

Обнаружение и установление природы аномального рентгено-оптического эффекта в двухслойных системах типа «подложка–покрытие»

В.А. Финкель, Т.В. Сухарева, М.С. Сунгуров

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины
ул. Академическая, 1, г. Харьков, 61108, Украина
E-mail: t.sukhareva.2003@gmail.com

Статья поступила в редакцию 16 декабря 2019 г., опубликована онлайн 24 апреля 2020 г.

Обнаружен аномальный рентгено-оптический эффект в системе $Ni_{(1-x)}W_x/TiN$, заключающийся в усилении интенсивности определенных дифракционных линий подложки при увеличении толщины покрытия. На основе обнаруженного эффекта развиты представления об оптимизации архитектуры двухслойных систем типа «подложка из парамагнитных сплавов NiW с покрытием TiN», которая обеспечивает повышение токонесущей способности высокотемпературных сверхпроводников второго поколения 2G HTS.

Ключевые слова: многослойные высокотемпературные сверхпроводники, высокотемпературные сверхпроводники второго поколения 2G HTS, аномальный рентгено-оптический эффект, сплавы Ni–W, нитрид титана.

1. Введение

Настоящая работа посвящена решению актуальной задачи оптимизации архитектуры высокотемпературных сверхпроводников второго поколения (2G HTS). Как известно, создание немагнитных металлических лент с кубической текстурой является одним из важнейших путей получения оптимальных подложек для 2G HTS по технологии RABiTS (Rolling Assisted Biaxially Textured Substrates) [1–4].

Архитектура 2G HTS характеризуется наличием трех основных компонентов.

1. Подложка — металлическая лента, преимущественно из сплавов Ni–W различного состава [5–7].

2. Буферный слой — как правило, нитрид титана TiN с металлической проводимостью [8,9].

3. Тонкопленочное сверхпроводящее покрытие (в основном $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ с критической температурой $T_c \sim 93$ К).

Для обеспечения высокой токонесущей способности подложка должна:

— обладать совершенной кубической текстурой, необходимой для реализации эпитаксиального роста слоя высокотемпературного сверхпроводника в системе подложка–буферный слой–сверхпроводник;

— находиться в парамагнитном состоянии при низких температурах для снижения уровня ферромагнитных потерь [10,11].

* Под термином «морфология» подразумеваются характеристики размеров и взаимной ориентации компонентов двухслойной системы.

При низких концентрациях вольфрама ГЦК сплавы $Ni_{(1-x)}W_x$ находятся в ферромагнитном состоянии. При содержании вольфрама $x \geq 0,095$ в сплаве реализуется парамагнитное состояние во всем диапазоне низких температур. Однако с ростом содержания вольфрама значительно снижается энергия дефектов упаковки E_{sf} , что приводит к понижению степени кубической текстуры [12–14].

Ранее [15–17] были обнаружены достаточно сильные структурные эффекты, указывающие на возможность влияния буферного слоя — тонкослойного покрытия TiN на степень развития кубической текстуры в парамагнитных подложках из сплавов Ni–W. Мы полагаем, что установление природы и механизмов появления эффектов влияния тонкослойных покрытий на структуру металлических подложек и, как следствие, на электрофизические свойства сверхпроводников второго поколения должно привести к достижению цели настоящей работы — *разработке физических основ оптимизации архитектуры 2G HTS.*

2. Методические аспекты исследований

Для достижения цели работы развита стратегия исследования кристаллического строения и морфологии* двухслойных систем $Ni_{(1-x)}W_x/TiN$. Для изучения структуры обоих компонентов двухслойных объектов типа

«массивная подложка–тонкослойное покрытие» существенно важным является обеспечение сочетания методов дифракционной и абсорбционной спектроскопии рентгеновского излучения в едином эксперименте. Далее речь пойдет об исследовании двух принципиально различных систем $Ni_{(1-x)}W_x/TiN$:

— система $Ni_{0,95}W_{0,05}/TiN$ на основе ферромагнитного сплава $Ni_{0,95}W_{0,05}$ [10,18], высокие значения энергии дефектов упаковки E_{sf} [19] и сильная кубическая текстура $\langle 100 \rangle (001)$ [20] (далее система F);

— система $Ni_{0,905}W_{0,095}/TiN$ на основе парамагнитного сплава $Ni_{0,905}W_{0,095}$ [10,18], низкие значения E_{sf} [21] и слабовыраженная кубическая текстура [22] (далее система P).

В настоящем разделе рассматриваются два вопроса: получение объектов исследования и особенности рентгенографических исследований двухслойных систем.

2.1. Объекты исследования

Создание объектов исследования — композиций $Ni_{(1-x)}W_x/TiN$ включает три этапа: синтез сплавов $Ni_{(1-x)}W_x$ методами порошковой металлургии в глубоком вакууме [10], получение ленты из сплавов $Ni_{(1-x)}W_x$ длиной до 100 см, шириной ≈ 10 мм, толщиной до 100 мкм путем холодной прокатки и последующего высокотемпературного (1000–1200 °C) отжига [15–17,23] в восстановительной среде $Ar + 4\% H_2$ [15,24], осаждение тонкослойного покрытия (толщиной до ≈ 6 мкм) на основе нитрида титана со структурой типа $NaCl$ [16,17].

Для нанесения слоя TiN на поверхность лент из сплавов $Ni_{(1-x)}W_x$ использовался метод ионно-плазменного распыления титана в атмосфере разряженного азота [25]. Параметры процессов осаждения варьировались в широких пределах*: давление N_2 ($1,2 \cdot 10^{-2}$ Торр $\leq p_{N_2} \leq 6,2 \cdot 10^{-2}$ Торр), время нанесения покрытия ($0 \leq \tau_{TiN} \leq 15$ мин). В каждом сеансе нанесения TiN участвовали образцы обоих составов. Слой нитрида титана наносился на «теневую» сторону подложек, т.е. на сторону, расположенную вне прямой видимости катодного пятна.

2.2. Изучение архитектуры двухслойной композиции

$Ni_{(1-x)}W_x/TiN$

Идея совместного изучения абсорбции и дифракции рентгеновских квантов основана на реализации возможности одновременной регистрации дифракционной картины от обоих компонентов двухслойной композиции типа «подложка–покрытие» и степени поглощения монохроматического рентгеновского излучения, прошедшего внешний слой системы (покрытие) в экспе-

рименте. Рентгенографические исследования выполнялись на дифрактометре ДРОН УМ-1 с фокусировкой по Брэггу–Брентано (режим θ – 2θ сканирования) в фильтрованном $CuK\alpha$ -излучении.

Значения параметров решетки подложек $Ni_{(1-x)}W_x$ определяли по отражениям (400) при $2\theta \approx 120$ град. Дифракционные линии типа (400) аппроксимировались в виде свертки двух функций Гаусса.

Для определения толщины покрытия применялся метод, основанный на измерении интенсивности дифракции рентгеновского излучения от плоскостей кристаллической решетки подложки, прошедшего через слой покрытия толщиной h [26]. Необходимым условием эффективной реализации подобного подхода является использование в установочных экспериментах по определению толщины покрытия тест-объектов, обладающих текстурой, степень совершенства которой не зависит существенно от толщины покрытия (см. ниже).

3. Результаты исследований

В работе экспериментально установлено, что наиболее сильная зависимость интенсивностей и положения дифракционных линий подложек из сплавов $Ni_{(1-x)}W_x$ при изменении времени осаждения слоя TiN при $0 \leq \tau_{TiN} \leq 15$ мин наблюдается при величине давления паров азота $p_{N_2} \approx 1,8 \cdot 10^{-2}$ Торр.

3.1. Система $Ni_{0,95}W_{0,05}/TiN$

На рис. 1 представлены результаты θ – 2θ сканирования ленточных образцов двухслойной системы $Ni_{0,95}W_{0,05}/TiN$ (система F).

Как видно, в системе F качественных изменений в характере спектров дифракции не происходит, наблюдаются только дифракционные линии $(200)_{NiW}^{**}$, интенсивность которых закономерно уменьшается по мере увеличения времени нанесения τ_{TiN} . При $\tau_{TiN} > 1$ мин на дифрактограммах появляются отражения $(200)_{TiN}$ от покрытия. Интенсивность линий внешнего компонента двухслойной системы TiN , в состав которого входят атомы с низкой рассеивающей способностью, существенно ниже, чем интенсивность линий от подложки из сплава Ni – W .

3.2. Система $Ni_{0,905}W_{0,095}/TiN$

На рис. 2 приведены результаты θ – 2θ сканирования двухслойных образцов $Ni_{0,905}W_{0,095}/TiN$ (система P).

Как видно, динамика изменения дифракционной картины носит принципиально иной характер:

1. При $\tau_{TiN} = 0$ на дифрактограмме системы F присутствует дифракционный максимум только от кубиче-

* Ток дуги ($I_{arc} = 80$ А) и потенциал смещения на подложке ($U_{bias} = -300$ В) были фиксированы.

** При больших углах дифракции наблюдаются слабые отражения второго порядка (400) от подложек $Ni_{0,95}W_{0,05}$ и $Ni_{0,905}W_{0,095}$ (см. ниже).

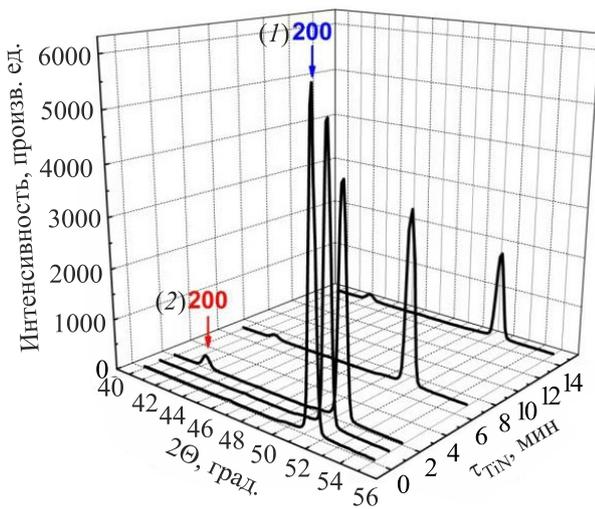


Рис. 1. (Онлайн в цвете) Результаты θ - 2θ сканирования образцов системы $Ni_{0,95}W_{0,05}/TiN$, полученных при различных временах нанесения покрытия TiN. Индексы дифракционных линий подсистемы $Ni_{0,95}W_{0,05}$ обозначены синим цветом (1), TiN — красным (2).

ческой плоскости $(200)_{NiW}$. На дифрактограмме системы P наблюдается рефлекс $(200)_{NiW}^*$, а также слабое отражение от диагональной плоскости $(111)_{NiW}$.

2. При $\tau_{TiN} = 1$ мин интенсивность дифракционного максимума $I_{(200)_{NiW}}$ в системе F начинает уменьшаться. Тогда как в системе P $I_{(200)_{NiW}}$ возрастает, а рефлекс $(111)_{NiW}$ практически отсутствует.

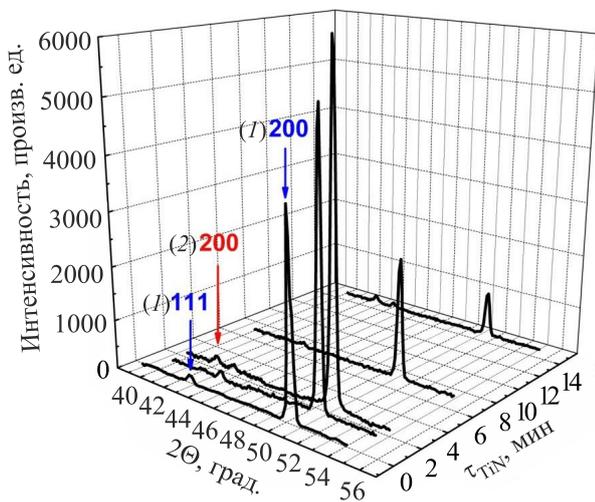


Рис. 2. (Онлайн в цвете) Результаты θ - 2θ сканирования образцов системы $Ni_{0,905}W_{0,095}/TiN$, полученных при различных временах нанесения TiN. Индексы дифракционных линий подсистемы $Ni_{0,905}W_{0,095}$ обозначены синим цветом (1), TiN — красным (2).

* При высоких значениях углов дифракции 2θ для обеих систем наблюдаются отражения второго порядка $(400)_{NiW}$.

3. При $\tau_{TiN} = 2$ мин тенденции к понижению $I_{(200)_{NiW}}$ в системе F и росту $I_{(200)_{NiW}}$ в системе P сохраняются. Одновременно в обеих системах появляются дифракционные линии $(200)_{TiN}$.

4. При $\tau_{TiN} > 2$ мин в системе F $I_{(200)_{NiW}}$ продолжает уменьшаться, рост $I_{(200)_{NiW}}$ в системе P сменяется падением.

Таким образом, в экспериментах по θ - 2θ сканированию исследуемых образцов получены данные, относящиеся к кинетике изменения морфологии двухслойных систем F и P.

4. Обсуждение результатов

Для установления природы эволюции спектров рассеяния и поглощения рентгеновских лучей следует перейти от кинетического параметра τ_{TiN} к параметру h_{TiN} — толщине слоя покрытия, описывающему архитектуру двухслойной системы $Ni_{(1-x)}W/TiN$. При известном значении коэффициента поглощения возможен расчет толщины покрытия в соответствии с уравнением Ламберта–Бера. То обстоятельство, что покрытие TiN одновременно наносилось на подложки различного состава, находящиеся в строго идентичных условиях, дает основания полагать, что значения h_{TiN} в системах F и P практически совпадают. Это позволяет использовать образцы композиции $Ni_{0,905}W_{0,095}/TiN$ в качестве тест-объектов для измерения толщины покрытия.

Уравнение Ламберта–Бера:

$$I_h = I_0 \cdot e^{-\mu h}, \quad (1)$$

где I_h — интенсивность пучка, прошедшего слой вещества с эффективной толщиной h , I_0 — интенсивность падающего пучка, μ — линейный коэффициент поглощения.

Для определения толщины покрытия TiN, нанесенного на подложку из сплава $Ni_{(1-x)}W_x$, уравнение (1) удобно преобразовать к виду

$$h_{TiN}(\tau) = -\frac{\sin(2\theta_{NiW}/2)}{2\mu_{TiN}} \ln\left(\frac{I_h}{I_0}(\tau)\right), \quad (2)$$

где h_{TiN} — толщина слоя TiN, $2\theta_{NiW}$ — угол дифракции для плоскости $(200)_{NiW}$, I_h — интенсивность дифрагированного луча от подложки с покрытием, I_0 — интенсивность дифрагированного луча от подложки без покрытия, μ_{TiN} — линейный коэффициент поглощения TiN [26].

На рис. 3 представлены зависимости интенсивностей дифракционных линий $(200)_{NiW}$ от толщины покрытия для двухслойных систем $Ni_{0,95}W_{0,05}/TiN$ и $Ni_{0,905}W_{0,095}/TiN$.

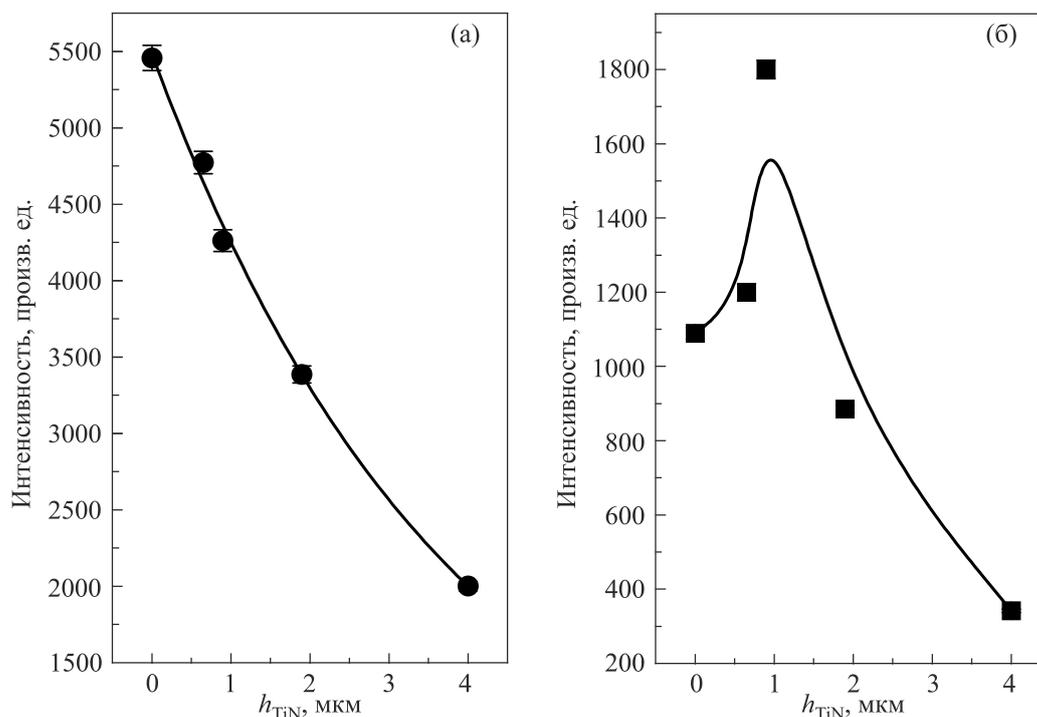


Рис. 3. Зависимость интенсивности дифракционной линии $(200)_{\text{NiW}}$ от толщины покрытия TiN: система F (а); система P (б).

Как видно, характеры зависимостей $I_{(200)_{\text{NiW}}}(h_{\text{TiN}})$ для систем F и P отличаются коренным образом. Для модельной системы F (см. рис. 3(а)), ход зависимости $I_{(200)_{\text{NiW}}}^F(h_{\text{TiN}})$ адекватно описывается экспоненциальным уравнением (1). Это означает, что динамика изменения характера дифракционной картины в системе F практически полностью обусловлена процессами поглощения характеристического рентгеновского излучения в слоях покрытия TiN различной толщины.

Для системы P (см. рис. 3(б)) зависимость $I_{(200)_{\text{NiW}}}^P(h_{\text{TiN}})$ состоит из двух ветвей. На восходящей ветви ($0 \leq h_{\text{TiN}} \leq 1$ мкм) наблюдается *аномальный рентгено-оптический эффект*, заключающийся в увеличении отражающей способности, т.е. усилении интенсивности дифракционных линий типа $(h00)_{\text{NiW}}$ при росте толщины покрытия. На нисходящей ветви ($h_{\text{TiN}} > \approx 1$ мкм) ход кривой $I_{(200)_{\text{NiW}}}^P(h_{\text{TiN}})$ приобретает характер, сходный с поведением зависимости $I_{(200)_{\text{NiW}}}^F(h_{\text{TiN}})$ для объектов системы F во всем диапазоне толщин покрытия.

Характер взаимодействия рентгеновского излучения с веществом для объекта с высоким значением энергии дефектов упаковки E_{sf} и стабильной кубической текстурой материала подложки ($\text{Ni}_{0,95}\text{W}_{0,05}/\text{TiN}$) указывает на отсутствие качественных изменений в архитектуре двухслойной композиции. Это означает, что динамика эволюции дифракционной картины в системе F обусловлена практически полностью процессами поглощения рентгеновского излучения — $I_{(200)_{\text{NiW}}}$ зависит только от h_{TiN} .

Сложный характер эволюции дифракционной картины в системе $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}/\text{TiN}$ обусловлен наложением двух различных эффектов:

- поглощение рентгеновских лучей в слое TiN, заведомо приводящее к понижению интенсивности дифракционных линий;

- включение некоего механизма, приводящего к повышению интенсивности дифракционной линии $I_{(200)_{\text{NiW}}}$.

Речь может идти о кардинальном изменении архитектуры двухслойной композиции $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}/\text{TiN}$, т.е. об изменении ориентации кристаллитов парамагнитного сплава $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}$ в лабораторной системе координат. Одновременное усиление линии (200) в подсистеме $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}$ и появление линии (200) в подсистеме TiN (см. рис. 2) указывает на самосогласованное изменение толщины слоя покрытия TiN и степени развития кубической текстуры в подложке на основе ГЦК сплава $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}$ в поле напряжений, возникающих на межфазной границе материалов с различными значениями параметров кристаллических решеток ($a_{\text{NiW}} = 3,56 \text{ \AA}$ [25] и $a_{\text{TiN}} = 4,23 \text{ \AA}$ [26,27]). Симптоматично, что данный механизм действует в очень узком диапазоне значений h_{TiN} . Маркером завершения процесса переориентации кристаллитов в подсистеме $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}$ является появление точки перехода от восходящей ветви к нисходящей на зависимости интенсивности дифракционного максимума (200) подложки от толщины покрытия (см. рис. 3(б)).

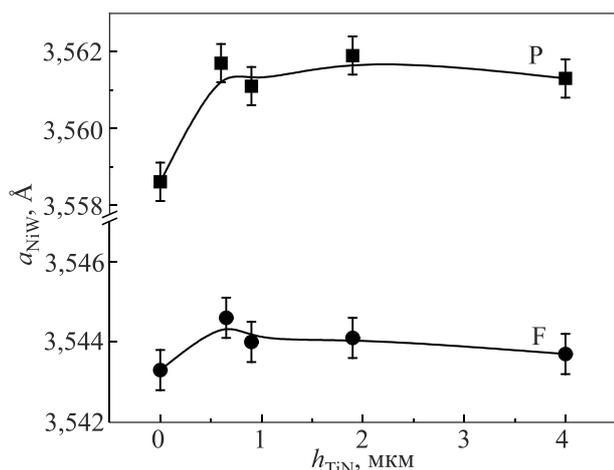


Рис. 4. Зависимости параметров решеток $\text{Ni}_{(1-x)}\text{W}_x$ от толщины покрытия TiN в системах F и P.

В пользу предложенного механизма изменения ориентации кристаллитов парамагнитного сплава $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}$ в лабораторной системе координат могут служить результаты измерений зависимости величин параметров кристаллических решеток подложек a_{NiW} от толщины слоя покрытия TiN для систем F и P, представленные на рис. 4.

Как видно, зависимости $a_{\text{NiW}}(h_{\text{TiN}})$ для двухслойных систем на основе подложки из ферромагнитного сплава (F) и подложки из парамагнитного сплава (P) носят принципиально различный характер:

— в системе F изменение параметра решетки практически не выходит за пределы возможных ошибок измерений ($\Delta a \approx 2 \cdot 10^{-4}$ Å);

— в системе P в диапазоне $0 \leq h_{\text{TiN}} < \approx 1$ мкм наблюдается заметный рост величины параметра решетки. В диапазоне ≈ 1 мкм $< h_{\text{TiN}} \leq \approx 4$ мкм значение a_{NiW} выходит на насыщение.

Симптоматично, что положение точки, в которой резко меняется характер зависимости $a_{\text{NiW}}^P(h_{\text{TiN}})$ (см., рис. 4), близко к положению экстремума на зависимости $I_{(200)\text{NiW}}^P(h_{\text{TiN}})$ (см., рис. 3(б)).

5. Заключение

Основные итоги настоящей работы следующие.

1. Впервые на примере двухслойной системы $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}/\text{TiN}$ обнаружен *аномальный рентгено-оптический эффект*, заключающийся в усилении интенсивности дифракции от подложки при повышении толщины слоя покрытия.

2. Установлено, что аномальный рентгено-оптический эффект сопровождается появлением немонотонной зависимости величины параметра кристаллической решетки подложки от толщины слоя покрытия.

3. На основании сравнительного изучения явлений дифракционного рассеяния и поглощения рентгеновского излучения развиты представления о природе аномального рентгено-оптического эффекта, как результата усиления кубической текстуры в подложке на основе парамагнитного ГЦК сплава $\text{Ni}_{0,905}\text{W}_{0,095}$ в поле напряжений на межфазной границе.

4. Разработаны пути оптимизации архитектуры двухслойных систем типа «подложка–покрытие», обеспечивающих повышение токонесущей способности высокотемпературных сверхпроводников второго поколения 2G HTS.

5. На примере систем $\text{Ni}_{(1-x)}\text{W}_x/\text{TiN}$ развита методология исследования структуры двухслойных объектов типа «подложка–покрытие», основанная на изучении явлений дифракционного рассеяния и поглощения рентгеновского излучения в едином эксперименте.

1. A. Goyal, D.P. Norton, J.D. Budai, M. Paranthaman, E.D. Specht, D.M. Kroeger, D.K. Christen, Q. He, B. Saffian, F.A. List, D.F. Lee, P.M. Martin, C.E. Klabunde, E. Hartfield, and V.K. Sikka, *Appl. Phys. Lett.* **69**, 1795(1996).
2. B. Seeber, *Power Applications of Superconductivity: Handbook of Applied Superconductivity*, Bristol, UK: Inst. Physics (1998), p. 1485.
3. A.P. Malozemoff and Y. Yamada, *Coated Conductor: Second Generation HTS Wire*, in: *100 Years of Superconductivity*, H. Rogalla and P. Kes. (eds.), Taylor & Francis, New York (2011), p. 689.
4. M.W. Rupich, X. Li, C. Thieme, S. Sathyamurthy, S. Fleshler, D. Tucker, E. Thompson, J. Schreiber, J. Lynch, D. Buczek, K. DeMoranville, J. Inch, P. Cedrone, and J. Slack, *Supercond. Sci. Technol.* **23**, 014015 (2010).
5. U. Gaitzsch, J. Hänisch, R. Hühne, Ch. Rodig, J. Freudenberger, B. Holzapfel, and L. Schultz, *Supercond. Sci. Technol.* **26**, 085024 (2013).
6. U. Gaitzsch, J. Eickemeyer, Ch. Rodig, J. Freudenberger, B. Holzapfel, and L. Schultz, *Scripta Mater.* **62**, 512 (2010).
7. Y. Zhao, H. Suo, M. Liu, D. He, Y.X. Zhang, L. Ma, and M. Zhou, *Acta Mater.* **55**, 2609 (2007).
8. Y. Zhang, P. Yan, Z. Wu, and P. Zhang, *Rare Metals.* **24**, 370 (2005).
9. S.S. Akkaya, K. Kazmanli, N. Solak, M. Ürgen, V.V. Vasyliov, E.N. Reshetnyak, and V.E. Strel'nitskij, *Surface and Coatings Technology* **236**, 332 (2013).
10. A.O. Ljaduola, R. Thompson, A. Goyal, C.L.H. Thime, and K. Marken, *Physica C* **403**, 163 (2004).
11. Y.A. Genenko, H. Rauh, and P. Kruger, *Appl. Phys. Lett.* **98**, 152303 (2011).
12. S.V. Subramanya, J. Eickemeyer, L. Schultz, and B. Holzapfel, *Scripta Mater.* **50**, 953 (2004).
13. F.A. Mohamed and T.G. Langdon, *Mettallurg. Trans. A* **6**, 927 (1975).
14. D.J. Siegel, *Appl. Phys. Lett.* **87**, 121901 (2005).

15. V.A. Finkel, A.M. Bovda, V.V. Derevyanko, S.A. Leonov, M.S. Sungurov, T.V. Sukhareva, and Yu.N. Shakhov, *Func. Mater.* **19**, 109 (2012).
16. В.В. Деревянко, С.А. Леонов, М.С. Сунгуров, Т.В. Сухарева, В.А. Финкель, Ю.Н. Шахов, *ПЖТФ* **18**, 47 (2014).
17. М.С. Сунгуров, В.А. Финкель, *ЖТФ* **8**, 1216 (2018).
18. В.В. Деревянко, М.С. Сунгуров, Т.В. Сухарева, В.А. Финкель, *ФТТ* **60**, 1888 (2018).
19. R. Li, S. Lu, D. Kim, S. Schöneck, J. Zhao, S.K. Kwon, and L. Vitos, *J. Phys.: Condens. Matter* **28**, 395001 (2016).
20. A. Goyal, R. Feenstra, M. Paranthaman, J.R. Thompson, B.Y. Kang, C. Cantoni, D.F. Lee, F.A. List, P.M. Martin, E. Lara-Curzio, C. Stevens, D.M. Kroeger, M. Kowalewski, E.D. Specht, T. Aytug, S. Sathyamurthy, R.K. Williams, and R.E. Ericson, *Physica C* **382**, 251 (2002).
21. V. Subramanya Sarma, J. Eickemeyer, C. Mickel, L. Schultz, and B. Holzapfel, *Mater. Science Engin. A* **380**, 30 (2004).
22. J. Liu, W. Liu, G. Tang, and R. Zhu, *Physica C* **497**, 119 (2014).
23. V.A. Finkel, V.V. Derevyanko, M.S. Sungurov, T.V. Sukhareva, and Yu.N. Shakhov, *Func. Mater.* **20**, 103 (2013).
24. H.L. Suo, Y. Zhao, and M. Liu, *Supercond. Sci. Technol.* **21**, 025005 (2008).
25. R. Juškėnas, I. Valsiūnas, V. Pakštas, and R. Giraitis, *Electrochim. Acta* **54**, 2616 (2009).
26. H.A. Wriedt and J.L. Murray, *Bull. Alloy Phase Diagr.* **8**, 378 (1987).
27. G.V. Naik, B. Saha, J. Liu, S.M. Saber, E.A. Stach, J.M.K. Irudayaraj, T.D. Sands, V.M. Shalaev, and A. Boltasheva, *PNAS* **111**, 7546 (2014).

Виявлення та встановлення природи аномального рентгено-оптичного ефекту у двошарових системах типу «підкладка–покриття»

В.О. Фінкель, Т.В. Сухарева, М.С. Сунгуров

Виявлено аномальний рентгено-оптичний ефект в системі $Ni_{(1-x)}W_x/TiN$, що полягає в посиленні інтенсивності певних дифракційних ліній підкладки при збільшенні товщини покриття. На основі виявленого ефекту розвинуто уявлення про оптимізацію архітектури двошарових систем типу «підкладка з парамагнітних сплавів NiW з покриттям TiN», яка забезпечує підвищення струмоносної здатності високотемпературних надпровідників другого покоління 2G HTS.

Ключові слова: багат шарові високотемпературні надпровідники, високотемпературні надпровідники другого покоління 2G HTS, аномальний рентгено-оптичний ефект, сплави Ni–W, нітрид титану.

Detection and establishment of the nature of the anomalous x-ray optical effect in two-layer systems of the type “substrate–coating”

V.A. Finkel, T.V. Sukhareva, and M.S. Sungurov

An anomalous x-ray optical effect was detected in the $Ni_{(1-x)}W_x/TiN$ system, which consists in increasing the intensity of certain diffraction lines of the substrate with an increase in the coating thickness. Based on the discovered effect, ideas are developed on optimizing the architecture of two-layer systems of the type “substrate of paramagnetic NiW alloys with a TiN coating”, which increase in the current-carrying capacity of high-temperature second-generation 2G HTS superconductors.

Keywords: multilayer high-temperature superconductors, high-temperature superconductors of the second generation 2G HTS, anomalous x-ray optical effect, Ni–W alloys, titanium nitride.