекающего в тороидальном направлении тока без привлечения мощных средств дополнительного нагрева. ИГНИТОР основан на медных змеевиках, работающих при криогенных температурах около 30 К за счет принудительного потока газообразного гелия. Перспективными аспектами проекта ИГНИТОР является создание магнитных систем с сильным полем большого объема с использованием криорецидивного проводника, уникального многофункционального энергетического комплекса, системы физической и технологической диагностики плотной термоядерной плазмы, а также системы интеллектуального управления процессами в плазме. Этот проект может инициировать применение MgB_2 в технологиях термоядерного синтеза [82].

Методы производства проводов MgB_2 . Существуют следующие методы получения сверхпроводящих проводов на основе диборида магния: метод “порошок в трубе” (PIT) и метод диффузии магния, об этом упоминали в главе, посвященной методам синтеза диборида магния. Получение сверхпроводников на основе MgB_2 методом “порошок в трубе” возможно двумя способами. В первом случае, метод называется *in-situ*, в качестве исходного порошка используется смесь магния и бора, а сверхпроводящее соединение образуется в результате синтеза готового проводника в интервале температур от 600 до 700°C, соответ-

ствующих так называемому низкотемпературному синтезу. В способе *ex-situ* диборид магния MgB_2 синтезируют заранее. Для этого прямой синтез смеси магния и бора проводят в диапазоне температур выше точки плавления магния; это так называемый высокотемпературный синтез. Затем полученный порошок используют для производства композитных проводов, в которых сверхпроводящие волокна формируют из порошка диборида магния [95]. Оба способа *in-situ* и *ex-situ* имеют как преимущества, так и недостатки. К преимуществам способа *in-situ* относится низкая себестоимость и доступность смеси магния и бора, а также достаточно несложный способ введения легирующих элементов, к недостаткам — длительный отжиг готовых изделий для образования сверхпроводящей фазы. Достоинствами метода *ex-situ* является более высокая плотность сверхпроводящего сердечника и отсутствие необходимости проводить длительные отжиги, поскольку в сердечник засыпается готовый сверхпроводник. Недостаток — это сложный и трудоемкий способ производства порошка MgB_2 нужного фазового состава с оптимальным размером гранул.

Авторы работы [96] использовали комбинированный метод *in-situ* и *ex-situ*, пытаясь реализовать преимущества каждого из этих способов. В этом исследовании использована легированная смесь магния и бора (*in-situ*) и готовый порошок MgB_2 (*ex-situ*) из которых были изготовлены образцы проволоки $(MgB_2)_x + (Mg + 1.99B + 0.01C)_{1-x}$, где $x = 0; 0.3; 0.5; 0.7$ и 1.0 . В работе исследовали влияние соотношения порошков *in-situ* и *ex-situ* на фазовый состав, структуру, критическую температуру (T_c) и критический ток (J_c) полученного сверхпроводника. Исследование микроструктуры показало, что количество пустот Киркендалла с увеличением x уменьшилось, соответственно плотность сверхпроводящего сердечника увеличилась. Одним из факторов увеличения плотности явилась способность магния из порошка *in-situ* залечивать трещины и усиливать связь между областями *in-situ* и *ex-situ*. Образцы с $x = 0.5$ и $x = 0$ имели самую высокую $T_c = 38.54$ и самую низкую $T_c = 37.26$ соответственно. Остальные образцы имели промежуточные T_c . Образец с $x=0$ имел самое высокое значение J_c , а образцы с $x = 0.7-1.0$ — самое низкое значение J_c в магнитном поле 4–10 Тл, что авторы объясняют эффектом легирования и наличием трещин. Остальные образцы имели промежуточные значения J_c .

Авторами работы [97] был предложен метод изготовления провода MgB_2/Cu с улучшенными токовыми характеристиками методом двойного сердечника. Суть метода в том, что внутри провода находится сердечник *in-situ*, снаружи — сердечник *ex-situ*, а сверху провод закрыт медной оболочкой. Поперечное сечение провода показано на рис. 7.

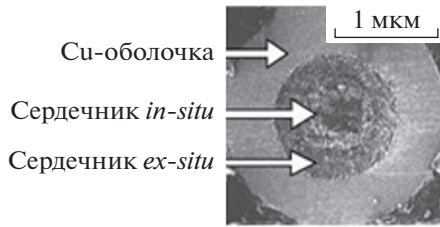


Рис. 7. Поперечное сечение провода с двумя сердечниками [97].

Этот метод позволил улучшить токонесущую способность провода по сравнению с аналогичным эталонным проводом *in-situ* в 3.5 раза, обеспечив $J_c = 1.2 \times 10^3$ А/см² при 6 Тл. Авторы считают, что основной причиной улучшения токонесущей способности является то, что внешний сердечник предотвращает реакцию исходных материалов внутреннего сердечника *in-situ* с медной оболочкой во время нагрева.

Метод диффузии интересен тем, что он позволяет получить проводники с более высокой токонесущей способностью, чем проводники, полученные методом “порошок в трубе”. Различают метод внутренней и внешней диффузии. Метод внутренней диффузии заключается в том, что в центр металлической оболочки помещают стержень из магния, а вокруг засыпают порошок бора. В методе внешней диффузии магний порошок бора располагают в магниевой трубке с внешней оболочкой, например, из железа или другого подходящего для этой цели металла. Во время термомеханической обработки магний диффундирует в окружающий его слой бора с образованием сверхпроводящей фазы. Авторами работы [98] был получен 7-жильный провод методом внутренней диффузии (IMD). Стержень из чистого магния диаметром 2 мм был вставлен в трубку из Та. Смесь порошков В с 10 мас. % SiC заполняли пространство между стержнем из магния и трубкой из Та. После прокатки и волочения семь отрезков одножильных проводов были объединены и вставлены в трубку из сплава Cu–10 мас. % Ni. Затем композит с семью сердечниками был подвергнут холодной деформации путем прокатки в ручьевых валках и волочения. Общее уменьшение площади поперечного сечения от исходного композита до семижильного провода составило около 95%. Семижильный провод нагревали при 640°C в течение 1 ч в атмосфере Ag для кристаллизации MgB₂. Авторы связывают повышение зна-

чений критического тока в проводе, изготовленном методом IMD, по сравнению с критическим током в проводе, полученном методом PIT (*in-situ*), с его микроструктурой. Сверхпроводящий слой представляет из себя плотный поликристаллический MgB₂ с размером зерна 20–200 нм. В этом слое диспергированы мелкие частицы MgO и Mg₂Si размером 10–30 нм. С другой стороны, внешняя область около оболочки из Та состоит из непрореагировавших порошков В и SiC, мелких частиц MgO и небольших пустот. Пустоты в проводе IMD MgB₂ по размерам меньше, чем пустоты в проводе PIT MgB₂. Окисление Mg в процессе IMD приводит к формированию дисперсных частиц MgO, которые могут быть эффективными центрами для закрепления флюксоидов.

Авторы работы [99] методом внутренней диффузии Mg получили при 10 Т, 4.2 К провода с плотностью критического тока $J_c = 1.07 \times 10^5$ А/см² и инженерной плотностью критического тока $J_e = 1.67 \times 10^4$ А/см². Плотность критического тока, превышающую почти в 3.5 раза самые высокие значения, ранее зарегистрированные для проводов IMD, авторы объясняют правильным подбором порошка В, плотностью фракции и механизмом роста слоя MgB₂.

Сильноточные кабели MgB₂. Производство длинномерного композиционного сверхпроводника является очень сложным многогранным процессом. Производители сталкиваются с трудностями при выборе способов деформирования, скорости деформирования, условий промежуточных отжигов. Неправильно выбранные технологические режимы обработки проводника приводят к неравномерному распределению порошковой смеси по длине провода, что может привести к разрушению всего композита в целом.

Авторы работы [100] изучили механические свойства проволоки из MgB₂, изготовленной методами *ex-situ* и *in-situ*, после одноосного растягивающего нагружения при комнатной температуре (T_r) и при 77 К и влияние этого нагружения на деградацию критического тока. Состав провода указан в табл. 1.

При 77 К провода могут выдержать более сильные напряжения, чем при комнатной температуре. Чтобы объяснить, какие факторы влияют на деградацию проводов, в работе были изучены искажения решеток различных компонентов проволоки, а также их структура после нагружения. Микроструктура в поперечных сечениях волокон изменялась в зависимости от степени нагрузки. Было показано, что Cu и Ni вносят лишь незначительный вклад в прочность проволоки, в то время как сплавы Cu–Ni и Nb обладают некоторой эластичностью и повышают механическую прочность проволоки. Авторы считают, что прочность проводов MgB₂ при волочении может быть увеличена за счет армирования нержавеющей сталью.

Таблица 1. Состав провода MgB₂ в об. %

Метод	Nb	Cu	Ni	Cu–Ni	NbNi ₃	MgB ₂
<i>ex-situ</i>	15	–	17	46	6	16
<i>in-situ</i>	30	13	–	38	–	19

В работе [101] была исследована связь между критическим током J_c и структурой одножильных композитов MgB_2 , подвергшихся холодной вытяжке и отжигу при 600 и 700°C в течение 71 ч. Плотность критического тока с ростом размера зерна при увеличении времени отжига уменьшалась монотонно, но не линейно. Приложенное магнитное поле как в перпендикулярном, так и в продольном направлении привело к преждевременной деградации проводников, которую авторы связывают с образованием межзеренных пленок и частичек MgO на границах, что привело к уменьшению межзеренной проводимости. Таким образом, разрушенная связь между зернами MgB_2 в сверхпроводящей жиле привела к увеличению зависимости J_c от поля.

Термическая стабильность сверхпроводящего устройства является важным качеством независимо от области применения проводника. В случае перегрева температура проводника может локально подняться до значений, превышающих температуру, при которой начинается разделение транспортного тока между сверхпроводником и металлами, присутствующими в композите. В этом случае тепло генерируется за счет эффекта Джоуля, и может произойти переход всей системы из сверхпроводящего в нормальное состояние. В работе [102] представлено исследование теплотранспортных свойств многожильных лент MgB_2 , отличающихся конструкцией и составом материалов. Были измерены продольные и поперечные компоненты теплопроводности и исследовано влияние поля на теплопроводность. Разные составные материалы и типы стабилизации проводников позволили авторам сопоставить конструкции лент MgB_2 и тепловые свойства этих проводов и тем самым получить информацию о том, как оптимизировать термическую стабильность сверхпроводника. Стабильность в случае локальных перегревов ленты может быть улучшена либо за счет использования меди с высоким остаточным сопротивлением, либо за счет увеличения объемной удельной теплоемкости проводника путем подбора подходящих материалов для матрицы.

Для стабилизации проволоки при криогенных температурах против теплового выброса желателен компонент оболочки с высокой электрической и тепловой проводимостью. Выбор материала оболочки или композита сильно влияет на токопроводящую способность MgB_2 проводов, обусловленную холодостойкостью, способностью оболочки реагировать с Mg или В и совместимостью термического сжатия жилы и композита оболочки. Для оболочки подходят не все комбинации материалов. Такие проводящие материалы, как Cu, могут действовать как параллельный шунт для улучшения термической стабильности. Однако такие материалы, как Cu и Ni, склонны сильно реагиро-

вать с Mg из жилы проводников, изготавливаемых методом *in-situ*; поэтому необходим барьер, чтобы избежать образования реакционных слоев между жилой и оболочкой. Обычные барьерные материалы, такие как Nb и Ta, имеют недостаток в виде малого коэффициента теплового расширения по сравнению с MgB_2 . Это может привести к микротрещинам и уплотнению нити при охлаждении от температуры термообработки до температуры применения, если небольшое сжатие барьерного материала не компенсируется внешней оболочкой с более сильным сжатием. Авторы [103] получили инженерную транспортную критическую плотность тока J_c 55 кА/см² ($J_c = 387$ кА/см²) при 4.2 К и 3 Тл для проволоки MgB_2 , изготовленной методом *in-situ*, толщиной всего 164 нм с барьером из Nb, стабилизатором из Cu и арматурой из нержавеющей стали. Критические плотности тока 7-жильных MgB_2/Cu -проводников с различными внешними диаметрами ниже, чем $J_c(B)$ 1-жильного провода, и уменьшаются с уменьшением диаметра нити. Снижение J_c обусловлено тем, что оболочка Cu имеет тенденцию реагировать с Mg из жилы, а с уменьшением диаметра жилы доля реакционного слоя в общем объеме жилы становится больше, кроме того, при дополнительных этапах деформации геометрия нитей ухудшается, поскольку медь слишком мягкая, чтобы удерживать форму нитей с порошковой смесью магния и бора (рис. 8).

Немаловажной является проблема ввода тока в сверхпроводящий провод. В работе [104] изучены температурно-зависимые токонесущие свойства сверхпроводящих проводов из диборида магния с медной и железной оболочками путем оценки длины переноса тока из матрицы в сверхпроводящую область через высокоомный барьерный слой в различных поперечных сечениях, а также комбинации площадей сечения сверхпроводящего сердечника, барьера и внешней металлической оболочки. Определение термина “длина переноса тока”, или *current transfer length* (CTL), дано в статье [105]. Наименьшие значения CTL (около 0.2 мм) получены для проволок в Fe-оболочке ($MgB_2/V/Fe$) для всех исследованных комбинаций площадей сечения в широком диапазоне температур (10–25 К) по сравнению с проволоками в Cu-оболочке ($MgB_2/V/Cu$). Изменение значений CTL при изменении рабочей температуры невелико для обоих типов исследуемых сверхпроводящих проводов. Расчетные значения CTL сверхпроводящих проводов $MgB_2/V/Fe$ составляют менее 1 мм для всей исследуемой комбинации при всех рабочих температурах. Оценка плотности теплового потока, генерируемого на металлической оболочке, предполагает, что электрические потери ниже для сверхпроводящих проводов с Fe-оболочкой. Таким образом, результат данного исследования показывает, что комбинация $MgB_2/V/Fe$ мо-

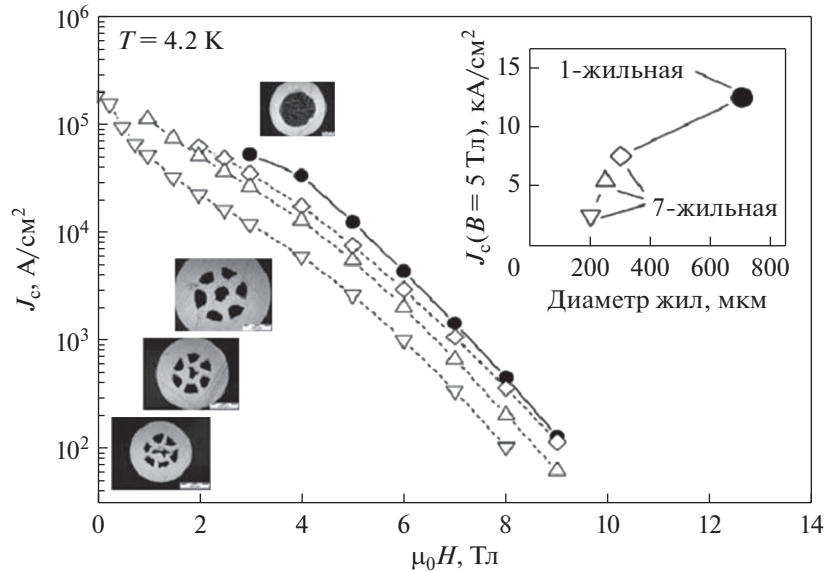


Рис. 8. Критическая плотность тока 1 и 7-жильных проводов MgB_2/Cu с различными внешними диаметрами и диаметрами жил при 4.2 К как функция магнитного поля. На вставке показано уменьшение J_c с уменьшением диаметра нити при 5 Тл [103].

жет быть благоприятна для изготовления сверхпроводящих проводов.

В работе [106] показано, что дополнительная механическая деформация кабеля MgB_2 перед термообработкой приводит к значительному увеличению критических токов за счет улучшения плотности сердечника MgB_2 . J_c (4.2 К, 10 Тл) и J_c (20 К, 5 Тл) = 1×10^4 А/см².

О влиянии холодной деформации под высоким давлением и последующего высокотемпературного восстановительного отжига на размер зерна в массивных образцах MgB_2 говорится в работе [64]. Несмотря на некоторое увеличение размера зерен, отжиг деформированных образцов MgB_2 привел к возрастанию критической плотности тока в ~ 3 раза по сравнению с исходным состоянием (до 6.7×10^4 А/см² при 30 К), что авторы связывают с залечиванием трещин, возникших в результате деформации, и усилением связи между зернами фазы MgB_2 .

В работе [107] исследована структура сердцевин одножильного композита $\text{MgB}_2/\text{Cu}, \text{Nb}$ с критическим током 427 А (0 Тл, 4.2 К; $J_c > 10^5$ А/см²), изготовленного методом *ex-situ*. Наблюдали два типа кристаллов MgB_2 : крупные, очень плотные с пониженным содержанием кислорода (2–8 ат. %) и фракцию из мелких слабосвязанных кристаллитов с повышенным содержанием магния и бора и с повышенным содержанием кислорода (4–21 ат. %). Показано, что фракция с рыхлыми зернами отрицательно влияет на критическую плотность тока.

Проблема фактора плотного прилегания зерен MgB_2 друг к другу обсуждается в работе [108]. Работа проведена в рамках модернизации Большого

адронного коллайдера ЦЕРН для использования проволоки MgB_2 в сильноточных кабелях. Известно, что механические свойства материала для изготовления кабеля имеют ключевое значение для определения конструкции кабеля и условий его изготовления. В этом исследовании авторы оценили модуль Юнга нитей MgB_2 , извлеченных из композитных проволок, *ex-situ*. Были выбраны два типа круглой проволоки MgB_2 . Первая проволока включает тридцать нитей MgB_2 , каждая из которых окружена барьером из ниобия, в матрице Ni. Медный сердечник расположен в центре проволоки, а монель (сплав Ni–Cu) расположен во внешнем слое. Этот провод был использован для создания прототипа кабеля длиной 10 м с токовой нагрузкой 3.5 кА при 27.5 К. Второй провод состоит из тридцати семи нитей MgB_2 , барьера из ниобия вокруг каждой нити, матрицы Ni и монеля во внешнем слое. В этом проводе центральный медный сердечник заменен нитью из MgB_2 . Стабилизатор Cu добавлен гальваническим путем, он не входит в поперечное сечение. Нити, состоящие из MgB_2 , Nb и Nb–Ni, были извлечены путем химического травления проволоки, их модули Юнга были оценены как 114 и 122 ГПа при испытании одиночного волокна на растяжение. Если предположить, что Ni_3Nb в одиночном волокне имеет произвольную ориентацию, то модуль Юнга нитей MgB_2 , извлеченных из проволоки двух различных геометрий, составил 62 и 84 ГПа соответственно. Эти значения намного ниже, чем известные значения для очень плотной массы MgB_2 . На основании этих результатов авторы считают, что нити MgB_2 содержат значительные поры.

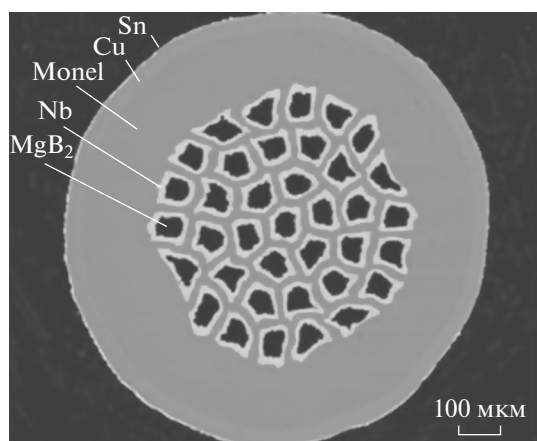


Рис. 9. Поперечное сечение провода MgB_2 [91].

Работа [91] посвящена изучению механических свойств круглых проводов MgB_2 нового поколения. В последние годы совместные исследования ЦЕРН и “Колумбус Суперкондукторс” привели к разработке нескольких конфигураций проводов MgB_2 . Целью было достижение превосходных сверхпроводящих свойств в высокоточных MgB_2 -кабелях для модернизации Большого адронного коллайдера в ЦЕРНе (программа HL-LHC). В дополнение к хорошим электрическим характеристикам сверхпроводник должен обладать хорошей механической прочностью с учетом возможных напряжений во время работы, в том числе при прокладке кабелей. Таким образом, изучение механических свойств проводов MgB_2 имеет решающее значение для проектирования кабеля и его функционального использования. Все результаты, описанные в данной работе, предполагается использовать для оптимизации 18-ниточной конфигурации кабеля MgB_2 в рамках программы HL-LHC. Измерения критического тока проводили при 4.2 К и в поле 3 Тл на проволоке, изготовленной методом *ex-situ* из 37 жил MgB_2 , подвергнутой деформации растяжением. Сечение провода показано на рис. 9. Было обнаружено, что ухудшение критического тока на 5% происходит при 0.35% деформации. Испытания на растяжение с оценкой модуля Юнга ($E = 151 \pm 2$ ГПа) и предела текучести ($\sigma_y, 0.2\% = 244 \pm 3$ МПа) проводили при комнатной температуре. Критический радиус изгиба и критический шаг скрутки были оценены с учетом механических характеристик провода при комнатной температуре и при 4.2 К. Сверхпроводящий кабель длиной 1 м, состоящий из медного сердечника и 18 жил MgB_2 , был изготовлен методом скручивания, рис. 10. Провода и извлеченные жилы были испытаны при 4.2 К и в поле 3 Тл. Измерения показали отсутствие деградации по критическому току до шага скручивания $T_p = 170$ мм.

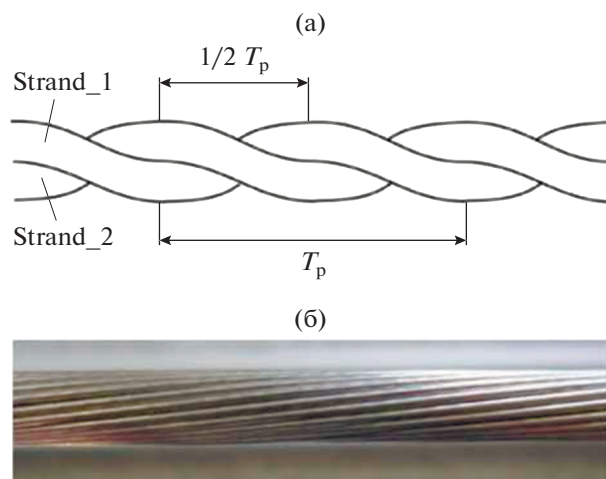


Рис. 10. Схематическое изображение двухжильного кабеля с указанием шага скручивания (T_p) и шага полускручивания ($1/2 T_p$) (а). Часть кабеля длиной один метр, состоящая из медного сердечника и 18 жил из MgB_2 [91] (б).

В работе [90] описан процесс изготовления и характеристики критического тока 30-жильного сверхпроводящего провода MgB_2 и сверхпроводящих кабелей со структурой $(6 + 1)$ на основе этого провода, полученного методом *in-situ*, “порошок в трубе”. Проволока для прекурсоров MgB_2 была подготовлена обычным методом “порошок в трубе” в Nb трубках. После этого Nb трубки с порошками Mg и B помещали в медные трубки. Собранные одножильные композиты Cu/Nb/Mg–B были прокатаны и вытянуты в шестиугольные стержни шириной поперечного сечения 2.65 мм. Тридцать одножильных композитных стержней и семь стержней Nb–Cu одинакового размера были собраны в трубку из сплава монель. Впоследствии собранная многожильная композитная облицовка была подвергнута прокатке и волочению, с необходимыми отжигами, до конечного диаметра 1.0 мм. Шесть 30-жильных MgB_2 предшествующих проводов, собранных вокруг одного медного провода в центре, были скручены в кабели с 3 различными шагами скручивания. Результаты металлографического анализа показывают, что 30-жильная проволока MgB_2 имеет хорошую однородность как в поперечном, так и в продольном направлениях, а критический ток (I_c) и критическая плотность тока (J_c) при 4.2 К и 4 Тл достигают 82.6 А и 7.3×10^4 А/см² соответственно. Для сверхпроводящего кабеля MgB_2 со структурой $(6 + 1)$ и шагом скручивания T_p 50 мм I_c достигает 467 А при 4.2 К и 4 Тл. После скручивания наличие собственного поля испытываемого кабеля не уменьшает значение I_c провода MgB_2 . Эта работа показывает, что сверхпроводящие кабели MgB_2 имеют большой потенциал для практического использования.

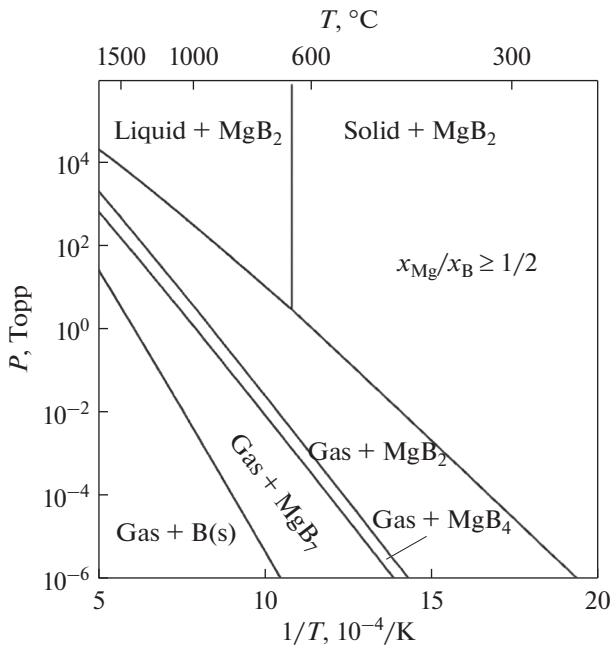


Рис. 11. Фазовая диаграмма давление–температура для атомного соотношения $Mg : B$ $x_{Mg}/x_B \geq 1/2$. Область, обозначенная “Газ + MgB_2 ”, представляет собой окно роста для пленок MgB_2 [111].

Подводя итог по этому разделу, следует отметить, что MgB_2 по-прежнему привлекает огромный интерес исследователей, начиная с его фундаментальных физических свойств и заканчивая практическими приложениями. В ведущих мировых компаниях по производству сверхпроводящего провода Columbus Superconductor (Италия), HuperTech (США), Hitachi (Япония), WST (Китай), KAT (Корея) в настоящее время производят провода на основе MgB_2 различных типоразмеров различными методами и ведутся новые разработки по изготовлению сверхпроводящих проводов и кабелей из MgB_2 .

СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ ПЛЕНКИ ИЗ MgB_2

Второй наиболее перспективной областью практического применения материалов из диборида магния является сверхпроводниковая электроника. Базисом для использования сверхпроводящих соединений в электронных устройствах служат технологии получения тонких пленок и гетероструктур на их основе, которые, как правило, осаждают на диэлектрическую подложку. Прогресс в области создания тонких пленок MgB_2 стал результатом успешного преодоления ряда серьезных трудностей, включающих летучесть Mg и фазовую стабильность MgB_2 , низкие коэффициенты прилипания Mg при повышенных температурах и реакционную способность Mg с кислородом [109].

Из-за чрезвычайной химической активности магния технологии приготовления тонких пленок диборида магния базируются на применении методов осаждения с использованием испарения его компонент. Среди таких методов – совместное испарение компонент из резистивных испарителей, а также испарение одного из компонентов из резистивного испарителя, а другого с помощью электронной пушки; лазерное осаждение с последующим *ex-situ* отжигом, молекулярно-лучевая эпитаксия, магнетронное распыление мишеней, осаждение путем гибридного физико-химического испарения (hybrid physical-chemical vapour deposition, HPCVD). В настоящее время метод HPCVD является одним из наиболее перспективных, в частности, он позволяет реализовать эпитаксиальный рост [110].

Осаждение пленок MgB_2 Процесс осаждения пленок MgB_2 осложнен следующими факторами.

Поскольку Mg летуч, и MgB_2 разлагается при высокой температуре при недостаточном давлении паров Mg, наиболее важным требованием для осаждения пленок MgB_2 при повышенной температуре является обеспечение высокого давления паров Mg.

На фазовой диаграмме давление–температура Mg, показанной на рис. 11, окно роста для пленок MgB_2 отмечено “Газ + MgB_2 ”, что соответствует очень высокому давлению паров Mg, необходимому для поддержания термодинамической стабильности MgB_2 . Например, осаждение при 750°C , желательное для выращивания эпитаксиальных тонких пленок, требует давления Mg более 44 мТорр ($1 \text{ мТорр} = 0.133322 \text{ Па}$). Снижение температуры осаждения приведет к нарушению кристаллической структуры пленок. Например, давление Mg, необходимое для фазовой стабильности, составляет около 10^{-8} Торр при температуре 300°C . Осаждение MgB_2 является процессом с участием летучих элементов, и состав пленки MgB_2 может автоматически регулироваться до тех пор, пока парциальное давление Mg находится в пределах довольно большого окна роста, а соотношение $Mg : B$ больше 1 : 2 [109].

Для выращивания чистых пленок MgB_2 также крайне важно предотвратить загрязнение кислородом и углеродом во время роста. Mg сильно реагирует с кислородом, и было показано, что осаждение MgB_2 при $250\text{--}300^\circ\text{C}$ и фоновом давлении (условное давление чистого азота), 3×10^{-8} Торр приводит к образованию изолирующих пленок. Окисление Mg снижает эффективное давление паров Mg и образует MgO, который препятствует росту зерен MgB_2 , что приводит к нанокристаллической структуре [112] и плохим сверхпроводящим свойствам. Загрязнение углеродом во время роста пленки происходит в основном из исходных материалов, например, в мишенях для распыления или лазерной абляции, и снижает кри-

тическую температуру (T_c) MgB_2 . Однако окисление [110] и легирование углеродом [113, 114] могут способствовать увеличению верхнего критического поля MgB_2 .

Отжиг пленок В в парах Mg. Самым первым успешным методом получения высококачественных пленок MgB_2 является осаждение пленок-прекурсоров В или смеси Mg–В при низких температурах и их отжиг в парах Mg при высоких температурах. Пленки прекурсоров могут быть получены методом импульсного лазерного осаждения [26], магнетронного распыления [115], электронно-лучевого испарения [116], термического испарения [117], химического осаждения из паровой фазы (CVD) [118] или трафаретной печати [119]. Отжиг пленок-прекурсоров часто проводится в герметичном корпусе с кусочками металлического Mg при температуре выше 850°C , что обеспечивает высокое давление паров Mg, необходимое для стабильности фаз при высокой температуре обработки.

Тонкие пленки MgB_2 , выращенные с помощью двухэтапного процесса осаждение–отжиг, являются эпитаксиальными [120]. Сверхпроводящие свойства пленок также превосходны: $T_c \sim 39\text{ K}$ [26, 115] и очень высокая плотность критического тока J_c , превышающая 10^7 A/cm^2 при нулевом поле [121]. Однако зачастую трудно устранить загрязнение кислородом и углеродом, возникающее при осаждении пленки прекурсора. Кислород попадает в пленки прекурсоров из-за низкого фонового вакуума во время осаждения, а углерод содержится в исходных материалах. Применяя метод осаждения CVD с использованием водорода в качестве газа-носителя и диборана (B_2H_6) в качестве источника бора, удалось получить очень чистые пленки бора [122]. Отжиг в парах Mg проводится в чистой среде в герметичной трубке из углеродистой стали в атмосфере Ar. На изготовленной таким способом пленке MgB_2 толщиной 3 мкм на подложке SiC, показан резкий сверхпроводящий переход при 40 K, низкое остаточное удельное сопротивление 1.25 мкОм/см , и достаточно высокий коэффициент остаточного сопротивления (RRR) 10, что указывает на однородную чистую пленку.

Разновидностью метода двухступенчатого отжига является отжиг пленки-прекурсора *in-situ* после ее осаждения в парах Mg, образующихся локально из избыточного Mg в пленке-прекурсоре. Пленки-прекурсоры или мультислои MgB_2 , Mg + MgB_2 или Mg + В осаждаются при температуре от комнатной до 300°C с помощью импульсного лазерного осаждения [112, 123], напыления [124], термического испарения [117] или электронно-лучевого испарения [125]. Затем их нагревают в ростовой камере до различных температур отжига и в течение различных периодов времени, так чтобы фаза MgB_2 образовывалась, но не раз-

лагалась (локальное давление паров Mg изменяется в ходе отжига и в конечном итоге падает), что требует тщательного балансирования между этими процессами. Пленки MgB_2 , полученные таким способом, часто являются нанокристаллическими, с более низкой T_c [112, 123].

Физическое осаждение из паровой фазы. Сверхпроводящие пленки MgB_2 могут быть получены одномоментным осаждением *in-situ*, что впервые было продемонстрировано авторами работы [126] с помощью импульсного лазерного осаждения при $400\text{--}450^\circ\text{C}$. Осаждение пленок MgB_2 при низких температурах позволяет избежать необходимости высокого давления паров Mg. Чтобы предотвратить загрязнение кислородом, для получения сверхпроводящих пленок необходимо сверхвысоковакуумное (СВВ) фоновое давление выше 10^{-8} Торр [127–129]. Показано, что также важно использовать чистый источник металла Mg, чтобы избежать загрязнения кислородом и углеродом. В работах [128, 129] для осаждения сверхпроводящих пленок MgB_2 использовали молекулярно-лучевую эпитаксию (МВЕ), температуру подложки поддерживали в интервале от 150 до 320°C . Для пленки, осажденной на подложку при 320°C , получили $T_c \sim 36\text{ K}$. Джо и др. показали, что размер зерен MgB_2 в таких пленках может достигать 400 \AA [130].

Для улучшения кристаллической структуры, а именно, повышения чистоты пленки, эпитаксиальности и оптимального размера зерна, желательна более высокая температура осаждения, что требует высокого давления Mg и уменьшения загрязнения кислородом. Это было показано Шнайдером и др. путем приготовления тонких пленок MgB_2 методом *in-situ*, который сочетает в себе испарение Mg из интенсивного источника пара с распылением В в сверхвысоком вакууме [131]. Осажденная при температуре подложки 440°C таким способом пленка имела $T_c = 33\text{ K}$.

Наиболее успешным методом физического осаждения паров для роста MgB_2 является метод реактивного испарения (RCE), о котором сообщили авторы статьи [132]. Пленки вырастили методом, в котором используется вращающийся нагреватель. Отмечено высокое качество пленок MgB_2 , полученных осаждением при температуре 550°C . Эта технология позволяет также выращивать двусторонние пленки большой площади в промежуточных слоях многослойных пленок.

Гибридное физико-химическое осаждение из паровой фазы. Из всех методов осаждения тонких пленок MgB_2 наиболее эффективным оказалось гибридное физико-химическое осаждение паров (HPCVD). В этом методе пары Mg получают путем термического испарения объемных кусков (физическое осаждение паров), а бор – из газа-прекурсора диборана, B_2H_6 (химическое осажде-

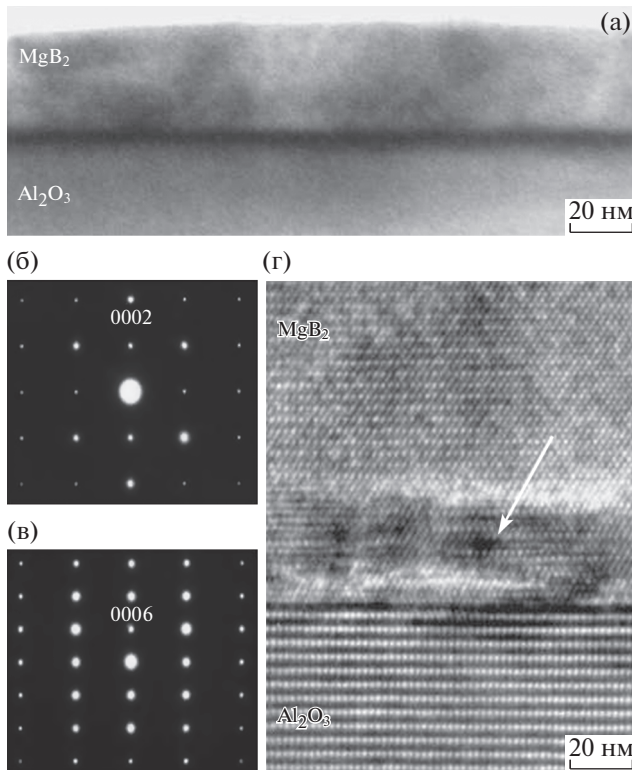


Рис. 12. Микроструктура и межфазная атомная структура пленки, изученная методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в поперечном сечении: а – изображение ПЭМ в светлом поле с малым увеличением; б – картина дифракции электронов MgB_2 , показывающая дифракционную картину, ось зоны $[11\bar{2}0]$; в – дифракционная картина от сапфировой подложки с осью зоны $[10\bar{1}0]$ (направление падающего электронного пучка как на рис. б); г – ПЭМ-изображение границы раздела с высоким разрешением пленка / подложка, показывающее промежуточный слой (отмечен стрелкой), полученный в результате наложения областей MgO с эпитаксиально выращенным MgB_2 [133].

ние паров). Этот метод обеспечивает высокое давление паров Mg , которое удовлетворяет условию термодинамической стабильности фазы при температуре осаждения, и использует восстановительную водородную среду во время осаждения, которая подавляет окисление Mg . В оригинальной системе HPCVD в Пенсильванском университете [133] один графитовый нагреватель с SiC -покрытием использовали для нагрева как подложки, так и кусочков Mg , расположенных рядом с подложкой. При индукционном нагреве подложки до температуры около 700°C в водороде (газе-носителе) с давлением около 100 Торр, объемные кусочки Mg также нагреваются, создавая высокое давление паров Mg вблизи подложки. Когда смесь газов вводится в реактор, начина-

ется рост MgB_2 . Осаждение прекращается выключением газа B_2H_6 , и пленка охлаждается в водороде до комнатной температуры. Структура такой пленки показана на рис. 12.

Выбор подложек оказывает непосредственное влияние на качество тонких пленок MgB_2 . Для изготовления MgB_2 -пленки обычно используют $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-R}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-C}$, $\text{Si}(100)$, $\text{Si}(111)$, $\text{SrTiO}_3(100)$, $\text{MgO}(100)$ или $\text{SiC}(0001)$. Так как MgB_2 имеет гексагональную структуру, следует использовать в качестве подложки материалы с гексагональной структурой [134].

Авторы работы [135] считают, что 4H-SiC и 6H-SiC являются идеальными подложками для тонких пленок MgB_2 . При нулевом поле J_c составляет $3.5 \times 10^7 \text{ A/cm}^2$ при 4.2 К и выше 10^7 A/cm^2 при 25 К.

Очень чистые эпитаксиальные тонкие пленки MgB_2 были осаждены методом HPCVD благодаря восстановительной среде H_2 и высокочистым источникам Mg и B , используемым в этой технологии [133, 136]. Чистые пленки, осажденные методом HPCVD чище, чем монокристаллы [137] и объемные образцы. Значение T_c у них выше, чем у объемного MgB_2 , из-за деформационно-индуцированного смягчения фононов, которое усиливает электрон-фононное взаимодействие [138].

В оригинальной системе HPCVD парциальное давление Mg связано с температурой подложки, что ограничивает температуру подложки примерно не ниже 700°C , поскольку при снижении температуры подложки давление паров Mg уменьшается. В современных установках при осаждении пленок MgB_2 есть возможность контролировать температуру источника Mg и, следовательно, давление паров Mg не зависит от температуры подложки.

Сообщалось о модифицированных конфигурациях HPCVD с отдельными нагревателями источника Mg и подложки. Методика, использованная в [139], с подачей диборана в виде струи, позволила осаждать пленки MgB_2 с очень высокой скоростью (2 мкм/мин). В работе [140] осаждение сверхпроводящих пленок MgB_2 было проведено при температурах от 350 до 750°C . Пленка, осажденная при 620°C , имеет самую высокую $T_c = 40.8 \text{ K}$ и наименьшее остаточное удельное сопротивление. При снижении температуры подложки T_c уменьшается, а удельное сопротивление увеличивается. Было замечено, что пленка, осажденная при 620°C , также имеет наилучшую кристалличность среди этих образцов. Авторы [141] в аналогичную схему с источником испарения Mg включили импульсное лазерное осаждение Mg и получили пленки MgB_2 с $T_c = 40 \text{ K}$ при температуре около 400°C .

Метод HPCVD продемонстрировал эффективность при изготовлении ультратонких пленок, не-

обходимых для изготовления сверхпроводящих нанопроволочных однофотонных детекторов (SNSPD). Авторами работы [142] методом HPCVD на подложках (111) MgO были эпитаксиально выращены ультратонкие пленки MgB_2 толщиной от 6 до 11 нм. Пленки имеют T_c выше 34 К, $\rho_{42\text{K}}$ в диапазоне 3–27 мкОм/см и J_c $(0.6\text{--}7.7) \times 10^7$ А/см² при 2 К, которые сравнимы с таковыми для ультратонких пленок MgB_2 , приготовленных методом HPCVD на подложках SiC или Al_2O_3 .

Свойства легированных пленок MgB_2 в сильных полях. Для проводников с высоким магнитным полем важным параметром является критическая плотность тока J_c в магнитном поле. Чистые пленки MgB_2 демонстрируют высокую плотность тока в собственном поле. Значение $J_c = 1.6 \times 10^8$ А/см при 2 К было получено авторами работы [143] в пленке HPCVD на мостике шириной 150 нм. Однако J_c быстро подавляется приложенным магнитным полем из-за слабого пиннинга в чистых пленках. Дело в том, что основным механизмом пиннинга в MgB_2 является пиннинг на границах зерен, а HPCVD-пленки характеризуются сравнительно крупнозернистой структурой с характерным размером зерна 130 нм [138]. О влиянии размера зерна говорится также в работе [144]. Структура пленок MgB_2 , приготовленных методом ультразвукового пиролиза на монокристаллических подложках из Al_2O_3 , исследована после нагрева *ex-situ* и *in-situ*. Пленки, приготовленные при нагреве *in-situ*, имеют малый размер зерен (<50 нм) и, как оказалось, обладают гораздо лучшими свойствами, чем пленки, приготовленные при нагреве *ex-situ*, которые имеют более крупные зерна (1 мкм). Наилучшее значение T_c и критической плотности тока J_c составили 36 К и 9.88×10^5 А/см² соответственно для пленок, имеющих мелкое зерно.

Легирование углеродом в HPCVD пленках MgB_2 приводит к значительному улучшению поля необратимости H_{irr} и $J_c(H)$, что указывает на усиление пиннинга потока [145]. Критическая плотность тока J_c в собственном поле очень высока в чистой пленке MgB_2 , но она быстро падает при увеличении внешнего магнитного поля. Для пленок, легированных углеродом, несмотря на то что J_c в собственном магнитном поле уменьшается из-за уменьшения энергии активации вихрей и площади поперечного сечения токопроводящего слоя, полевая зависимость J_c слабее, и $J_c(H)$ при высоких полях намного выше. Кроме того, изменения в микроструктуре, такие как уменьшение размера зерна до 5–20 нм и существование аморфной межзеренной фазы [146], способствуют усилению пиннинга в легированных углеродом HPCVD пленках MgB_2 . Экспериментальные доказательства тесной корреляции между уменьшением размера зерна и улучшением свойств в сильных полях были представлены авторами

[143]. Изучение методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показали, что содержание углерода в зернах MgB_2 $\text{Mg}(\text{B}_{1-x}\text{C}_x)_2$ составляет $x < 5\%$, и что большая часть углерода входит в аморфную межзеренную фазу. В пленках с размером зерна 5–20 нм наблюдали обширный структурный беспорядок, включающий вращение решетки относительно оси c и небольшие разориентировки оси c в соседних областях. Сильное рассеяние электронов от наноразмерного беспорядка может быть причиной очень высокого H_{c2} в пленках HPCVD, легированных углеродом [146]. Считается, что особая микроструктура легированных углеродом HPCVD-пленок является ключом к их превосходным свойствам в сильных магнитных полях, по сравнению с объемным MgB_2 , легированным углеродом, и MgB_2 , модифицированным легированием кислородом и облучением частицами. Следует отметить, что эпитаксия и текстура не являются необходимыми для достижения превосходных характеристик в сильных магнитных полях. Были показаны превосходные J_c в сильных магнитных полях в поликристаллических пленках MgB_2 , полученных двухэтапным отжигом, с размером зерен 10–20 нм и без эпитаксиальной структуры. Предполагается, что увеличение J_c в сильных полях связано с уменьшением размера зерна и небольшими включениями MgO [109]. Для пленок, легированных углеродом, легирование значительно усиливает H_{c2} , которое составляет более 70 Т при низкой температуре благодаря уникальной микроструктуре, состоящей из слоев MgB_2 толщиной в несколько нанометров, разделенных несверхпроводящими слоями MgB_2C_2 [113].

В статье [110] обсуждается вопрос взаимосвязи структуры и сверхпроводящих свойств пленок дигидрида магния, полученных методом магнетронного распыления, и допированных кислородом.

Плотность сверхпроводящего критического тока пленок достигает значения $J_c = 1.8 \times 10^7$ А/см² в нулевом магнитном поле при температуре 10 К за счет пиннинга вихрей Абрикосова на частицах MgB_xO_y , образовавшихся на границах зерен и внутри зерна.

Гетероструктуры MgB_2 с другими материалами. Джозефсоновские приборы и интегральные схемы требуют многослойного соединения MgB_2 с другими изоляционными и металлическими материалами. После успехов в осаждении однослойных тонких пленок MgB_2 фокус исследований естественным образом смещается на осаждение многослойных структур, в частности, структур $\text{MgB}_2/\text{барьер}/\text{MgB}_2$. Структурные, химические и электрические свойства на границах раздела имеют решающее значение для разработки устройств и схем [147].

Есть сообщения о полученных переходах, включая $\text{MgB}_2/\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Nb}$ [148], $\text{NMgB}_2/\text{AlN}/$

Nb [149], $\text{MgB}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{V}$ [150], $\text{MgB}_2/\text{барьер}/\text{In}$ и $\text{MgB}_2/\text{барьер}/\text{Pb}$ [151], $\text{MgB}_2/\text{MgO}/\text{Au}$ и $\text{MgB}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ [147]. Эти трехслойные переходы очень важны для демонстрации жизнеспособности различных барьерных материалов и для фундаментальных исследований двухщелевой сверхпроводимости в MgB_2 .

Было исследовано несколько типов слабосвязанных соединений, для которых требуется только один слой MgB_2 . Одним из типов слабого соединения являются наномосты [152], сформированные в пленках MgB_2 путем нанофабрикации. Был использован сфокусированный ионный пучок для получения наномостов шириной около 70 нм, высотой 150 нм и длиной 150 нм [153], и изготовлен сервер SQUID, использующий эти слабосвязанные переходы, которые хорошо работают при 20 К [109].

Авторами [154] были проведены обширные исследования многослойных пленок MgB_2/Ni и MgB_2/V , изготовленных методом испарения электронным пучком (ЕВ). Критическая плотность тока J_c многослойных пленок MgB_2/Ni и MgB_2/V в параллельных полях оказалась выше, чем у монослойной пленки MgB_2 , благодаря введению искусственных центров пиннинга из наноразмерных слоев Ni и V.

Применение пленок из MgB_2 . MgB_2 интересен для сверхпроводящей электроники главным образом потому, что его высокая T_c (40 К) позволяет применять джозефсоновские переходы и схемы при температуре выше 20 К, в отличие от сверхпроводников на основе Nb, которые необходимо охлаждать до 4.2 К. Охладитель на 20 К требует гораздо меньшей потребляемой мощности, весит гораздо меньше и стоит гораздо дешевле, чем охлаждитель на 4 К при той же мощности охлаждения.

Пленки MgB_2 могут быть использованы при создании радиочастотных резонаторов. Сверхпроводящий высокочастотный (ВЧ) резонатор является ключевой составляющей ускорителей, используемых в физике высоких энергий, ядерной физике, источниках синхротронного излучения на основе накопительных колец и лазерах на свободных электронах. Например, в ускорителях частиц следующего поколения – международном линейном коллайдере (ILC) – будет использоваться 16000 сверхпроводящих радиочастотных резонаторов из чистого Nb. Ниобий – это материал, используемый в настоящее время для создания сверхпроводящих радиочастотных резонаторов, обладающий впечатляющими характеристиками, приближающимися к теоретическому пределу. Максимальное ускоряющее поле, соответствующее поверхностному магнитному полю, для ниобия достигло значений критического ВЧ поля 50 МВ/м. Дальнейшее улучшение характеристик ВЧ резонатора требует сверхпроводников с более высокой T_c , более высо-

ким критическим ВЧ полем и более высокой теплопроводностью, с выгодами также от снижения стоимости криогенной техники [109].

Существует также преимущество использования сверхпроводящего тонкопленочного покрытия ВЧ-полостей [155]. Поскольку ВЧ-поле экспоненциально затухает от поверхности сверхпроводника, свойства полости определяются только тонким слоем сверхпроводника на поверхности полости, а остальная часть стенки служит только для механической поддержки. Когда требуется очень большое количество полостей, стоимость высокочистого ниобия может оказаться непомерно высокой, что делает полости с тонкопленочным покрытием MgB_2 очень привлекательными. Кроме того, использование материала с высокой теплопроводностью, такого как Cu, для корпуса полости может обеспечить лучшую термическую стабильность.

Большой потенциал для использования MgB_2 в сверхпроводящих ВЧ-резонаторах был признан исследователями в этой области [156]. Некоторые результаты показали потенциально высокую способность пленок MgB_2 , полученных импульсным лазерным осаждением и реактивным совместным испарением методом HPCVD [157], выдерживать большую мощность по сравнению с пленками Nb. Исследование пленок MgB_2 для радиочастотных резонаторов только начинается. Необходимо провести еще много работы, чтобы полностью изучить их потенциал в этом важном применении [109].

В работе [158] говорится о возможности изготовить ультратонкую пленку толщиной 4.2 нм, обладающую хорошими сверхпроводящими свойствами при критической температуре 8 К и удельным сопротивлением 1200 мкОм/см при 40 К, а также со средней шероховатостью 0.18 нм. Такая ультратонкая пленка MgB_2 до 7.5 нм была эпитаксиально выращена на подложке Al_2O_3 методом HPCVD [159]. Она имеет $T_c = 34$ К (0 Тл), удельное сопротивление 7.90 мкОм/см при 42 К и критическую плотность тока – 10^6 А/см² при 16 К. Авторам [160] удалось изготовить детекторы горячих электронов; они показали высокую плотность тока 7.7×10^6 А/см² при 4.2 К в 400-нм мосте с толщиной MgB_2 30 нм и детекторы с меандровой линией шириной 250 нм, толщиной 10 нм и критической температурой 12 К. Таким образом, пленки MgB_2 обладают потенциалом для изготовления датчиков методом литографии для различных детекторов: электронных болометров, сверхпроводящих однофотонных детекторов и гетеродинных смесителей.

В статье [160] сообщается о процессе изготовления ультратонких пленок MgB_2 на сапфировых подложках и об их использовании при изготовлении методом литографии сверхпроводящих однофотонных детекторов (SSPD) и гетеродинных

смесительных устройств с низким уровнем шума и высокой промежуточной (НЕВ) частотой. Авторы работы [159] предложили метод изготовления сверхпроводящих нанопроводов шириной 320–650 нм и длиной 1 или 10 мкм из сверхтонких пленок MgB_2 толщиной 10 нм, полученных методом НРСVD. Нанопровода с характеристиками T_c выше 34 К и J_c выше 5×10^7 А/см² при 20 К можно использовать для изготовления наноустройств, таких как НЕВ и SSPD с высокими рабочими температурами.

Авторы работы [159] считают, что 4Н–SiC и 6Н–SiC являются идеальными подложками для тонких пленок MgB_2 . При нулевом поле J_c составляет 3.5×10^7 А/см² при 4.2 К и выше 10^7 А/см² при 25 К.

Пленки MgB_2 пытаются использовать в спинтронике для создания контактов для подвода тока к датчикам на основе туннельных магнитных переходов [160].

Чистые эпитаксиальные пленки MgB_2 и пленки с хорошо контролируемым беспорядком будут по-прежнему важны для фундаментальных исследований двухзонной сверхпроводимости в MgB_2 . В частности, изучение пленок MgB_2 для понимания новых эффектов в области физики, связанных с двухполосной сверхпроводимостью, станет значительным продвижением в познании физики конденсированных сред.

В области приложений для сильных полей, исследование причин значительно более высокой H_{c2} в пленках НРСVD, легированных углеродом, по сравнению с объемными образцами, остается в центре внимания исследований. На очереди стоит разработка и испытание в лабораторных условиях проводника с покрытием MgB_2 . Недавний прорыв в области джозефсоновских туннельных переходов $MgB_2/MgO/MgB_2$ открывает новый период использования этих переходов в многослойных схемах, например, в схемах перекидного переключателя, а также для повышения скорости работы и снижения шума, по сравнению с действующими в настоящее время схемами [161].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящем обзоре обобщен материал по кристаллической структуре диборида магния по методам его синтеза, по влиянию легирования на плотность критического тока. MgB_2 привлек огромное внимание своим потенциалом в качестве сверхпроводника для магнитов в высоких магнитных полях. Верхнее критическое поле H_{c2} в чистом MgB_2 низкое, J_c быстро подавляется внешним магнитным полем из-за отсутствия центров пиннинга. Легирование значительно усиливает H_{c2} из-за возрастания количества центров пиннинга вихрей за счет измельчения зерна и образования мел-

ких частиц на основе легирующих добавок, которые также могут служить дополнительными центрами пиннинга. Кроме того, в обзоре говорится о влиянии различных легирующих добавок на критическую плотность тока.

Отмечен значительный прогресс в технологиях получения проводов MgB_2 с улучшенными электрическими характеристиками. В работе описываются методы производства проводов и кабельных проводников на основе MgB_2 и их потенциал для дальнейшего применения. Первое практическое применение проводники на основе ленты MgB_2 нашли в системах МРТ, работающих по всему миру. Показана перспектива использования проводников MgB_2 для передачи больших потоков энергии на дальние расстояния с помощью “гибридных” водородных энергетических магистралей.

Разрабатываемые в ЦЕРН сверхпроводящие линии высокого тока для питания сверхпроводящих магнитов сверхмощного большого адронного коллайдера высокой яркости в настоящее время являются самым привлекательным прикладным проектом сверхпроводника MgB_2 в мире. Заслуживает особого внимания проект FP7 BESTPATHS, по которому в настоящее время ведется разработка полномасштабной сети по передаче высоких энергий. Среди будущих приложений отмечено потенциальное использование MgB_2 для токамака IGNITOR. Успешное продвижение MgB_2 в этих направлениях может привести к замене им Nb–Ti проводников.

В обзоре рассмотрены различные методы получения пленок MgB_2 . Они включают отжиг пленок прекурсоров бора или Mg–B в парах Mg, как *ex-situ*, так и *in-situ*, физическое осаждение паров и гибридное физико-химическое осаждение паров. Для осаждения наиболее чистых эпитаксиальных пленок MgB_2 успешным является метод НРСVD, поскольку он эффективно удовлетворяет всем ключевым требованиям. Проведен краткий обзор условий осаждения: достаточно высокое давление паров Mg, обеспечивающее термодинамическую стабильность фазы MgB_2 при температурах осаждения, бескислородная среда и чистые источники магния и бора.

В области приложений для сильных полей, исследование причин значительно более высокого H_{c2} в пленках НРСVD, легированных углеродом, по сравнению с объемными образцами, остается в центре внимания исследований. На очереди стоит разработка и испытание в лабораторных условиях проводника с покрытием MgB_2 . Чистые эпитаксиальные пленки MgB_2 и пленки с хорошо контролируемым беспорядком будут по-прежнему являться предметом фундаментальных исследований в физике конденсированных сред. Недавние открытия в области джозефсоновских туннельных переходов $MgB_2/MgO/MgB_2$ откры-

вают возможность работать над использованием этих переходов в многослойных схемах, например, в схемах перекидного переключателя.

Подводя итог, хочется процитировать автора работы [162]: “ MgB_2 — прекрасный подарок природы физике конденсированных сред”.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема “Давление”, № АААА-А18-118020190104-3).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Nagamatsu J., Nakagawa N., Muranaka T., Zenitani Y., Akimitsu J. Superconductivity at 39 K in magnesium diboride // *Nature*. 2001. V. 410. P. 63–64.
2. Canfield P.C., Crabtree G. Magnesium diboride: better late than never // *Physics Today*. 2003. V. 56. P. 34–40.
3. Cava R.J. Genie in a bottle // *Nature*. 2001. V. 410. P. 23–24.
4. Day C. New conventional superconductor found with a surprisingly high T_c // *Physics Today*. 2001. V. 54. № 4. P. 17–18.
5. Buzza C., Yamashita T. Review of the superconducting properties of MgB_2 // *Supercond. Sci. Techn.* 2001. V. 14. № 11. P. R115–R146.
6. Bud'ko S.L., Lapertot G., Petrovic C., Cunningham C.E., Anderson N., Canfield P.C. Boron isotope effect in superconducting MgB_2 // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 86. № 9. P. 1877–1880.
7. Finnemore D.K., Ostenson J.E., Bud'ko S.L., Lapertot G., Canfield P.C. Thermodynamic and transport properties of superconducting Mg^{10}B_2 // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 86. № 11. P. 2420–2422.
8. An J.M., Pickett W.E. Superconductivity of MgB_2 : covalent bonds driven metallic // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 86. № 19. P. 4366–4369.
9. Kortus J., Mazin I.I., Belashchenko K.D., Antropov V.P., Boyer L.L. 2001. Superconductivity of metallic boron in MgB_2 // *Phys. Rev. Letters*. V. 86. № 20. P. 4656–4659.
10. Larbalestier D.C., Cooley L.D., Rikel M.O., Polyanski A.A., Jiang J., Patnaik S., Cai X.Y., Feldmann D.M., Gurevich A., Squitieri A.A., Naus M.T., Eom C.B., Hellstrom E.E., Cava R.J., Regan K.A., Rogado N., Hayward M.A., He T., Slusky J.S., Khalifah P., Inumaru K., Haas M. Strongly linked current flow in polycrystalline forms of the superconductor MgB_2 // *Nature*. 2001. V. 410. P. 186–189.
11. Bugoslavsky Y., Perkins G.K., Qi X., Cohen L.F., Caplin A.D. Vortex dynamics in superconducting MgB_2 and prospects for applications // *Nature*. 2001. V. 410. P. 563–565.
12. Slusky J.S., Rogado N., Regan K.A., Hayward M.A., Khalifah P., He T., Inumaru K., Loureiro S.M., Haas M.K., Zandbergen H.W., Cava R.J. Loss of superconductivity with the addition of Al to MgB_2 and a structural transition in $\text{Mg}_{1-x}\text{Al}_x\text{B}_2$ // *Nature*. 2001. V. 410. P. 343–345.
13. Monteverde M.N., Munez-Regueiro M., Rogado N., Regan K.A., Hayward M.A., He T., Loureiro S.M., Cava R.J. Pressure dependence of the superconducting transition temperature of magnesium diboride // *Science*. 2001. V. 292. P. 75–77.
14. Xi X.X. Two-band superconductor magnesium diboride // *Reports on Progress in Physics*. 2008. V. 71. P. 116501(26).
15. Takahashi T., Sato T., Souma S., Muranaka T., Akimitsu J. High-resolution photoemission study of MgB_2 // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 86. № 21. P. 4915–4918.
16. Karapetrov G., Iavarone M., Kwok W.K., Crabtree G.W., Hinks D.G. Scanning tunneling spectroscopy in MgB_2 // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 86. № 19. P. 4374–4377.
17. Osborn R., Goremychkin E.A., Kolesnikov A.I., Hinks D.G. Phonon density of states in MgB_2 // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 87. № 1. P. 017005(4).
18. Choi H.J., Roundy D., Sun H., Cohen M.L., Louie S.G. The origin of the anomalous superconducting properties of MgB_2 // *Nature*. 2002. V. 418. P. 758–760.
19. Pickett W. Mind the double gap // *Nature*. 2002. V. 418. P. 733–734.
20. Mazin I.I., Andersen O.K., Jepsen O., Dolgov O.V., Kortus J., Golubov A.A., Kuz'menko A.B., van der Marel D. Superconductivity in MgB_2 : clean or dirty? // *Phys. Rev. Letters*. 2002. V. 89. № 10. P. 107002(4).
21. Wang Y.X., Plackowski T., Junod A. Specific heat in the superconducting and normal state (2–300 K, 0–16 T), and magnetic susceptibility of the 38K superconductor MgB_2 : evidence for a multicomponent gap *Physica C*. 2001. V. 355 P. 179–193.
22. Bouquet F., Fisher R.A., Phillips N.E., Hinks D.G., Jorgensen J.D. Specific heat of Mg^{11}B_2 : evidence for a second energy gap // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 87. № 4. P. 047001(4).
23. Szabo P., Samuely P., Kacmarcik J., Marcus J.T.K., Fruchart D., Miraglia S., Marcenat C., Jansen A.G.M. Evidence for two superconducting energy gaps in MgB_2 by point-contact spectroscopy // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 87. № 13. P. 137005(4).
24. Tsuda S., Yokoyama T., Kiss T., Takano Y., Togano K., Kito H., Ihara H., Shin S. Evidence for a multiple superconducting gap in MgB_2 from high-resolution photoemission spectroscopy // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 87. № 17. P. 177006(4).
25. Giubileo F., Rodichev D., Sacks W., Lamy R., Thanh D.X., Klein J., Miraglia S., Fruchart D., Marcus J., Monod P. Two-gap state density in MgB_2 : a true bulk property or a proximity effect? // *Phys. Rev. Letters*. 2001. V. 87. № 17. P. 177008(4).
26. Kang W.N., Kim H.J., Choi E.M., Jung C.U., Lee S.I. Superconducting MgB_2 thin films with a transition temperature of 39 K // *Science*. 2001. V. 292. P. 1521–1523.
27. Iavarone M., Karapetrov G., Menzel A., Komanicky V., You H., Kwok W.K., Orgiani P., Ferrando V., Xi X.X. Characterization of off-axis MgB_2 epitaxial thin films for planar junctions // *Appl. Phys. Letters*. 2005. V. 87. P. 242506(3).
28. Gurevich A., Vinokur V. Interband phase modes and nonequilibrium soliton structures in two-gap superconductors // *Phys. Rev. Letters*. 2003. V. 90. № 4. P. 047004(4).
29. Ponomarev Ya.G., Kuzmichev S.A., Mikheev M.G., Sudakova M.V., Tchesnokov S.N., Timergaleev N.Z., Yargin A.V., Maksimov E.G., Krasnosvobodtsev S.I., Varlashkin A.V., Hein M.A., Muller, G., Piel H., Sevastyanova L.G., Kravchenko O.V., Burdina, K.P., Bulychev B.M. Evidence for a two-band behavior of

- MgB₂ from point-contact and tunneling spectroscopy // Solid State Communications. 2004. V. 129. P. 85–89.
30. *Agterberg D.F., Demler E., Janko B.* Josephson effects between multigap and single-gap superconductors // Physical Review. 2002. V. 66. P. 214507(5).
 31. *Anishchanka A., Volkov A.F., Efetov K.B.* Collective modes in two-band superconductors in the dirty limit // Physical Review. 2007. V. 76. P. 104504(9).
 32. *Suhl H., Matthias B.T., Walker L.R.* Bardeen–Cooper–Schrieffer theory of superconductivity in the case of overlapping bands // Phys. Rev. Letters. 1959. V. 3. P. 552–554.
 33. *Rafieezad M., Balci Ö., Acar S., Somer M.* Review on magnesium diboride (MgB₂) as excellent superconductor: Effects of the production techniques on the superconducting properties // Boron. 2017. V. 2. № 2. P. 87–96.
 34. *Akimitsu J., Akutagawa S., Kawashima K., Muranaka T.* Superconductivity in MgB₂ and Its Related Materials // Progress Theoretical Phys. Suppl. 2005. V. 159. P. 326–337.
 35. *Ranot M., Duong P.V., Bhardwaj A., Kang W.N.* A review on the understanding and fabrication advancement of MgB₂ thin and thick films by HPCVD // Progress Supercond. Cryogenics. 2015. V. 17. № 2. P. 1–17.
 36. *Шиков А.* Российские сверхпроводники // Национальная металлургия. 2004. № 2. С. 83–91.
 37. *Kayikci R., Kurtulus O., Gurbuz R.* The formation and growth behavior of aluminum boride crystals in an Al–B alloy // Solid State Phenomena. 2009. V. 144. P. 140–144.
 38. *Xi X.X., Zeng X.H., Soukiassian A., Jones J.* Thermodynamics and thin film deposition of MgB₂ superconductors // Supercond. Sci. Techn. 2002. V. 15. P. 451–457.
 39. *Ивановский А.Л.* Зонная структура и свойства сверхпроводящего MgB₂ и родственных соединений // ФТТ. 2003. Т. 45. № 10. С. 1742–1769.
 40. *Ивановский А.Л., Шеин И.Р., Медведева Н.И.* Не-стехиометрические дибориды s, p, d металлов: синтез, свойства и моделирование // Успехи химии. 2008. Т. 77. С. 491–501.
 41. *Feng Q., Chen C., Xu J., Kong L., Chen X., Wang Y., Gao Z.* Study on the formation of MgB₂ phase // Physica C. 2004. V. 411. P. 41–46.
 42. *Vovone G., Matera D., Bernini C., Bellingeri E., Siri A.S., Malagoli A., Vignolo M.* Synthesis temperature effects on ex-situ manufactured MgB₂ wires useful for power applications // J. Alloys Compounds. 2016. V. 660. P. 342–346.
 43. *Кузнецова Е.И., Сударева С.В., Криницина Т.П., Блинова Ю.В., Романов Е.П., Акшенцев Ю.Н., Дегтярев М.В., Тихоновский М.А., Кисляк И.Ф.* Механизм образования и особенности структуры массивных образцов соединения MgB₂ // ФММ. 2014. Т. 115. С. 186–197.
 44. *Кузнецова Е.И., Акшенцев Ю.Н., Есин В.О., Сударева С.В., Блинова Ю.В., Дегтярев М.В., Новожинов В.И., Романов Е.П.* Механизмы образования массивной сверхпроводящей фазы MgB₂ при высоких температурах // ФТТ. 2015. Т. 57. С. 859–865.
 45. *Ma Z.Q., Liu Y.C.* Low-temperature synthesis of MgB₂ superconductors // Intern. Mater. Rev. 2011. V. 56. № 5–6. P. 267–286.
 46. *Ishiwata J., Muralidhar M., Koshizuka N., Inoue K., Murakami M.* Effect of sintering time on the optimal synthesis condition in MgB₂ // Phys. Procedia. 2014. V. 58. P. 102–105.
 47. *Giunchi G.* High density MgB₂ obtained by reactive liquid Mg infiltration // Int. J. Mod. Phys. B. 2003. V. 17. № 1. P. 453–460.
 48. *Giunchi G.* The Superconducting Properties of High Density Bulk MgB₂ Obtained by Reactive Liquid Mg Infiltration // AIP Conference Proceedings. 2006. V. 824. № 1. P. 813–819.
 49. *Bhagurkar A.G., Yamamoto A., Hari Babu N., Durrell J.H., Dennis A.R., Cardwell D.A.* Synthesis of dense bulk MgB₂ by an infiltration and growth process // Supercond. Sci. Techn. 2015. V. 28. № 1. P. 015012.
 50. *Prikhna T.A.* Modern superconductive materials for electrical machines and devices working on the principle of levitation // Fizika Nizkikh Temperatur. 2006. V. 32. № 4–5. P. 661–676.
 51. *Prikhna T.A., Gawalek W., Savchuk Ya.M., Habisreuther T., Wendt M., Sergienko N.V., Moshchil V.E., Nagorny P., Schmidt Ch., Dellith J., Dittrich U., Litzkendorf D., Melnikov V.S., Sverdun V.B.* The inclusions of Mg–B (MgB₁₂?) as potential pinning centres in high-pressure–high-temperature-synthesized or sintered magnesium diboride // Supercond. Sci. Techn. 2007. V. 20. № 9. P. 257–263.
 52. *Prikhna T.A., Gawalek W., Savchuk Ya.M., Tkach V.M., Danilenko N.I., Wendt M., Dellith J., Weber H., Eisterer M., Moshchil V.E., Sergienko N.V., Kozurev A.V., Nagorny P.A., Shapovalov A.P., Melnikov V.S., Dub S.N., Litzkendorf D., Habisreuther T., Schmidt Ch., Mamilis A., Sokolovsky V., Sverdun V.B., Karau F., Starostina A.V.* Higher borides and oxygen-enriched Mg–B–O inclusions as possible pinning centers in nanostructural magnesium diboride and the influence of additives on their formation // Physica C. 2010. V. 470. P. 935–938.
 53. *Потанин А.Ю., Левашов Е.А., Ковалев Д.Ю.* Динамика фазообразования при синтезе диборида магния из элементов в режиме теплового взрыва // Изв. Вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2016. № 3. С. 2–22.
 54. *Kovalev D.Yu., Potanin A.Yu., Levashov E.A., Shkodich N.F.* Phase formation dynamics upon thermal explosion synthesis of magnesium diboride // Ceramics International. 2016. V. 42. № 2. Part B. P. 2951–2959.
 55. *Xiujuan Chen, Tiandong Xia, Mingjing Wang, Wenjun Zhao, Tianzuo Liu.* Microstructural transformation during combustion synthesis of MgB₂ superconductor // Physica C. 2007. V. 454. Iss. 1–2. P. 38–42.
 56. *Zhou S., Pan A.V., Horvat J., Qin M.J., Liu H.K.* Effects of precursor powders and sintering processes on the superconducting properties of MgB₂ // Supercond. Sci. Techn. 2004. V. 17. P. 528–532.
 57. *Lomovsky O.I., Golubkova G.V., Dovlitova L.S., Zaikovskii V.I., Maly V.I.* Mechanochemical synthesis of amorphous and crystalline magnesium diboride // Inorganic Materials. 2010. V. 46. P. 22–27.
 58. *Przybylski K., Chmist J., Zalecki R., Kolodziejczyk A.* Effect of microstructure on properties of MgB₂ synthesized by SHS method // Physica C. 2004. V. 408–410. P. 117–119.
 59. *Zhu J., Zhang Y.B., Niu X.L., Lu C.C., Zhu H.M., Cai C.B.* Improvement of Current-Carrying Capacity

- and In Situ Control of the Superconducting Fraction of $\text{MgB}_2\text{-MgO}$ Composites // *J. Supercond. Nov. Magn.* 2014. V. 27. P. 2205–2209.
60. Козырев А.В., Прихна Т.А., Барвицкий П.П., Шатерник А.В., Шатерник В.Е. Высшие бориды и кислородсодержащие включения как возможные центры пиннинга в сверхпроводящих материалах на основе MgB_2 // *Metallophysics Advanced Techn.* 2019. V. 41. № 7. P. 863–871.
 61. Durrell J.H., Dancer C.E.J., Dennis A., Shi Y., Xu Z., Campbell A.M., Babu N.H., Todd R.I., Grovenor C.R.M., Cardwell D.A. A trapped field of >3T in bulk MgB_2 fabricated by uniaxial hot pressing // *Supercond. Sci. Techn.* 2012. V. 25. P. 112002.
 62. Kulich M., Flukiger R.L., Senatore C., Tropeano M., Piccardo R. Effect of cold high pressure deformation on the properties of ex situ MgB_2 wires // *Supercond. Sci. Techn.* 2013. V. 26. P. 105019.
 63. Дегтярев М.В., Пилюгин В.П., Акишнев Ю.Н., Кузнецова Е.И., Криницина Т.П., Блинова Ю.В., Сударева С.В., Романов Е.П. Влияние деформации под высоким давлением и отжига на структуру и свойства массивного сверхпроводника MgB_2 // *ФММ.* 2016. Т. 117. № 8. С. 800–810.
 64. Кузнецова Е.И., Криницина Т.П., Блинова Ю.В., Дегтярев М.В., Сударева С.В. Тонкая структура массивного сверхпроводника MgB_2 после деформации и термической обработки // *ФММ.* 2017. Т. 118. № 4. С. 364–371.
 65. Кузнецова Е.И., Криницина Т.П., Сударева С.В., Блинова Ю.В., Дегтярев М.В., Акишнев Ю.Н. Механизмы холодной деформации под высоким давлением сверхпроводящей керамики MgB_2 // *ФММ.* 2018. Т. 119. № 8. С. 850–857.
 66. Rakov D.N., Vorobieva A.E., Konovalov P.V., Kotova E.V., Belotelova Yu.N., Polikarpova M.V. Influence of Carbon Doping on MgB_2 Superconducting Properties // *Phys. Procedia.* 2012. V. 36. P. 1480–1485.
 67. Zhang X., Wang D., Gao Z., Wang L., Ma Y., Qi Z., Watanabe K. The doping effect of activated carbon on the superconducting properties of MgB_2 tapes // *Supercond. Sci. Techn.* 2008. V. 21. № 7. P. 075008.
 68. Longji Dadiel J., Muralidhar M., Murakami M. Improved superconducting performance of Ag-added nano-diamond doped MgB_2 // *Superconductivity and Particle Accelerators.* 2018. P. 1105401.
 69. Dyson J., Rinaldi D., Barucca G., Albertini G., Sprio S., Tampieri A. Flux Pinning in Y- and Ag-Doped MgB_2 // *Advan. Mater. Phys. Chem.* 2015. V. 5. № 10. P. 426–438.
 70. Hörhager N., Eisterer M., Weber H.W., Prikhna T., Tajima T., Nesterenko V.F. Ti and Zr doped MgB_2 bulk superconductors // 7th European Conference on Applied Superconductivity J. Physics: Conference Series. 2006. V. 43. P. 500–504.
 71. Bhagurkar A.G., Yamamoto A., Wang L., Xia M., Dennis A.R., Durrell J.H., Aljohani T.A., Babu N.H., Cardwell D.A. High Trapped Fields in C-doped MgB_2 Bulk Superconductors Fabricated by Infiltration and Growth Process // *Sci Rep.* 2018. V. 8. P. 13320.
 72. Kim J.H., Choi S. Carbon doping induced imperfections on MgB_2 superconducting wire // *J. Analytical Sci. Techn.* 2015. V. 6. P. 11. <https://doi.org/10.1186/s40543-015-0048-3>
 73. Zhao Y., Feng Y., Huang D.X., Machi T., Hheng C., Nakao K., Chikumoto N., Fudamoto Y., Koshizuka N., Murakami M. Doping effect of Zr and Ti on the critical current density of MgB_2 bulk superconductors prepared under ambient pressure // *Physica C.* 2002. V. 378–381. Part 1. P. 122–126.
 74. Goto D., Machi T., Zhao Y., Koshizuka N., Murakami M., Arai S. Improvement of critical current density in MgB_2 by Ti, Zr and Hf doping // *Physica C.* 2003. V. 392–396. Part 1. P. 272–275.
 75. Cheng C., Zhao Y. Enhancement of critical current density of MgB_2 by doping Ho_2O_3 // *Appl. Phys. Lett.* 2006. V. 89. P. 252501.
 76. Pan X.F., Cheng C.H., Zhao Y. Effect of Rare-Earth Oxides Doping on the Superconductivity and Flux Pinning of MgB_2 Superconductor // *J. Supercond. Nov. Magn.* 2011. V. 24. P. 1611–1616.
 77. Sudesh, Das S., Bernhard C., Varma G.D. Enhanced superconducting properties of rare-earth oxides and graphene oxide added MgB_2 // *Physica C.* 2014. V. 505. P. 32–38.
 78. Li W., Kang J., Fu S., Hu Y., Hu P., Zhu M., Li Y. Rare earth doping effects on superconducting properties of MgB_2 : A review // *J. Rare Earth.* 2019. V. 37. P. 124–133.
 79. Karpinski J., Kazakov S.M., Jun J., Zhigadlo N.D., Angst M., Puzniak R., Wisniewski A. MgB_2 and $\text{Mg}_{1-x}\text{Al}_x\text{B}_2$ single crystals: high-pressure growth and physical properties // *Physica C.* 2004. V. 81. P. 408–410.
 80. Magnusson N., Eliassen J.C., Abrahamsen A.B., Helles S.M., Runde M., Nysveen A., Moslatti L.-E., Bjerkli J., King P. Fabrication of a Scaled MgB_2 Racetrack Demonstrator Pole for a 10-MW Direct-Drive Wind Turbine Generator // *IEEE Transactions Applied Supercond.* 2018. V. 28. № 4. P. 5207105.
 81. Абдюханов И., Потапенко М., Алексеев М., Карасев Ю., Дробышев В., Цаплева А., Дергунова Е. Инновационные нанотехнологии для получения современных технических сверхпроводников // *Нано индустрия.* 2015. Т. 7. № 61. С. 62–71.
 82. Ballarino A., Flukiger R. Status of MgB_2 wire and cable applications in Europe // *J. Physics: IOP Conference Series.* 2017. S. 871. P. 1–8.
 83. Iwasa Y. Towards liquid-helium-free, persistent-mode MgB_2 MRI magnets: FBML experience // *Supercond. Sci. Techn.* 2017. V. 30. P. 0530001(13).
 84. Minervini J.V., Parizh M., Schipper M. Recent advances in superconducting magnets for MRI and hadron radiotherapy: an introduction to “Focus on superconducting magnets for hadron therapy and MRI” // *Supercond. Sci. Techn.* 2018. V. 31. P. 030301(3).
 85. Maekawa K., Takeda M., Hamaura T., Suzuki K., Matsuno Y., Fujikawa S., Kumakura H. Dynamic level-detecting characteristics of external-heating-type MgB_2 liquid hydrogen level sensors under liquid level oscillation and its application to sloshing measurement // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2016. V. 27. № 4. P. 1–4.
 86. Maekawa K., Takeda M., Hamaura T., Suzuki K., Miyake Y., Matsuno Y., Fujikawa S., Kumakura H. First experiment on liquid hydrogen transportation by ship inside Osaka bay // 2017. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2017. V. 278. 012066. P. 1–8.

87. Костюк В.В., Антюхов И.В., Благов Е.В., Высоцкий В.С., Каторгин Б.И., Носов А.А., Фетисов С.С., Фирсов В.П. Экспериментальная гибридная энергетическая магистраль с жидким водородом и сверхпроводящим кабелем на основе диборида магния (MgB₂) // Письма в ЖТФ. 2012. Т. 38. № 6. С. 52–60.
88. Musenich R., Calvelli V., Farinon S., Burger W.J., Battiston R. Space Radiation Superconducting Shields // IOP Publishing J. Physics: Conference Series. 2014. V. 507. P. 032033.
89. Bruce R., Baudouy B. Cryogenic design of a large superconducting magnet for astroparticle shielding on deep space travel missions // Physics Procedia. 2015. V. 67. P. 264–269.
90. Wang D., Xi D., Wang Q., Feng J., Pan X., Chen C., Yan G., Zhang P., Li J. Fabrication of (6 + 1)-Structure Superconducting Cable Based on 30-Core MgB₂ Superconducting Wire // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2020. V. 30. № 4. P. 6200205.
91. Konstantopoulou K., Ballarino A., Gharib A., Stimac A., Garcia Gonzalez M., Perez Fontenla A.T., Sugano M. Electro-mechanical characterization of MgB₂ wires for the Superconducting Link Project at CERN. Supercond. Sci. Techn. 2016. V. 29. P. 084005(8).
92. Ballarino A. Development of superconducting links for the Large Hadron Collider machine // Supercond. Sci. Techn. 2014. V. 27. P. 044024(7).
93. Bruzek C. E., Ballarino A., Escamez G., Giannelli S., Grilli F., Lesur F., Marian A., Tropeano M. Cable conductor design for the high-power MgB₂ DC superconducting cable project within BEST PATHS // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2017. V. 30. № 4. P. 1–5.
94. Ballarino A., Bruzek C.E., Dittmar N., Giannelli S., Goldacker W., Grasso G., Grilli F., Haberstroh C., Hole S., Lesur F., Marian A., Martinez-Val J.M., Martini L., Rubbia C., Salmieri D., Schmidt F., Tropeano M. The BEST PATHS Project on MgB₂ Superconducting Cables for Very High Power Transmission // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2016. V. 26. № 3. P. 5401705.
95. Abdyukhanov I.M., Tsapleva A.S., Borisov A.V., Krymskaya O.A., Isaenkova M.G., Figurovskii D.K. Effect of Synthesis Conditions on the Structure and Phase Composition of Magnesium Diboride // Inorganic Materials: Applied Research. 2019. № 1. P. 162–167.
96. Park E.C., Shim J.H., Hwang K.S., Sung S.M., Lim J.H., Joo J., Kang W.N., Kim C.-J. Fabrication of C doped MgB₂ wire using mixture of *in-situ* and *ex-situ* powders // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2009. V. 19. № 3. P. 2702–2705.
97. Nakane T., Takahashi K., Kitaguchi H., Kumakura H. Fabrication of Cu-sheated MgB₂ wire with high J_c-B performance using a mixture of *in-situ* and *ex-situ* PIT techniques // Physica C. 2009. V. 469. P. 1531–1535.
98. Shimada Y., Kubota Y., Hata S., Ikeda K., Nakashima H., Matsumoto A., Togano K., Hur J., Kumakura H. Microstructure in high-density MgB₂ wires prepared by an internal Mg diffusion method // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2011. V. 21. № 3. P. 2668–2671.
99. Li G.Z., Sumption M.D., Susner M.A., Yang Y., Reddy K.M., Rindfleisch M.A., Tomsic M.J., Thong C.J., Collings E.W. Critical current density of advanced internal – Mg – diffusion – processed MgB₂ wires // Supercond. Sci. Techn. 2012. V. 25. № 11. P. 115023.
100. Alknes P., Hagner M., Bjoerstad R., Scheuerlein C., Bordini B., Sugano M., Hudspeth J., Ballarino A. Mechanical properties and strain induced filament degradation of *ex-situ* and *in-situ* MgB₂ wires // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2016. V. 26. № 3. P. 1–5.
101. Susner M.A., Daniels T.W., Sumption M.D., Rindfleisch M.A., Thong C.J., Collings E.W. Drawing induced texture and the evolution of superconductive properties with heat treatment time in powder-in-tube *in-situ* processed MgB₂ strands // Supercond. Sci. Techn. 2012. V. 25. № 6. P. 115002.
102. Bonura M., Senatore C. Thermal conductivity and stability of commercial MgB₂ conductors // Supercond. Sci. Techn. 2015. V. 28. P. 115014(9).
103. Schlachter S.I., Frank A., Ringsdorf B., Orschulko H., Obst B., Liu B., Goldacker W. Suitability of sheath materials for MgB₂ powder-in-tube superconductors // Physica C. 2006. V. 445–448. P. 777–783.
104. Ahmad I., Sarun P.M. Temperature-Dependent Current Transfer Behavior of Cu- and Fe-Sheathed MgB₂ Superconducting Wires with Vanadium Barrier // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2020. V. 30. № 8. P. 6200307.
105. Stenvall A., Korpela A., Lehtonen J., Mikkonen R. Current transfer length revisited // Supercond. Sci. Techn. 2007. V. 20. P. 92–99.
106. Hossain M.S.A., Motaman A., Barua S., Patel D., Mustapic M., Kim J.H., Maeda M., Rindfleisch M., Tomsic M., Cicek O., Melisek T., Kopera L., Kario A., Ringsdorf B., Runtsch B., Jung A., Dou S.X., Goldacker W., Kovac P. The roles of CHPD: superior critical current density and n-value obtained in binary in situ MgB₂ cables // Supercond. Sci. Techn. 2014. V. 27. P. 095016.
107. Криницина Т.П., Кузнецова Е.И., Блинова Ю.В., Раков Д.Н., Белотелова Ю.Н., Сударева С.В., Дегтярев М.В., Романов Е.П. Структура и стабильность сверхпроводящей сердцевины одножильного трубчатого композита MgB₂/Cu,Nb с высоким критическим током // ФММ. 2014. Т. 115. № 6. С. 573–582.
108. Sugano M., Ballarino A., Bartova B., Bjoerstad R., Scheuerlein, Grasso G. Characterization of Mechanical Properties of MgB₂ Conductor for the Superconducting Link C. Project at CERN // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2015. V. 25. № 3. P. 4801004.
109. Xi X.X. MgB₂ thin films // Supercond. Sci. Techn. 2009. V. 22 P. 043001(15).
110. Прихна Т.А., Шаповалов А.П., Шатерник А.В., Эйстерер М., Шатерник В.Е., Ковыляев В.В. Структура и свойства кислородосодержащих пленок диборида магния (MgB₂) // Металлофизика и новейшие технологии. 2015. Т. 37. № 3. С. 327–345.
111. Liu Z.K., Schlom D.G., Li Q., Xi X.X. Thermodynamics of the Mg–B system: implications for the deposition of MgB₂ thin films // Appl. Phys. Letters. 2001. V. 78. № 23. P. 3678–3679.
112. Zeng X.H., Sukiasyan A., Xi X.X., Hu Y.F., Wertz E., Qi Li, Tian W., Sun H.P., Pan X.Q., Lettieri J., Schlom D.G., Brubaker C.O., Zi-Kui Liu, Qiang Li. Superconducting properties of nanocrystalline MgB₂ thin films made by an in situ annealing process // Appl. Phys. Letters. 2001. V. 79. № 12. P. 1840–1842.
113. Dai W., Ferrando V., Pogrebnyakov A.V., Wilke R.H.T., Chen K., Weng X., Wung Joan Redwing Chung Bark,

- Chang-Beom Eom, Zhu Y., Voyles P.M., Rickel D., Betts J.B., Mielke C.H., Gurevich A., Larbalestier D.C., Li Qi, Xi X.X.* High-field properties of carbon-doped MgB₂ thin films by hybrid physical-chemical vapor deposition using different carbon sources // *Supercond. Sci. Techn.* 2011. V. 24 P. 125014(12).
114. *Silva K.S.B. De, Xu X., Li W.X., Zhang Y., Rindfleisch M., Tomsic M.* Improving Superconducting Properties of MgB₂ by Graphene Doping // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2011. V. 21. № 3. P. 2686–2689.
115. *Saito A., Shimakage H., Kawakami A., Wang Z., Kuroda K., Abe H., Naito M., Moon W.J., Kaneko K., Mukaida M., Ohshima S.* XRD and TEM studies of as-grown MgB₂ thin films deposited on r- and c-plane sapphire substrates // *Physica C.* 2004. V. 412–414. P. 1366–1370.
116. *Paranthaman M., Cantoni C., Zhai H.Y., Christen H.M., Aytug T., Sathyamurthy S., Specht E.D., Thompson J.R., Lowndes D.H., Kerchner H.R., Christen D.K.* Superconducting MgB₂ films via precursor postprocessing approach 2001 // *Appl. Phys. Letters.* V. 78. № 23. P. 3669–3671.
117. *Plecenik A., Satrapinsky L., Ktis P., Gazi S., Befiacka S., Vavra I., Kostic I.* MgB₂ superconducting thin films on Si and Al₂O₃ substrates // *Physica C.* 2001. V. 363 P. 224–230.
118. *Wang S.F., Zhu Y.B., Liu Z., Zhou Y.L., Zhang Q., Chen Z.H., Lu H.B., Yang G.Z.* Growth of MgB₂ thin films by chemical vapour deposition using B₂H₆ as a boron source // *Chines. Physics Letters.* 2003. V. 20. № 20. P. 1356–13588.
119. *Kuhberger M., Gritzner G., Soppl K.R., Weber H.W., Olsén A.F., Johansen T.H.* Preparation and characterization of superconducting MgB₂ films on alumina // *Supercond. Sci. Techn.* 2004. V. 17. P. 764–769.
120. *Berenov A., Lockman Z., Qi X., MacManus-Driscoll J.L., Bugoslavsky Y., Cohen L.F., Jo M.-H., Stelmashenko N.A., Tsaneva V.N., Kambara M., Hari Babu N., Cardwell D.A., Blamire M.G.* Growth of strongly biaxially aligned MgB₂ thin films on sapphire by postannealing of amorphous precursors // *Appl. Phys. Letters.* 2001. V. 79. № 24. P. 4001–4003.
121. *Moon S.H., Yun J.H., Lee H.N., Kye J.I., Kim H.G., Chung W., Oh B.* High critical current densities in superconducting MgB₂ thin films // *Appl. Phys. Letters.* 2001. V. 78. № 15. P. 2429–2431.
122. *Hanna M., Wang S., Eck A.D., Wilke R.H.T., Chen K., Soukiassian A., Lee C.-H., Dai W., Li Q., Redwing J.M., Schlom D.G., Xi X.X., Salama K.* Clean epitaxial MgB₂ films fabricated by the ex situ annealing of chemical vapour deposition-grown B films in Mg vapour // *Supercond. Sci. Techn.* 2008. V. 21. P. 045005(40).
123. *Kim J., Singh R.K., Newman N., Rowell J.M.* Thermochemistry of MgB₂ thin film synthesis // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2003. V. 13. № 2. P. 3238–3241.
124. *Ermolov S.N., Indenbom M.V., Rossolenko A.N., Bdiikin I.K., Uspenskaya L.S., Stepanov N.S., Glebovskii V.G.* Superconducting MgB₂ films obtained by magnetron sputtering // *JETP Letters.* 2001. V. 73. № 1. P. 557–561.
125. *Kus P., Plecenik A., Satrapinsky L., Xu Y., Sobolewski R.* Superconducting properties of MgB₂ thin films prepared on flexible plastic substrates // *Appl. Phys. Letters.* 2002. V. 81. № 12. P. 2199–2001.
126. *Grassano G., Ramadan W., Ferrando V., Bellingeri E., Marr'e D., Ferdeghini C., Grasso G., Putti M., Manfredi P., Palenzona A., Chincarini A.* As-grown magnesium diboride superconducting thin films grown by pulsed laser deposition // *Supercond. Sci. Techn.* 2001. V. 14. P. 762–764.
127. *Van Erven A.J.M., Kim T.H., Muenzenberg M., Moodera J.S.* Highly crystallized as-grown smooth and superconducting MgB₂ films by molecular-beam epitaxy // *Appl. Phys. Letters.* 2002. V. 81. № 26. P. 4982–4984.
128. *Ueda K., Naito M.* As-grown superconducting MgB₂ thin films prepared by molecular beam epitaxy // *Appl. Phys. Letters.* 2001. V. 79. № 13. P. 2046–2048.
129. *Ueda K., Naito M.* In situ growth of superconducting MgB₂ thin films by molecular beam epitaxy // *J. Applied Physics* 2003. V. 93. № 4. P. 2113–2120.
130. *Jo W., Beasley M.R., Hammond R.H.* Anisotropy and critical current density of MgB₂ thin films grown in situ by molecular beam epitaxy // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2003. V. 13. № 2. P. 3257–3259.
131. *Schneider R., Geerk J., Ratzel F., Linker G., Zaitsev A.* In situ synthesis of MgB₂ thin films for tunnel junctions // *Appl. Phys. Letters.* 2004. V. 85. № 22. P. 5290–5092.
132. *Moeckly B.H., Ruby W.S.* Growth of high-quality large-area MgB₂ thin films by reactive evaporation // *Supercond. Sci. Techn.* 2006. V. 19. P. L21–24.
133. *Zeng X., Pogrebnyakov A.V., Kotcharov A., Jones J.E., Xi X.X., Ysczeke M.L., Redwing J.M., Xu S., Li Q., Lettieri J., Schlom D.G., Tian W., Pan X., Liu Z.-K.* In situ epitaxial MgB₂ thin films for superconducting electronics // *Nature materials.* 2002. V. 1. № 1. P. 35–38.
134. *Naito M., Ueda K.* MgB₂ thin films for superconducting electronics // *Supercond. Sci. Techn.* 2004. V. 17. P. R1–R18.
135. *Zeng X.H., Pogrebnyakov A.V., Zhu M.H., Jones J.E., Xi X.X., Xu S.Y., Wertz E., Li Qi, Redwing J.M., Lettieri J., Vaithyanathan V., Schlom D.G., Liu Zi-Kui, Trithaveesak O., Schubert J.* Superconducting MgB₂ thin films on silicon carbide substrates by hybrid physical-chemical vapor deposition // *Appl. Phys. Letters.* 2003. V. 82. № 3. P. 2097–2100.
136. *Seong W.K., Kang W.N., Oh S.J., Jung J.K., Kim C.J., Joo J.* Superconducting property of single-crystal like MgB₂ thin film // *Physica C.* 2010. V. 470 P. 1465–1467.
137. *Lee S.* Crystal growth of MgB₂ // *Physica C.* 2003. V. 385. P. 31–41.
138. *Pogrebnyakov A.V., Redwing J.M., Raghavan S., Vaithyanathan V., Schlom D.G., Xu S.Y., Li Qi, Tenne D.A., Soukiassian A., Xi X.X., Johannes M.D., Kasinathan D., Pickett W.E., Wu J.S., Spence J.C.H.* Enhancement of superconducting transition temperature in MgB₂ by strain-induced bond-stretching mode softening // *Phys. Rev. Letters.* 2004. V. 93. P. 147006(3).
139. *Lamborn D.R., Wilke R.H.T., Li Q., Xi X.X., Snyder D.W., Redwing J.M.* Growth of thick MgB₂ films by impinging-jet hybrid physical-chemical vapor deposition // *Advanced Materials.* 2008. V. 20. P. 319–323.
140. *Chen K., Veldhorst M., Lee C.H., Lamborn D.R., De-Frain R., Redwing J.M., Li Q., Xi X.X.* Properties of MgB₂ films grown at various temperatures by hybrid physical chemical vapour deposition // *Supercond. Sci. Techn.* 2008. V. 21. P. 095015(5).

141. Jung S.G., Lee N.H., Seong W.K., Kang W.N., Choi E.M., Lee S.I. Growth of MgB₂ thin films by using a novel laser-assisted chemical vapor deposition technique // *Supercond. Sci. Techn.* 2008. V. 21. P. 085017.
142. Zhang C., Wang Y., Wang D., Zhang Y., Feng Q.R., Gan Z.Z. Hybrid Physical-Chemical Vapor Deposition of Ultrathin MgB₂ Films on MgO Substrate With High TC and J_C // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2013. V. 23. № 3. P. 7500204(4).
143. Zhuang C.G., Meng S., Zhang C.Y., Feng Q.R., Gan Z.Z., Yang H., Jia Y., Wen H.H., Xi X.X. Ultrahigh current-carrying capability in clean MgB₂ film // *J. Appl. Phys.* 2008. V. 104. P. 013924.
144. Onar K., Balci Y., Yakinci M.E. Effect of grain size on the electrical and magnetic properties of MgB₂ thick films deposited on the Al₂O₃ single crystal substrates // *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2014. V. 25. P. 2104–2110.
145. Chen J., Ferrando V., Orgiani P., Pogrebnyakov A.V., Wilke R.H.T., Betts J.B., Mielke C.H., Redwing J.M., Xi X.X., Li Q. Enhancement of flux pinning and high-field critical current density in carbon alloyed MgB₂ thin films // *Physical Review*. 2006. V. 74. P. 174511(5).
146. Zhu Y., Larbalestier D.C., Voyles P.M., Pogrebnyakov A.V., Xi X.X., Redwing J.M. Nanoscale disorder in high critical field, carbon-doped MgB₂ hybrid physicalchemical vapor deposition thin films // *Appl. Phys. Letters*. 2007. V. 91. P. 082513.
147. Xi X.X., Pogrebnyakov A.V., Zeng X.H., Redwing J.M., Xu S.Y., Li Qi, Liu Zi-Kui, Lettieri J., Vaithyanathan V., Schlom D.G., Christen H.M., Zhai H.Y., Goyal A. Progress in the deposition of MgB₂ thin films // *Supercond. Sci. Techn.* 2004. V. 17. P. S196–S201.
148. Carapella G., Martucciello N., Costabile G., Ferdeghini C., Ferrando V., Grassano G. Josephson effect in Nb/Al₂O₃/Al/MgB₂ large-area thin-film heterostructures // *Appl. Phys. Letters*. 2002. V. 80. № 16. P. 2949–2951.
149. Saito A., Kawakami A., Shimakage H., Terai H., Wang Z. Fabrication of Josephson junctions with as-grown MgB₂ thin films // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2003. V. 13 P. 1067–1070.
150. Kim T.H., Moodera J.S. Demonstration of all *in situ* magnesium diboride superconductor thin-film tunnel junctions // *Appl. Phys. Letters*. 2004. V. 85. № 3. P. 434–436.
151. Geerk J., Schneider R., Linker G., Zaitsev A.G., Heid R., Bohnen K.P., Lohneysen H.V. Observation of interband pairing interaction in a two-band superconductor: MgB₂ // *Phys. Rev. Letters*. 2005. V. 94. P. 227005(4).
152. Brinkman A., Veldhuis D., Mijatovic D., Rijnders G., Blank D.H.A., Hilgenkamp H., Rogalla H. Superconducting quantum interference devices (SQUIDs) based on MgB₂ nanobridges // *Appl. Phys. Letters*. 2001. V. 79. № 15. P. 2420–2422.
153. Mijatovic D., Brinkman A., Veldhuis D., Hilgenkamp H., Rogalla H., Rijnders G., Blank D.H.A., Pogrebnyakov A.V., Redwing J.M., Xu S.Y., Li Q., Xi X.X. SQUID magnetometer operating at 37 K based on nanobridges in epitaxial MgB₂ thin films // *Appl. Phys. Letters*. 2005. V. 87. P. 192505(3).
154. Sosiati H., Hata S., Doi T., Matsumoto A., Kitaguchi H., Nakashima H. Nanostructure characterization of Ni and B layers as artificial pinning centers in multilayered MgB₂/Ni and MgB₂/B superconducting thin films // *Physica C*. 2013. V. 488 P. 1–8.
155. Russo R. Quality measurement of niobium thin films for Nb/Cu superconducting RF cavities // *Meas. Sci. Technol.* 2007. V. 18. P. 2299–2313.
156. Tajima T., Canabal A., Zhao Y., Romanenko A., Moeckly B.H., Nantista C.D., Tantawi S., Phillips L., Iwashita Y., Campisi I.E. MgB₂ for application to RF cavities for accelerators // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2007. V. 17. № 2. P. 1330–1333.
157. Zhuang C., Tan T., Krick A., Lei Q., Chen K. Xi X.X. MgB₂ Thin Films on Metal Substrates for Superconducting RF Cavity Applications // *Superconductor Nov Magn.* 2013. V. 26. P. 1563–1568.
158. Shimakage H., Tatsumi M., Wang Z. Ultrathin MgB₂ films fabricated by the coevaporation method at high Mg evaporation rates // *Supercond. Sci. Techn.* 2008. V. 21. P. 095009(4).
159. Zhang Y., Lin Z., Dai Q., Li D., Wang Y., Zhang Y., Wang Y. Feng Q. Ultrathin MgB₂ films fabricated on Al₂O₃ substrate by hybrid physical–chemical vapor deposition with high T_c and J_c // *Supercond. Sci. Techn.* 2011. V. 24. P. 015013(4).
160. Shimakage H., Wang Z. Fabrication of Superconducting Nanowires Using MgB₂ Thin Films // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2013. V. 23. № 3. P. 2200104.
161. Zhang C., Wang D., Liu Z.H., Zhang Y., Ma P., Feng Q.R., Wang Y., Gan Z.Z. Fabrication of superconducting nanowires from ultrathin MgB₂ films via focused ion beam milling // *AIP ADVANCES*. 2015. V. 5. P. 027139(8).
162. Fabretti S., Thomas P., Meinert M., Imort I.M., Thomas A. Fabrication of Superconducting MgB₂ Thin Films by Magnetron co-Sputtering on (001) MgO Substrates // *J. Supercond Nov. Magn.* 2013. V. 26. P. 1879–1882.