

ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ ФАЗЫ $Nb_3Ge_xAl_{1-x}$ МЕТОДОМ ТЕРМОДИФФУЗИИ В ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИ СФОРМИРОВАННОЙ ПОЛИСЛОЙНОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЕ Nb/Ge/Al

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина

Научно-исследовательский институт химии,

пл. Свободы, 4, г. Харьков, 61077, Украина, Alexandre.D.Rochal@univer.kharkov.ua

Согласно [1] интерметаллическое соединение Nb_3Ge со структурой типа А-15 является сверхпроводником (СП), обладающим достаточно высокой температурой перехода в сверхпроводящее состояние T_c (22,7–23,2К), высоким значением критической плотности тока $j_c > (3-5) \cdot 10^6$ А/см², а также высокой твердостью и устойчивостью к самопроизвольному распаду, то есть не вступает в химические реакции с компонентами среды (O_2 , H_2O) при циклировании в интервале 4,2–298 К и не меняет своих критических параметров. Известные методы получения интерметаллида Nb_3Ge являются дорогостоящими и требуют использования специальных устройств, обеспечивающих очень высокие скорости охлаждения ($1073-1273$ К·с⁻¹) для фиксации СП-фазы при $T < 800$ К. Поэтому нами избран другой путь формирования СП-фаз на основе Nb и Ge – введение в исходную двухкомпонентную систему (Nb–Ge) третьего компонента – металла, который выполняет функции стабилизатора СП-фазы Nb_3Ge , но при этом несколько снижаются ее критические параметры [1].

В связи с использованием такого подхода, который проверен на металлургических образцах, для стабилизации СП-фазы необходимо рассмотреть диаграммы состояния и состав – критическая температура T_k сплавов d -элемента (Nb) с p -элементами III (Al) и IV (Ge) основных подгрупп Периодической таблицы [1].

На диаграмме для сплавов Nb – Al характерно проявление «низких» и «высоких» (T_c) сплавов с малым (до 18 ат.%) содержанием Al и средним содержанием Al (в интервале 10–38 ат.%). Для сплавов Nb – Al СП-фазы имеют в макс $T_c \approx 18$ К, структуру типа А-15 и состав Nb_3Al . Сверхпроводимость у сплавов Nb с малым содержанием Al (до 10-15%) вызвана также наличием собственной сверхпроводимости Nb в магнитных полях с $H \ll H_{c2(Nb)}$ (где H – магнитная индукция или напряженность магнитного поля), поэтому собственную СП Nb можно исключить путем проведения измерений при $H \gg H_{c2(Nb)}$.

При нанесении металла-стабилизатора Al по очень тонкому слою Ge термодиффузия атомов, стабилизирующего метастабильную СП-фазу металла, теоретически должна приводить к образованию СП-фазы Nb_xAl_y , T_k которой $\cong 6-7$ К (содержание Al – 10–20 ат.%), и поэтому при нанесении Al на Nb после отжига образуется СП-фаза, которая в $He_{(ж)}$ обязательно характеризуется определенным значением критического тока I_c .

Согласно диаграмме состояния для системы Nb–Ge наличие метастабильной СП-фазы Nb_3Ge с наибольшей степенью вероятности проявляется в интервале концентраций Ge $\approx 10-30$ ат.%, но эта фаза полностью разрушается в режиме небольших скоростей охлаждения образцов после отжига, а других СП-фаз при концентрациях Ge > 30 ат.% вообще не образуется. Поэтому очень высока вероятность проявления эффекта стабилизации алюминием метастабильной фазы (в режиме термодиффузии атомов Al и Ge в массу Nb) в том же диапазоне концентраций Ge (до 25–30 ат.%). Такое предположение подтверждается сообщением о существовании промежуточной СП-фазы $Nb_3Ge_{0,2}Al_{0,8}$, T_c которой равно 20 К [2]. В соответствии с диаграммой Nb – Ge концентрация Ge в фазе $Nb_3Ge_{0,2}Al_{0,8}$ соответствует 6,6–10,0 ат.%, то есть в присутствии Al сверхпроводимостью обладает фаза с малым содержанием Ge (до 10 ат.%) или стабилизируется метастабильная при температурах ниже 1273 К фаза Nb_3Ge . Последнее допущение вполне реально, так как эффект стабилизации в присутствии активного металла обязательно сопровождается потерей Ge-компонента (снижением концентрации Ge в СП-фазе) и переводом его в фазу, у которой отсутствуют свойства суперпроводимости в $He_{(ж)}$.

Таким образом, результаты анализа диаграмм состояния и состав (T_c) сплавов Nb–Al и Nb–Ge обязывают нас дополнить программу опытов по формированию СП-фаз, включающую исходные структуры типа Nb/Ge и Nb/Ge/Al, опытами по формированию систем Nb/Al/Ge и Nb/Al, чтобы подтвердить в своих экспериментах факты образования СП-фаз различной химической природы как в присутствии, так и в отсутствие Ge-подслоя на Nb.

В технологии полислоного осаждения различных металлов – компонент СП-фазы – использовали электрохимические методы (ЭХМ). В процессе термодиффузионной обработки полислоных металлических структур образуются тонкие ($\sim 10^{-6}$ м) слои СП-фаз из интерметаллидов Nb₃Ge (метастабильная фаза – МСФ) и Nb₃Ge_xAl_{1-x} (стабильная фаза – СФ). Процессы электролитического формирования многослойной металлической структуры включают последовательное электроосаждение на Nb–основу (конструкционный каркас образца) второго компонента металлической СП-фазы – Ge, а потом третьего компонента – Al из неводных растворов электролитов. Формирование СП-фазы Nb₃Ge_xAl_{1-x} происходит в процессе высокотемпературного отжига (при $T = 1213 \pm 20$ К) в вакууме, время отжига – 10–36 часов.

Задача установления возможных превращений между компонентами Nb, Ge и Al при отжиге с образованием интерметаллидов различного состава не входила в наше исследование, поскольку не является новой. В [2] имеются исчерпывающие сведения о том, что для металлургических образцов Nb–Ge–Al (Al – стабилизатор СП-фазы Nb–Ge) единственной стабильной СП-фазой является Nb₃Ge_xAl_{1-x} (при $x \approx 0,2-0,3$), имеющая достаточно надежное обоснование своего права на существование с использованием рентгенофазового анализа. На основе этих данных становится ясно, что если многослойную металлическую систему Nb–Ge–Al, сформированную путем послойного электролитического осаждения, подвергнуть термоотжигу, то возникновение I_c (j_c) при температуре 4,2 К ($He_{(ж)}$) однозначно свидетельствует о присутствии только фазы Nb₃Ge_xAl_{1-x} ($T_c \approx 20,6$ К), поскольку другие фазы тройных интерметаллидов не являются сверхпроводящими. Кстати, такого категоричного утверждения нельзя сделать, например, в случае СП-фазы Nb₃Sn, так как, согласно диаграмме состояния Nb–Sn, СП-фазы интерметаллидов существуют во всем диапазоне составов [1].

Вполне закономерно возникает вопрос о роли Nb-основы как сверхпроводника в многослойной системе Nb/Ge/Al и СП-фазе Nb₃Ge_xAl_{1-x}, так как $T_{c(Nb)}=9-10$ К (при H_{c2} до 0,2 Тл) [1]. И можно реально считать, что значения I_c для тройной сверхпроводящей фазы Nb–Ge–Al могут принадлежать прежде всего Nb. Избежать такой роковой ошибки в эксперименте можно только путем проведения измерений критического тока I_c образцов на основе Nb в магнитных полях с H, большие величины второго критического магнитного поля для Nb (H_{c2}). I_c (Nb) снижается до нуля, когда $H_{крит.}(H_{c2})$ для Nb $\geq 0,2$ Тл [1]. Только в этих условиях эксперимента ($H=1-7$ Тл) I_c может быть отнесено полностью к сверхпроводящей фазе Nb₃Ge_xAl_{1-x}. Кстати, такой прием исключения СП Nb-основы успешно использован ранее авторами [3] для систем Nb–Sn (Nb – конструкционная основа, носитель тонкого СП-слоя Nb₃Sn). На основании вышеизложенного показано, что результаты измерений I_c для образцов Nb /Ge/ Al в полях 1–7 Тл относятся только к СП-фазе Nb₃Ge_xAl_{1-x}.

Цель данных исследований – экспериментальное установление возможности практической реализации электрохимических методов осаждения Ge и Al из изученных ранее растворов электролитов германирования [4–8] и алюминирования [9, 10] для создания полислоных металлических структур и последующего термодиффузионного преобразования их в СП-фазу (типа Nb₃Ge_xAl_{1-x}) по факту измерения величин критических токов (I_c) и рассчитанных величин плотности критических токов (j_c) СП-фазы в магнитных полях различной напряженности (H).

Для исследований использовали пластинчатые Nb–образцы толщиной $0,2 \cdot 10^{-3}$ м. Ширина перехода между двумя базовыми основаниями, имевшими отверстия для жесткого крепления электроконтактов измерительной схемы, составляла $5 \cdot 10^{-2}$ м. После стадий электроосаждения на Nb – Ge, Al, отжига полислоной структуры, последовательного нанесения компенсирующего (стабилизирующего) медного и оловянного слоев в соответствии с рекомендациями [3] полученные образцы гипотетически представляют собой многослойные системы, которые могут быть записаны в сечении как

- 1) Nb / Nb₃Ge (МСФ) / Nb₃Ge_xAl_{1-x} (СФ) / Ge / Al / Cu / Sn (исходная структура – и.с.: Nb–Ge–Al);
- 2) Nb / Nb₃Al (СФ) // Nb₃Ge_xAl_{1-x} (СФ) / Ge / Cu / Sn (и.с.: Nb – Al - Ge);
- 3) Nb / Nb₃Ge / Cu / Sn (и.с.: Nb - Ge) и
- 4) Nb / Cu / Sn(и.с.: Nb).

Для измерений критического тока I_c использована установка с высокотокковым источником постоянного тока, описанная в [3]. Вольт-амперную характеристику снимали во внешнем магнитном поле до 7 Тл (перпендикулярном плоскости образца) при температуре жидкого гелия 4,2 К.

В связи с установлением возможности электроосаждения Ge из спиртовых растворов, содержащих добавки H_2O (до 5–8%) [4, 6, 8], технологические условия этого процесса реализуются в ванне с Ge-анодом при контакте раствора электролита с атмосферой. Использование Ge-анода обеспечивает стабилизацию концентрации Ge(IV) в растворе.

В случае процесса алюминирования по Ge или Nb из ксилольного раствора показано [10], что для обеспечения разряда менее энергоемких Al(III)-содержащих электроактивных частиц, снижения напряжения на ванне, возможности реализации процесса в условиях контакта раствора электролита с атмосферой и увеличения срока службы раствора (предотвращения расслаивания) его необходимо периодически электролитически прорабатывать с Al-электродами. Начальная электролитическая проработка составляла $Q \sim 5A \cdot ч/л$ ($i_k = 2 \text{ mA/cm}^2$).

Таким образом, технологические условия формирования полислоистых структур Nb/Ge/Al комплексно включают результаты: лабораторных методик подготовки Nb-образцов перед электроосаждением Ge и Al из спиртовых и ксилольных растворов соответственно; разработанных дополнительных технологических приемов стабилизации составов растворов электролитов; установления возможности реализации процессов электроосаждения Ge и Al в ваннах в условиях контакта растворов с атмосферой (значительное удешевление технологии).

Условия проведения процесса отжига Nb-изделий (с покрытиями из Ge и Al) в вакуумной печи достаточно хорошо отработаны [1], поэтому в работе не приводятся.

На стадии отжига на поверхности Nb-подложки и в массе полислоистой структуры (Nb/Ge/Al) образуется СП-фаза. После стадии отжига на поверхность СП-фазы рабочего образца обязательно наносятся компенсирующее (Cu) и оловянное (а затем – индиевое) покрытия (для компенсации тока пробоя СП и надежного электрического контакта в процессе измерений I_c) [3].

Электроосаждение Cu-покрытия включает ванны обезжиривания, промывки, меднения (последовательно из пиррофосфатного и сернокислого растворов электролитов), финишной промывки и сушки изделия [3]. Электролитическое лужение проводится в соответствии с рекомендациями [3].

Результаты расчетов критической плотности тока j_c СП-фазы интерметаллида $Nb_3Ge_xAl_{1-x}$ для различных полислоистых структур представлены на рис. 1–4. Из рис.1 видно, что для чистого Nb и структуры Nb/Ge (без стабилизирующего Al-покрытия) величины j_c как для конструкционной основы (Nb), так и для метастабильной фазы Nb_3Ge равны нулю. Эти результаты однозначно свидетельствуют о том, что образующаяся при отжиге структуры 3 (рис. 1) СП-фаза интерметаллида Nb_3Ge полностью разрушается в процессе медленного охлаждения при достижении $T \approx 878 \pm 20 \text{ K}$ [1, 2]. Опыты с образцами Nb (отжиг в стандартных условиях) в полях 1–7 Тл также свидетельствуют об отсутствии СП-состояния Nb при 4,2 К. Как видно из рис.1, присутствие Al (стабилизатора СП-фазы Nb_3Ge) в полислоистой структуре приводит после отжига к проявлению СП-свойств (зависимости 1,2 рис. 1), которые слабо изменяются с увеличением $\tau_{отж}$. При этом имеет принципиальное значение для величин j_c последовательность осаждения Ge и Al на Nb. В случае, когда металл-стабилизатор (Al) нанесен по Ge, то Al проявляет, по-видимому, кроме функции стабилизатора СП-фазы, и определенные экранирующие (защитные) свойства по отношению к Ge-слою. Скорость формирования СП-фазы, увеличение ее массы при этом случае значительно выше, поэтому величины j_c в случае системы 1 \approx в 4 раза систематически больше, чем для СП-фазы, формирующейся в структуре 2. Не исключено, что при отжиге структуры 2 преимущественно образуется СП-фаза Nb_3Al , критическая плотность тока для которой в несколько раз ниже, чем для фазы $Nb_3Ge_xAl_{1-x}$ [5]. Отмеченное выше слабое изменение характера величин j_c с увеличением $\tau_{отж}$ свидетельствует о том, что уже при $\tau_{отж} = 12$ час поверхностный слой Nb и слои Ge и Al взаимно диффундируют и дальнейший отжиг становится ненужным для технологического процесса.

Результаты, представленные на рис. 2, подтверждают хорошо известную для металлических сверхпроводников закономерность снижения j_c с увеличением H [3]. Можно грубо оценить, что в полях H = 1–7 Тл для системы 1 j_c снижается в 12–13 раз, а для системы 2 – в 3,5–4,0 раза. Очевидно, что в отсутствие возможности образования СП-фаз (зависимости 3, 4, рис. 1 и 2) о характере зависимости от $\tau_{отж}$ и H говорить не приходится.

Из приведенных экспериментальных данных (рис. 1, 2) следует, что идентификация СП-фазы интерметаллида $Nb_3Ge_xAl_{1-x}$ по критерию присутствия суперэлектрической проводимости (путем измерения j_c) при условии полного подавления этого свойства у основы (Nb) оказывается однозначно возможной в магнитных полях H = 1–7 Тл.

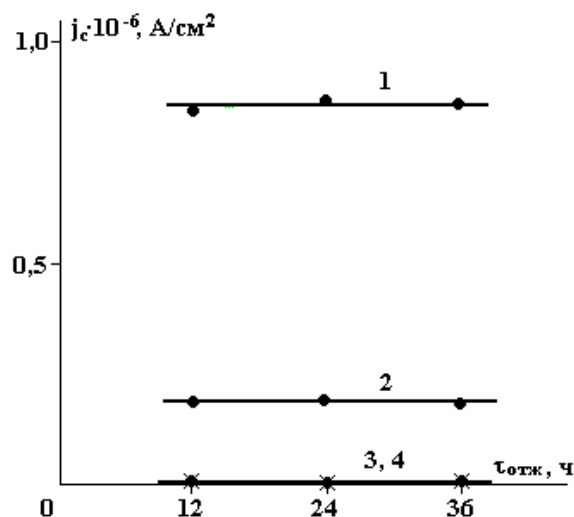


Рис. 1. Значения критической плотности тока j_c СП-фазы $Nb_3Ge_xAl_{1-x}$ полученной отжигом различных полислоистых металлических структур, в зависимости от времени отжига $\tau_{\text{отж}}$. Напряженность магнитного поля $H=1$ Тл; $h(\text{Ge}) \approx 1,5 \cdot 10^6$ м; $h(\text{Al}) \approx 1,0 \cdot 10^6$ м. Структуры: 1 – Nb/Ge/Al (Cu/Sn); 2 – Nb/Al/Ge (Cu/Sn); 3 – Nb/Ge (Cu/Sn); 4 – Nb (Cu/Sn)

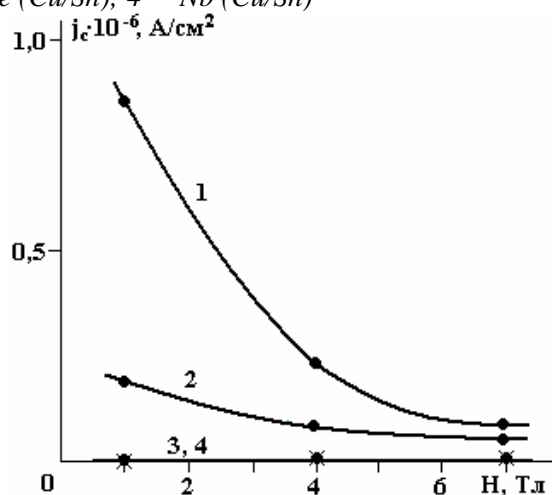


Рис. 2. Значения критической плотности тока j_c СП-фазы $Nb_3Ge_xAl_{1-x}$ полученной отжигом различных полислоистых металлических структур, в магнитных полях различной напряженности H . $\tau_{\text{отж}} = \text{const} = 24$ час.; $h(\text{Ge}) \approx 1,5 \cdot 10^6$ м; $h(\text{Al}) \approx 1,0 \cdot 10^6$ м. Структуры: 1 – Nb/Ge/Al (Cu/Sn); 2 – Nb/Al/Ge (Cu/Sn); 3 – Nb/Ge (Cu/Sn); 4 – Nb (Cu/Sn)

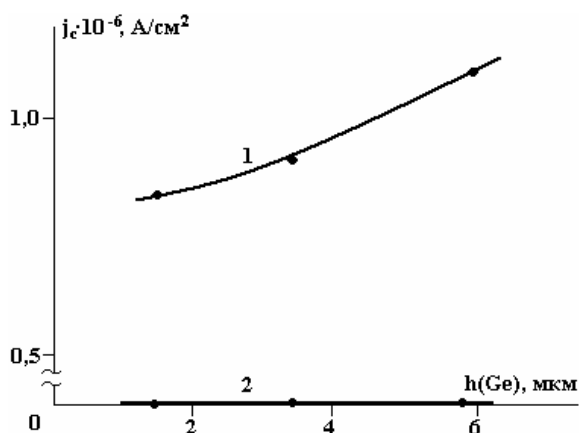


Рис. 3. Значения критической плотности тока j_c СП-фазы $Nb_3Ge_xAl_{1-x}$ полученной отжигом различных полислоистых металлических структур, в зависимости от толщины Ge-слоя $h(\text{Ge})$ в магнитном поле напряженностью $H=1$ Тл. $\tau_{\text{отж}} = 12$ час $h(\text{Al}) \approx (10-12) \cdot 10^6$ м. Структуры: 1 – Nb/Ge/Al (Cu/Sn); 2 – Nb/Ge (Cu/Sn)

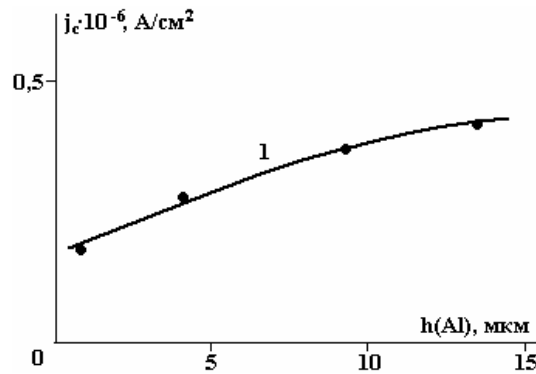


Рис. 4. Изменение критической плотности тока j_c полислоистой структуры Nb/Al/Ge в зависимости от толщины Al-слоя ($h(\text{Al})$) в поле 1 Тл. $\tau_{\text{отж}} = 12$ час; $h(\text{Ge}) \approx 7,7 \cdot 10^6$ м

Процесс формирования стабилизированной СП-фазы интерметаллида в режиме термодиффузии компонент можно проследить по росту величины j_c в зависимости от толщины Ge-слоя (концентрации атомов Ge^0) в условиях постоянства толщины стабилизирующего слоя (Al) в полислоистой исходной структуре. На рис. 3 приведены результаты изменения j_c с ростом $h(\text{Ge})$ при $h(\text{Al}) = \text{const}$, которые подтверждают, что скорость образования стабилизированной алюминием фазы интерметаллида близка к линейной зависимости (кривая 1). При полислоистой Ge-содержащей системы без стабилизирующего слоя Al (зависимость 2) критический ток СП-фазы отсутствует, поскольку она метастабильна при $T \leq 800$ К и в процессе медленного охлаждения до комнатных температур не проявляется.

На кинетику образования интерметаллидов Nb_3Al и $\text{Nb}_3\text{Ge}_x\text{Al}_{1-x}$ в полислоистой структуре Nb/Al/Ge, по-видимому, решающее влияние оказывает процесс образования Nb_3Al , поскольку в случае протекания процесса образования фазы $\text{Nb}_3\text{Ge}_x\text{Al}_{1-x}$ величины j_c должны быть близкими к значениям $j_c = (0,8-1,1) \cdot 10^6$ А/см² (рис. 3, зависимость 1), характерным для этого интерметаллида. Однако (см. рис. 4) фактические значения j_c для отожженной системы Nb/Al/Ge оказываются в 3 раза меньше, чем для случая, когда металл-стабилизатор наносится на Ge-подслой. Это позволяет утверждать, что в случае системы Nb/Al/Ge преимущественно происходит процесс образования СП-фазы интерметаллида Nb_3Al , количество фазы $\text{Nb}_3\text{Ge}_x\text{Al}_{1-x}$ оказывается малым, и поэтому на кривой рис. 4 при $h(\text{Al}) > 10 \cdot 10^6$ м намечается тенденция постоянства j_c от $h(\text{Al})$. В последнем случае, по-видимому, необходимо увеличить время отжига образцов, чтобы образовалась более плотная масса сплава Nb_3Al , которой соответствует дополнительный рост величины j_c .

Результаты рис. 3 и 4 представляют особый интерес для технологии формирования электрохимических покрытий Ge и Al на Nb. Из них следует, что для исключения балласта (не расходуемых на образование СП-фазы) металлов Ge и Al на Nb-изделиях рекомендуется наносить слои Ge и Al оптимальной толщины – $h(\text{Ge}) \approx (3-6) \cdot 10^6$ м; $h(\text{Al}) \approx (10-12) \cdot 10^6$ м для обеспечения значений j_c фазы интерметаллида $\text{Nb}_3\text{Ge}_x\text{Al}_{1-x}$ (где $x \approx 0,2-0,3$) на уровне значений $(0,8-1,1) \cdot 10^6$ А/см². В условиях технологической реализации на Nb-образцах предлагаемых толщин покрытий Ge и Al последние определяются временем электрохимического осаждения (при постоянстве всех остальных параметров процессов) [8, 10].

Таким образом, на основе результатов лабораторных исследований предложены технологические условия процесса электрохимического формирования полислоистых структур типа Nb/Ge/Al из неводных растворов электролитов; проведена термодиффузионная обработка этих образцов с целью формирования СП-фазы интерметаллида $\text{Nb}_3\text{Ge}_x\text{Al}_{1-x}$. В магнитных полях различной напряженности (при $H \gg H_{C2(\text{Nb})}$) измерены транспортные токи I_c и рассчитаны критические плотности тока j_c слоев сверхпроводящей фазы $\text{Nb}_3\text{Ge}_x\text{Al}_{1-x}$ (например, при $H = 4$ Тл $j_c = 0,24 \cdot 10^6$ А/см²).

Экспериментально установленные закономерности изменения величин j_c СП-фазы $\text{Nb}_3\text{Ge}_x\text{Al}_{1-x}$ в зависимости от типа исходной многослойной металлической структуры и времени отжига позволяют заключить, что электрохимический способ формирования исходной структуры (последовательное электроосаждение Ge и Al из неводных сред на Nb-подложки) является целесообразным, более доступным и поэтому имеет право на практическую реализацию в производстве изделий и устройств, эксплуатируемых в режимах сверхпроводимости при температурах жидкого водорода (20,3 К) и жидкого гелия (4,2 К) или циклирования в интервале температур 4,2(20,3)–298 К.

ЛИТЕРАТУРА

1. Физико-химические основы получения сверхпроводящих материалов / Е.М. Савицкий, Ю.В.Ефимов, Я. Кружляк и др. М.: Металлургия, 1981. 480 с.
2. Ниобий и тантал / А.Н. Заликман, Б.Г. Коршунов, А.В. Елютин, А.М. Захаров. М.: Металлургия, 1990. 296 с.
3. Влияние природы электролита лужения ниобия на процесс формирования сверхпроводящей фазы и величину ее токонесущей способности / В.Д. Калугин, Е.Б. Переверзева, В.В. Козинец, И.А. Ковалев, Д.Б. Павин // Сверхпроводимость: Физика, химия, техника. Т. 5. № 8. 1992. С. 1534–1540.
4. Опалева Н.С., Сидоренко О.В., Калугин В.Д. Электролитические процессы в спиртово-водных растворах германирования // Вопросы химии и химической технологии. Днепропетровск: УДХТУ. 1999. № 1. С. 259–261.
5. Электролитическое осаждение компонент сверхпроводящих фаз интерметаллидов со структурой А–15 / Е.Б. Переверзева, О.В. Сидоренко, Н.С. Опалева, В.И. Ларин, В.Д. Калугин // Тезисы докладов Международной конференции и выставки «Электрохимия, гальванотехника и обработка поверхности». М.: Изд-во МГУ. 2001. С. 190.
6. Калугин В.Д., Науменко Т.А., Святская Т.Н. Физико-химический анализ этиленгликолевых растворов германирования и кинетика процесса на ниобиевом катоде // Украинский химический журнал. Т. 61. № 10. 1995. С. 108–114.
7. Сидоренко О., Опалева Н., Ларин В. Кінетичні та технологічні параметри процесу електролітичного осадження германію на ніобій зі спиртових розчинів з додатками води // Вісник Львівського університету. Серія хімічна, Вип. 42. Ч. 2. 2002. С. 48–51.
8. Сидоренко О.В., Ларин В.И., Опалева Н.С. Электролитическое осаждение германия из спиртовых растворов с добавками воды // Вісник Національного технічного університету "Харківський політехнічний інститут". Харків: НТУ "ХПІ". № 13. 2006. С. 160–167.
9. Сидоренко О.В., Опалева Н.С., Ларин В.И. Кинетические параметры коррозионно-электрохимических процессов на алюминии и его сплаве в растворах электролитов различной природы // Вестник Харьковского национального университета. Химия. № 549. Вып. 8 (31). 2002. С. 176–181.
10. Сидоренко О.В., Ларин В.И., Опалева Н.С. Особенности кинетики и представления о механизме процесса электролитического алюминирования в ксилольных растворах // "Системи обробки інформації". Харків: Харківський університет Повітряних Сил. Вип. 2(51). 2006. С. 116–127.

Поступила 22.10.07

Summary

Formation of stable superconducting (SC) phase of intermetallid $Nb_3Ge_xAl_{1-x}$ ($x \cong 0.2-0.30$) by thermal annealing of multi-layer structures Nb/Ge/Al-like specimens under $T=1213\pm 20K$ in vacuum has been ascertained. The multi-layer structures had been made with the method of electrochemical concretion of Ge and Al layers on Nb (Nb is a structural foundation). The critical (I_c) currents that flow inside the specimens under the temperature He in magnetic fields $H \gg H_{c2(Nb)}$ have been measured; the critical densities of current (j_c) have been rated. The nature of (j_c)-dependence on the time of annealing, magnetizing force $H(Tl)$, layer thickness of Ge - h_{Ge} (mcm) (under $h_{Al} \approx const$) and the layer thickness of Al - h_{Al} (mcm) (under $h_{Ge} \approx const$) have been ascertained. A conclusion on technological advisability of the electrochemical-forming method of multi-layer Nb/Ge/Al-like structures in order to preparation of SC intermetallides with the thermal-diffusion method has been made.