ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2020, том 121, № 3, с. 298–305

## СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 539.374.2:539.25

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ФОРМИРОВАНИЕ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В КОМПОЗИТНОЙ ПОДЛОЖКЕ Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W

© 2020 г. Ц. Цуй<sup>*a*, *b*</sup>, Х. Л. Со<sup>*a*, \*</sup>, Ц. Х. Ван<sup>*a*</sup>, Й.-С. Гривель<sup>*b*</sup>, С. Каузар<sup>*a*, *c*, *d*</sup>, Л. Ма<sup>*a*</sup>, М. Лю<sup>*a*</sup>, С. И. Ли<sup>*a*</sup>, Я. Т. Цзи<sup>*a*</sup>, Я. Ван<sup>*a*</sup>

<sup>а</sup>Главная лаборатория перспективных функциональных материалов, Министерство образования, Колледж материаловедения и технологии материалов, Пекинский технологический университет, Пекин, 100124 Китай

<sup>b</sup>Факультет преобразования и накопления энергии, Датский технический университет, Фредериксборгвей 399, Роскилле, 4000, Дания

<sup>с</sup>Физический факультет, Пешаварский универститет, Хайбер-Пахтунхва, Пакистан

<sup>d</sup>Физический факультет, Женский колледж Джина, Пешаварский универститет, Хайбер-Пахтунхва, Пакистан \*e-mail: honglisuo@bjut.edu.cn

Поступила в редакцию 12.12.2018 г. После доработки 17.03.2019 г. Принята к публикации 26.09.2019 г.

С помощью технологии RABiTS (подложка с двухосной структурой, сформированной в результате прокатки) была изготовлена слабомагнитная и высокопрочная композитная подложка (Ni7W/Ni12W/Ni7W) с острой кубической текстурой. Было тщательно исследовано формирование кубической структуры с уменьшением двойниковых границ при изменении температуры рекристаллизационного отжига. При оптимальном режиме рекристаллизационного отжига доля зерен с кубической ориентировкой и доля малоугловых границ зерен (<10°) составили 97.4 и 83.9% соответственно. Высокое содержание W и наличие дефектов (полостей, дислокаций и границ зерен) во внутреннем слое подложки ограничивает формирование кубической структуры вдоль нормального направления (ND), в отличие от направления прокатки (RD). Кроме того, для трехслойной подложки Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W обнаружено значительное улучшение механической прочности ( $\sigma_{0.2} = 205 \pm 2$  MPa) и снижение намагниченности насыщения (2.6 эме/г) по сравнению с подложкой Ni<sub>7.5</sub>W.

*Ключевые слова:* слабомагнитный, высокопрочный, композитная подложка, кубическая текстура, проводники с покрытием

DOI: 10.31857/S0015323020030067

### введение

Технология RABiTS (Rolling Assisted Biaxially Textured Substrate – подложка с двуосной текстурой, сформированной в результате прокатки) является хорошо известным и перспективным методом, используемым при изготовлении высокотемпературных сверхпроводящих лент второго поколения. На изготовленные с применением технологии RABiTS металлические подложки с острой кубической текстурой могут быть последовательно нанесены буферный и сверхпроводящий слои [1]. Подложки, используемые для сверхпроводников с покрытием, должны выдерживать определенный уровень деформации при напряжении, возникающей при непрерывной перемотке с катушки на катушку в процессе изготовления. Для многих практических применений необходимы металлические подложки с острой кубической структурой и низкими гистерезисными потерями [2]. Металлические подложки с пределом текучести более 150 МПа считаются вполне подходящими для сверхпроводников с покрытием, тогда как такие же подложки с пределом текучести свыше 200 МПа рекомендуются для использования в электродвигателях и электрогенераторах [3]. Среди металлических подложек особое внимание получили сплавы Ni-W вследствие высокой механической прочности, малой намагниченности насышения и больших значений критической плотности тока [4, 5]. Одними из широко используемых в промышленности являются подложки из сплава Ni<sub>5</sub>W, однако его температура Кюри (335 К) и предел текучести ( $\sigma_{0,2} = 170$  МПа) [6] не удовлетворяют требованиям для многих возможных применений сверхпроводника ҮВСО

299

с покрытием. Ранее повышение предела текучести и снижение намагниченности насыщения достигали увеличением содержания W в лентах из сплава Ni-W [3]. Температура Кюри для лент из сплава Ni-W может быть снижена до 77 K, если содержание W превышает 9.0%, однако в этом случае трудно получить подложку с острой кубической структурой из сплава Ni<sub>9</sub>W с помощью обычных методов. Эйкемейер с сотрудниками [7] для сплава Ni<sub>o</sub>W применил сложный метод, включающий пять промежуточных этапов отжига. в результате чего доля зерен с кубической ориентировкой составила 96%. Обнаружено, что легче получить острую кубическую текстуру для сплава Ni<sub>7</sub>W по сравнению со сплавом Ni9W [8]. Для получения подложки высокого качества представляется перспективным внедрение сплава с высоким содержанием W между двумя сплавами с низким содержанием W [9–11], так чтобы острая кубическая текстура обеспечивалась внешними слоями, тогда как снижение намагниченности и улучшение механических свойств достигалось за счет внедренного сплава. Сильная связь между внутренним и внешним слоем для многослойных подложек Ni/Ni-5 at. % W и Ni/Ni-5 at. % Ni, изготовленных с использованием методов порошковой металлургии, была изучена Бхаттачарджи с сотрудниками [12]. Гао (M.M. Gao) с сотрудниками [13] получили тонкие композитные ленты с долей зерен с кубической ориентировкой 98.4% (<10°), изготовленные путем деформирования и рекристаллизации слитка Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W (спекание трех порошков). Обычно для достаточной и однородной диффузии W между границами раздела Ni<sub>7</sub>W-Ni<sub>12</sub>W в слитке (изготовленного спеканием трех порошков) требуется высокая температура. Однако о таком способе термообработки композита слиток/порошок/слиток при использовании Ni<sub>7</sub>W в качестве внешнего слоя и Ni12W в качестве внутреннего слоя пока не сообщали. В настоящей работе исследуется формирование кубической структуры и механические и магнитные свойства композитной подложки Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W (слиток/порошок/слиток) после различных этапов рекристаллизации.

### МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

1. Приготовление образцов. Слитки сплава Ni<sub>7</sub>W изготовлены с использованием высокочистого W (99.99%) и электролитического Ni (99.95%). Затем слитки подвергали горячей прокатке в вакуумной индукционной печи. Далее полученные композитные слитки подвергали холодной прокатке для уменьшения толщины со степенью обжатия 5% за проход. И наконец, композитные ленты подвергали двухэтапному отжигу: сначала при темпера-



**Рис. 1.** ВSE-изображение поперечного сечения композитных лент.

туре 700°С в течение 30 мин, затем при температурах (1200/1250/1300/1350/1400°С в течение 2 ч.

**2.** Методика эксперимента. Композит ( $Ni_7W$  (слиток),  $Ni_{12}W$  (порошок) и  $Ni_7W$  (слиток)) при соотношении толщин 1 : 1 : 1, помещали в форму (матрицу) и спекали при температуре 850–900°С в течение 10 мин в установке для плазменного спекания (DR.SINTERTM SPS-3.2).

Распределение ориентировки зерен, границ зерен и микроструктура рекристаллизованных подложек исследованы на сканирующем электронном микроскопе (SEM, FEI QUANTA FEG 450), снабженном приставками для энергодисперсионной спектрометрии (EDS) и дифракции обратно отраженных электронов (EBSD). Шаг при сканировании составлял ~4 мкм с поверхности площадью  $\sim 800 \times 800$  мкм при рабочем расстоянии  $\sim 20$  мм, регулируемым при выполнении этих измерений. Для получения полюсных фигур подложек, подвергнутых холодной прокатке, использовали рентгеновский дифрактометр (XRD, Bruker D8). Для определения предела текучести и магнитного поведения использовали, соответственно, испытательную машину Zwidk/Roell 2100 и многофункциональную установку для измерения физических свойств (РРМЅ-9).

#### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

1. Анализ структуры слитка Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W. Структура поперечного сечения композитного сплава после холодной прокатки, исследованная с помощью метода обратно отраженных электронов (BSE-изображение), показана на рис. 1. В результате пластической деформации композита образовалось три слоя одинаковой толщины



Рис. 2. Распределение Ni и W в подложке после холодной прокатки.



**Рис. 3.** Микротвердость поверхности подложки Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W в зависимости от температуры отжига.



**Рис. 4.** Микрокарты распределения ориентировки зерен для трехслойных лент  $Ni_7W/Ni_{12}W/Ni_7W$ , отожженных при различных температурах: образец A (a), образец B (б), образец C (в), образец D (г), образец E (д).

(~25 мкм) при отсутствии промежутка между ними. На рис. 2 показана узкая диффузионная область ~7 мкм между внутренним и внешними слоями, не содержащая W на поверхности и способствующая увеличению механической прочности и формированию кубической текстуры композита.

2. Анализ лент Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W после двухэтапного отжига. Микротвердость поверхности холоднокатаных лент, отжигаемых при различных температурах в течение 30 мин, определяли для установления влияния первого этапа отжига. Рекристаллизация начиналась при температуре 500°C и завершалась при 900°C, поэтому для пер-

Таблица 1. Параметры второго этапа отжига

Образец	Первый этап	Второй этап
А	700°С, 30 мин	1200°С, 2 ч
В	700°С, 30 мин	1250°С, 2 ч
С	700°С, 30 мин	1300°С, 2ч
D	700°С, 30 мин	1350°С, 2 ч
E	700°С, 30 мин	1400°С, 2ч

вого этапа отжига была выбрана фиксированная температура 700°С, тогда как второй этап отжига выполняли при различных температурах, как показано на рис. 3. Параметры второго этапа отжига приведены в табл. 1.

Результаты анализа EBSD-композитного сплава для выявления распределения ориентировок микрозерен и границ зерен после двухэтапного рекристаллизационного отжига приведены на рис. 4 и 5. Зерна с отклонением более 10° от идеальной кубической ориентировки показаны белым цветом. зерна с другими ориентировками показаны синим и красным цветом. Малоугловые границы зерен, большеугловые границы зерен и двойниковые границы ( $\Sigma$ 3) изображены на рис. 5, как черные, красные и зеленые линии соответственно. Доля зерен с кубической ориентировкой и доля малоугловых границ увеличивается, тогда как доля двойниковых границ уменьшается с повышением температуры на втором этапе отжига. В сверхпроводящих пленках критическая плотность тока сильно зависит от доли малоугловых границ зерен и доли зерен с кубической ориентировкой, при этом для достижения вышеуказанной цели требуется устранение



**Рис. 5.** Микрокарты распределения границ зерен для трехслойных лент  $Ni_7W/Ni_{12}W/Ni_7W$ , отожженных при различных температурах: образец A (a), образец B (б), образец C (в), образец D (г), образец E (д).



**Рис. 6.** Распределение углов разориентации границ зерен для трехслойных лент Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W при втором этапе отжига.

зерен с некубической ориентировкой и двойников отжига [14]. Доля зерен с кубической ориентировкой, малоугловых границ и двойниковых границ для всех образцов (помеченных как A, B, C, D и E), отожженных при различных температурах, приведены в табл. 2.

Наименьшая доля двойниковых границ с углом разориентации 60° и отклонение 3.4° от идеальной кубической текстуры обнаружены в об-



**Рис. 7.** Распределение разориентации зерен для трехслойных лент  $Ni_7W/Ni_{12}W/Ni_7W$  при втором этапе отжига.

разце D. При этом для образцов A, B, C и E отклонение составляет 5.2°, 5.2°, 4.0° и 4.6° соответственно, как показано на рис. 6 и 7.

**3. Оптимизация двухступенчатого отжига лент** Ni7W/Ni12W/Ni7W. Полная ширина линии на половине высоты (FWHM) при сканировании по углу Phi (рис. 8a) и кривая качания (рис. 8б) были оценены при углах 6.52° и 7.57° соответственно. Усредненная текстура для образца D была иссле-

Таблица 2. Доля зерен с кубической ориентировкой, малоугловых и двойниковых границ зерен при различных температурах

Образец	Доля зерен с кубической ориентировкой (<10°), %	Доля малоугловых границ (<10°), %	Доля двойниковых границ (<5°), %
А	73.6	44.6	13.9
В	81.4	52.7	14
С	95.3	75.9	7.4
D	97.4	83.9	4.4
E	95.8	74.7	12.4



**Рис. 8.** Сканирование по углу Phi (а), кривая качания (б) для подложки  $Ni_7W/Ni_{12}W/Ni_7W$ , рекристаллизованной при температуре 1350°С (образец D).

дована с помощью XRD (рис. 9). Можно видеть, что типичные для кубической ориентировки дифракционные пики не имеют экстра-пиков.

По сравнению с пределом текучести, составляющим 198 МПа для ленты из сплава Ni<sub>7.5</sub>W, отмечается увеличение предела текучести до (205  $\pm$  2) МПа для образца D, как показано на рис. 10. Острая кубическая текстура, повышенные механические свойства и определенный допустимый уровень деформации при напряжении представляют из себя требования к металлическим подложкам для изготовления сверхпроводников с покрытием с применением технологии RABiTS.

Для образца D была получена температура Кюри  $T_{\rm C} = 90$  K (близкая к температуре кипения жидкого азота), как видно из кривой зависимости намагничивания от температуры на рис. 11а. Аналогично, намагниченность насыщения составляет 2.6 эме/г (24% от намагниченности насыщения для подложки из Ni<sub>7.5</sub>W) [15], как видно из петли



**Рис. 9.** Объемные полюсные фигуры (PF) для ленты  $Ni_7W/Ni_{12}W/Ni_7W$ , рекристаллизованной при температуре 1350°С (образец D): для рефлекса (111) (а), для рефлекса (200) (б).



**Рис. 10.** Кривая напряжение—деформация для ленты  $Ni_7W/Ni_{12}W/Ni_7W$ , рекристаллизованной при температуре 1350°С (образец D).

гистерезиса, изображенной на рис. 116. Предел текучести, намагниченность насыщения и доля зерен с кубической ориентировкой для композитных подложек Ni<sub>7.5</sub>W и Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W (образец D) приведены для сравнения в табл. 3.

4. Формирование кубической структуры в подложках  $Ni_7W/Ni_{12}W/Ni_7W$ . После обжатия по толщине 99% (т.е. до толщины 75 мкм), подложки  $Ni_7W/Ni_{12}W/Ni_7W$  нарезали на образцы, которые подвергали рекристаллизационному отжигу при различных температурах (900, 1000, 1100, 1200 и 1300°C) в течение 2 ч, для дополнительного исследования формирования кубической текстуры.

Распределение ориентировки зерен в поперечном сечении и доля зерен с кубической ориентировкой во внутреннем и внешнем слоях композитной подложки после отжига при различных температурах приведены на рис. 12 и 13. Черными штриховыми линиями на рис. 12 изображена граница раздела между внутренним слоем Ni<sub>12</sub>W и внешними слоями Ni<sub>7</sub>W. Во внешних слоях наблюдается большая доля зерен с кубической ориентировкой по сравнению с внутренним слоем, что обусловлено закреплением границ зерен. Энергия дефектов упаковки уменьшается в центральном слое из-за более высокого содержания W и различных дефектов (таких как полости, дислокации и границы зерен) [16, 17]. Эти дефекты обусловлены применением методом порошковой металлургии формирования внутреннего слоя. Наблюдается ограниченный рост кубических зерен вдоль нормального направления (ND) по сравнению с направлением прокатки (RD) и направлением, обратным к ND из-за повышенного содержания W во внутреннем слое и наличия дефектов. При более высокой температуре рекристаллизации зерна с кубической ориентировкой вдоль направления RD поглощают близлежащие зерна, без влияния на рост зерна в направлении. обратном к ND. Окончательный размер зерна вдоль направления RD больше по сравнению с направлением ND, при отжиге подложки при температуре 1300°С, как видно из рис. 12.

Границы раздела между внтренним слоем Ni<sub>12</sub>W и внешним слоем Ni7W показаны на рис. 14 красными пунктирными линиями. При температуре ≤1100°C во внешних слоях рекристаллизованных лент наблюдаются более крупные зерна, по сравнению с внутренним слоем, из-за различного содержания W, что показано на рис. 14а–14в. Однако это различие становится меньше при повышении температуры отжига вследствие диффузии W. Было обнаружено равномерное перераспределение содержания W между внутренним и внешним слоями композитной подложки при повышении температуры отжига до 1300°C, как видно



**Рис. 11.** Намагниченность в зависимости от температуры (а) и петля гистерезиса (б) для подложки Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W (образец D) при температуре 77 К.

из рис. 14г. При более высокой температуре отжига наблюдается рост зерна, так как мелкое зерно во внутреннем слое укрупняется за счет зерна во внешнем слое. Кроме того, зерна во внешнем слое сливаются вместе с образованием гигантских зерен в поперечном сечении, что показано на рис. 14в, 14г.

Тип подложки	Предел текучести (о <sub>0.2</sub> , комнатная температура/МПа)	Намагниченность насыщения (эме/г, 77 К)	Доля зерен с кубической ориентировкой (<10°), %
Ni7.5W [12]	198	8.5	97
Ni7W/Ni12W/Ni7W	206	2.6	97.4

Таблица 3. Параметры композитных подложек Ni<sub>7.5</sub>W и Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W (образец D)



**Рис. 12.** Полученные методом EBSD микрокарты поперечного сечения композитных подложек после отжига при различных температурах: 900 (а), 1000 (б), 1100 (в), 1200 (г), 1300°С (д).



Рис. 13. Доля зерен с кубической ориентировкой, для внутреннего и внешнего слоев композитных подложек после отжига при различных температурах.



**Рис. 14.** BSE-изображения поперечного сечения трехслойной подложки Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W после отжига при: 900 (а), 1000 (б), 1100 (в), 1300°С (г).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С помощью технологии RABiTS была успешно изготовлена слабомагнитная и высокопрочная трехслойная подложка Ni<sub>7</sub>W/Ni<sub>12</sub>W/Ni<sub>7</sub>W с острой кубической текстурой. Полученная подложка Ni7W/Ni12W/Ni7W имеет кубическую текстуру, аналогичную ленте Ni<sub>7.5</sub>W и обладает улучшенными механическими и магнитными свойствами. После двухэтапного отжига (сначала при 700°С в течение 30 мин а затем при 1350°С в течение 2 ч) доля зерен с кубической ориентировкой и доля малоугловых границ зерен (<10°) составили 97.4 и 83.9% соответственно. Для композитной подложки при температуре 77 К определен предел прочности на растяжение ( $\sigma_{0,2}$ ) равный 206 МПа, и намагниченность насыщения 2.6 эме/г. Повышенное содержание W и различные дефекты (такие как полости, дислокации и границы зерен) во внутреннем слое композитной подложки приводит к блокированию движения границ зерен и тем самым к ограничению роста кубических зерен вдоль направления RD и в направлении, обратном к ND.

Настоящая работа была выполнена при финансовой поддержке Китайского фонда естественных наук (грант 51571002), Пекинского фонда естественных наук (грант 2172008), Фонда специальных исследований в рамках выполнения программы аспирантуры (грант 20121103110012), Пекинского муниципального фонда естественных наук типа В (грант КZ201310005003), Китайского совета по стипендиям, в рамках выполнения программы Пекинского технологического университета.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Norton D.P., Goyal A., Budai J.D., Christen D.K., Kroeger D.M., Specht E.D., He Q., Saffian B., Paranthaman M., Klabunde C.E., Lee D.F., Sales B.C., List F.A. Epitaxial YBa<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>7</sub> on Biaxially Textured Nickel (001): An Approach to Superconducting Tapes with High Critical Current Density // Science 1996. V. 274. P. 755–757.
- Zhou Y.X., Ghalsasi S.V., Hanna M. Fabrication of cube-oriented Ni–9% at. W substrate for YBCO superconducting wires using powder metallurgy // IEEE Trans. Appl. Supercond. 2007. V. 17. P. 3428–3431.
- Goyal A., Paranthaman M., and Schoop U. The RABITS Approach: Using Rolling-Assisted Biaxially Textured Substrates for High-Performance YBCO Superconductors // MRS Bulletin 2004. V. 29. P. 552–561.
- Eickemeyer J., Selbmann D., Opitz R., de Boer B., Holzapfel B., Schultz L., Miller U. Nickel-refractory metal substrates tapes with high cube texture stability // Supercond. Sci. Techn. 2001. V. 14. P. 152–159.
- Varesi E., Boffa V., Celentano G., Ciontea L., Fabbi F., Galluzzi V., Gambardella U., Mancini A., Petrisor T., Rufoloni A., Vannozzi A. Biaxial texturing of Ni alloy sub-

strates for YBCO coated conductors // Physica C 2002. V. 372–376. P. 763–766.

- Suo H.L., Ma L., Gao M.M., Meng Y.C., Wang Y., Liu M., Zhao Y., and Grivel J.C. Development of cube textured Ni–W alloy substrates used for coated conductors // J. Phys. Conf. Series. 2014. V. 507. P. 022039.
- Eickemeyer J., Huhne R., Guth A. Textured Ni-7.5 at % W substrate tapes for YBCO-coated conductors // Supercond. Sci. Techn. 2010. V. 21. P. 105012.
- Sarma V.S., Eickemeyer J., Schultz L., Holzapfel B. Recrystallisation texture and magnetisation behaviour of some FCC Ni–W alloys // Scripta Mater. 2004. V. 50. P. 953–957.
- Zhao Y., Suo H.L., Liu M., He D., Zhang Y.X., Zhou M.L. Mechanically reinforced and biaxially textured Ni alloys composite substrates for coated conductors // Physica Csuperconductivity 2007. V. 460. P. 1427–1429.
- Sarma V.S., Eickemeyer J., Schultz L., and Holzapfel B. Development of high strength and strongly cube textured Ni-5% W/Ni-10% W composite substrate tapes for coated conductor application // Trans. Indian Institute of Metals 2004. V. 57. P. 651–657.
- 11. *Goyal A*. Method for making biaxially textured articles by plastic deformation // Patient, US, 2002. 6375768 B1.
- Bhattacharjee P.P., Ray R.K., Upadhyaya A. Texture and mechanical properties of cold deformed and annealed multilayer Ni based substrates tapes prepared by a powder metallurgy route // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V. 488. P. 84–91.
- 13. *Gao M.M.* Study on textured nickel alloy substrates used for coated conductors // Dissertation, Beijing University of technology. 2011.
- Celentano G., Boffa V., Ciontea L., Fabbri F., Galluzzi V., Gambardella U., Mancini A., Petrisor T., Rogai R., Rufoloni A., Varesi E. High J<sub>c</sub> YBCO coated conductors on non-magnetic metallic substrate using YSZ-based buffer layer architecture // Physica C 2002. V. 372. P. 790–793.
- Eickemeyer J., H
  ühne R., G
  üth A., Rodig C., Klau
  β H., Holzapfel B. Textured Ni–7.5 at % W substrate tapes for YBCO-coated conductors // Supercond. Sci. Techn. 2008. V. 21. P. 105012.
- Gaitzsch U., Hanisch J., Huhne R., Rodig C., Freudenberger J., Holzapfel B., Schultz L. Highly alloyed Ni–W substrates for low AC loss applications // Supercond. Sci. Techn. 2013. V. 26. P. 085024.
- Gervas'eva I.V., Sokolov B.K., Rodionov D.P., Khlebnikova Yu.V. Texture formation in nickel alloys with some d transition metals: I. Deformation textures // Phys. Met. Metal. 2003. V. 95. P. 71–78.