

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ВЕЩЕСТВА

Магнитотепловые свойства тербия до и после процедуры интенсивной пластической деформацииЮ. В. Корнеева,^{1,а} В. Б. Чжан,¹ И. С. Терёшина,¹ Т. П. Каминская,¹ Г. С. Бурханов²¹ *Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, физический факультет. Россия, 119991, Москва.*² *Институт металлургии и материаловедения имени А. А. Байкова РАН. Россия, 119334, Москва, Ленинский проспект, д. 49.*

Поступила в редакцию 28.10.2020, после доработки 15.12.2020, принята к публикации 13.01.2021.

В работе исследована структура, тепловые и магнитотепловые свойства редкоземельного металла тербия, прошедшего процедуру очистки и затем подвергнутого процедуре интенсивной пластической деформации (ИПД). Исходный и деформированный образцы Tb содержат наноразмерные структурные элементы, что подтверждается АСМ-исследованиями. В высокочистом Tb величина магнитокалорического эффекта (МКЭ) в области перехода в парамагнитное состояние превышает значения МКЭ, который демонстрируют образцы Tb, не прошедшие процедуру очистки. Обнаружено, что в деформированном образце МКЭ практически исчезает. Проанализированы магнитные свойства образцов в парамагнитной области. Установлено, что метод интенсивной пластической деформации позволяет получить материал с новыми тепловыми и магнитотепловыми свойствами благодаря трансформации структуры, обменных и магнитокристаллических взаимодействий.

Ключевые слова: редкоземельные металлы, тербий, магнитные фазовые переходы, интенсивная пластическая деформация.

УДК: 537.622.6:537.624.9. PACS: 75.50.Bb, 75.30.Et, 75.50.Gg.

ВВЕДЕНИЕ

Редкоземельные металлы (РЗМ), благодаря их высокой химической активности, а также близости физико-химических свойств и высокому родству к газообразующим примесям, относятся к классу веществ, очистка которых доставляет большие трудности. В то же самое время металлы, получаемые в результате очистки, более четко проявляют свои индивидуальные физико-химические свойства и сохраняют эти свойства на протяжении достаточно длительного периода времени [1, 2].

За последние годы значительно возрос интерес к исследованию магнитокалорических свойств редкоземельных металлов (РЗМ), таких как гадолиний, тербий и диспрозий как в крупнокристаллическом, так и в нанокристаллическом состояниях [3–9]. Эти РЗМ, а также их сплавы между собой находят широкое применение в качестве рабочих тел магнитных рефрижераторов [10–12]. Известно [11], что наиболее востребованными являются материалы в форме тонких пленок, лент, фольг, нанонитей, другими словами, материалы с пониженной размерностью (часто в мелкокристаллическом состоянии). Несмотря на то, что такая форма способствует эффективному отводу тепла от рабочего тела магнитного рефрижератора, в результате применения различных технологий магнитные и другие свойства РЗМ могут существенно отличаться от свойств крупнокристаллических аналогов [11]. Так, к наиболее распространенным методам получения объектов в форме тонких лент относится метод быстрой закалки из расплава. Такие ленты имеют мелкозернистую структуру и могут демонстрировать усиление магнитокалорического эффекта [8].

Еще одним эффективным методом получения материалов с пониженной размерностью является метод интенсивной пластической деформации (ИПД). В работе [13] проведено подробное изучение структурного состояния тербия после ИПД. Образцы были получены в виде тонких дисков. Исследована структура (методом просвечивающей электронной микроскопии), поведение коэффициента теплового расширения (тензометрическим методом), а также влияние отжига на исследуемые характеристики. Обнаружено, что деформация приводит к уменьшению размеров зерен и насыщению их дефектами, а также к значительному изменению тепловых свойств, которые практически полностью восстанавливаются после отжига. В работе [13], однако, не исследовалось поведение теплоемкости и МКЭ, что является крайне важным для такого редкоземельного металла, как тербий. Отметим, что метод ИПД, используемый в данной работе, как правило, не вносит посторонние загрязнения в исходный материал и позволяет получить объемные образцы, удобные как для структурных, так и для магнитных исследований [14].

Цель данной работы — сравнительное исследование тепловых и магнитотепловых свойств тербия до и после процедуры интенсивной пластической деформации.

1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исходные образцы Tb были получены методом вакуумной дистилляции в твердую фазу из коммерчески доступного металла. Чистота металла составила 99.92 масс.%. Образцы Tb для исследования были вырезаны из центральной части дистиллята. Дистиллированный Tb был подвергнут процедуре ИПД.

^а E-mail: korneevajuly@physics.msu.ru

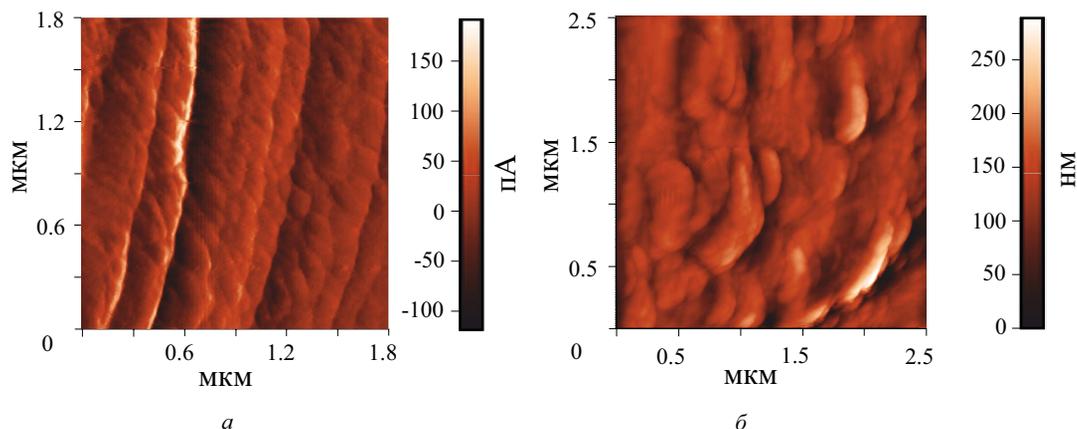


Рис. 1. АСМ-изображение поверхности: *a* — дистиллированного Tb, *б* — Tb после ИПД

Все основные детали упомянутых выше процедур, а также рентгendifракционный анализ образцов подробно описаны в работе [1, 2, 15].

В настоящей работе представлены результаты исследования состояния поверхности полученных образцов методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) с использованием сканирующего зондового микроскопа SMENA-A (платформа «Solver», ЗАО «НТ-МДТ», Россия) в полуконтактной и контактной модах при комнатной температуре. Сканирование поверхности осуществлялось стандартными кремниевыми зондами (кантилеверами) HA_NC ETALON с длинами 94 и 124 мкм с резонансными частотами 140 кГц и 235 кГц, радиусом закругления острия 10 нм и константами жесткости 3.5–12 Н/м. Полученные АСМ-изображения поверхностей обрабатывались программными средствами визуализации и анализа Image Analysis 2.1.2, встроенным в программный пакет Nova RC1.

Измерения намагниченности были проведены в слабом магнитном поле 0.02 Тл в интервале температур 4.2–300 К, а также в магнитных полях до 2 Тл на установке PPMS-14 (Quantum Design, США). Теплоемкость образцов также измерялась при помощи установки PPMS-14. Магнитокалорический эффект был измерен прямым и косвенным методами. Для прямого метода измерения МКЭ было использована установка MagEq MMS 901 (AMT&C LLC, Russia). Измерения проводились в полях до 1.8 Тл.

2. ОБСУЖДЕНИЕ И РЕЗУЛЬТАТЫ

В результате проведенного ранее рентгendifракционного анализа было показано, что исходный образец Tb после процедуры очистки имеет гексагональную структуру (пространственная группа $P63/mmc$) с параметрами решетки $a = 360.33 \pm 0.02$ пм, $c = 572.30 \pm 0.01$ пм, что хорошо согласуется с результатами, опубликованными в литературе [16, 17]. Из-за очень высокой пластичности металла Tb рентгенограмма снималась с поверхности объемного образца. Было обнаружено, что образец состоит из нанокристаллов размером порядка 100 нм. Рентгеновское исследование показало наличие текстуры в направлении (001), которая значительно усиливается после ИПД. В деформированном образце Tb параметры решетки существенно не меняются: $a = 360.13 \pm 0.02$ пм, $c = 572.90 \pm 0.01$ пм.

АСМ-изображение состояния поверхности образца исходного Tb, полученное методом латеральных сил в контактной моде, представлено на рис. 1, *a*. Видно, что на поверхности образца наблюдается нитевидная структура с размером нитей в поперечном сечении в 120–250 нм. Дополнительные АСМ-исследования отдельных участков поверхности Tb позволили уточнить средние размеры основных структурных элементов (зерен), формирующих нити. Зерна имеют сплюснутую форму, при этом средний размер зерен составляет 80 нм поперек нити и 120 нм вдоль нити. Это свидетельствует о наличии ярко выраженной текстуры в образцах, что хорошо согласуется с данными рентгеновских исследований [15]. Кроме того, можно говорить о наноструктурированности исходного образца тербия, прошедшего процедуру очистки. Следует особо отметить, что исследование морфологии поверхности исходного высокочистого Tb методом АСМ не выявило наличие особенностей структуры, которые наблюдались нами ранее в гадолинии, после аналогичной процедуры очистки металла [18]. В высокочистом Gd наблюдалась структура композитного типа: монокристаллические нити, размер которых составлял от 0.5 до 2.5 мкм, размещались в нанокристаллической матрице с размерами зерен от 30 до 100 нм. Возможно, такое различие в структурном состоянии обусловлено особенностями строения электронных оболочек атомов Gd и Tb.

На рис. 1, *б* приведен АСМ-снимок поверхности деформированного тербия, полученный в полуконтактной моде. Видно, что наблюдается зернистая структура. Минимальный размер зерен составляет 60–80 нм. Большая часть зерен объединена в кластеры различной формы с размерами от 120 до 700 нм. Заметим, что полностью аналогичная структура наблюдалась нами и для образцов дистиллированного Gd, который был подвергнут процедуре ИПД [9].

Известно [19], что тербий демонстрирует два магнитных фазовых перехода, которые проявляются в виде аномалий при исследовании его физических свойств. Сначала при охлаждении происходит переход из парамагнитного в антиферромагнитное состояние при температуре Нееля $T_N = 230$ К. Магнитные моменты трехвалентных ионов тербия образуют геликоидальную магнитную структуру, при которой

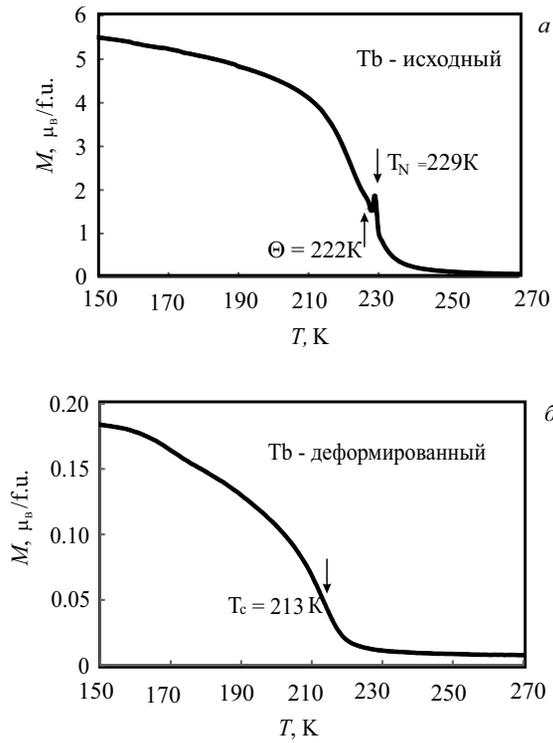


Рис. 2. Температурная зависимость намагниченности исходного Tb (а) и деформированного Tb (б) в магнитном поле $\mu_0 H = 0.02$ Тл

в соседних слоях моменты поворачиваются друг относительно друга на некоторый угол. Величина угла меняется от 20.5 до 18° при уменьшении температуры. Такая магнитная структура существует лишь в узком интервале температур от 230 до 219 К и в магнитных полях, не превышающих некоторое критическое значение, которое, по данным других авторов, колеблется в диапазоне от 200 до 800 кЭ [20]. При температуре $\theta = 219$ К все магнитные моменты атомов Tb упорядочиваются ферромагнитно и ориентируются параллельно кристаллографической оси b . Таким образом, ниже этой температуры тербий является обычным ферромагнетиком.

Для дистиллированного Tb нами были определены температуры магнитных фазовых переходов из данных термомагнитного анализа (ТМА) в слабом магнитном поле $\mu_0 H = 0.02$ Тл. На рис. 2, а представлена температурная зависимость намагниченности $M(T)$ для дистиллированного Tb. На кривой $M(T)$ имеется особенность в виде пика. В поле $\mu_0 H = 0.02$ Тл магнитные фазовые переходы фиксируются при температурах $\theta = 222$ К и $T_N = 229$ К.

На рис. 2, б показана температурная зависимость намагниченности $M(T)$ деформированного Tb, измеренная в магнитном поле $\mu_0 H = 0.02$ Тл. Из рисунка видно, что переход становится плавным. Возможно, что в деформированном образце отсутствует область антиферромагнитных состояний и с понижением температуры образец переходит из парамагнитного состояния в ферромагнитное. Температура Кюри, определенная по пику производной намагниченности dM/dT , имеет значение $T_C = 213$ К. В результате ИПД происходит уменьшение температуры Кюри, что хорошо согласуется с известными литературными данными [13, 21, 22].

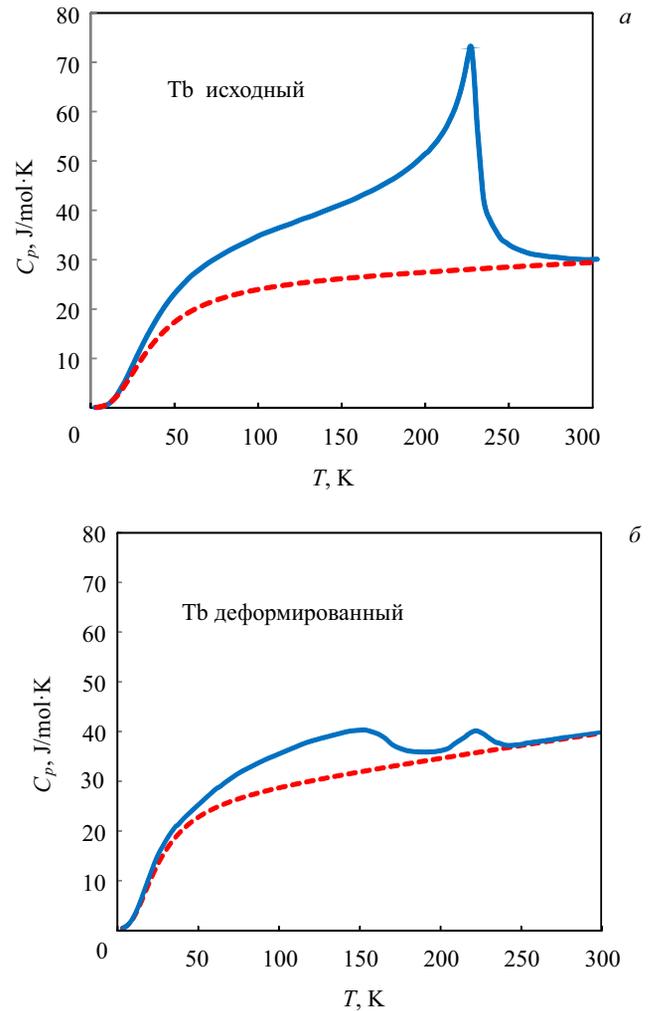


Рис. 3. Температурная зависимость теплоемкости исходного дистиллированного Tb (а) и деформированного Tb (б)

На рис. 3 представлены результаты измерений температурной зависимости теплоемкости для дистиллированного (исходного) и деформированного Tb. Для исходного образца Tb наблюдалась λ -аномалия при температуре 229 К. Эти данные также хорошо согласуются с данными работы [20], в которой измерения проводились на монокристаллическом образце. При приложении внешнего магнитного поля вдоль направления b монокристалла Tb авторы наблюдали два пика, как при температуре перехода из парамагнитного состояния в антиферромагнитное ($T_N = 229$ К), так и при переходе из антиферромагнитного в ферромагнитное состояние при температуре 222 К. Обработка полученных зависимостей $C_P(T)$ для дистиллированного тербия, произведенная по стандартной процедуре [23, 24], позволила определить температуру Дебая ($\theta_D = 158$ К) и коэффициент Зоммерфельда ($\gamma = 5$ мДж/моль·К). В литературе можно найти значения θ_D в интервале температур от 150 до 178 К [12, 24]. Дженнингс и др. [25] приводит значение 158 К, которое полностью совпадает с нашими результатами.

На рис. 3, б представлена температурная зависимость теплоемкости образца Tb, подвергнутого ИПД. В результате такого воздействия на кривой теплоемкости $C_P(T)$ практически исчезает пик, что, как известно, связано с подавлением магнитного

вклада в теплоемкость [25]. Значение температуры Дебая в результате интенсивной пластической деформации снижается до величины $\theta_D = 120$ К. Коэффициент Зоммерфельда увеличивается до значения 49 мДж/моль·К. Деформированный Tb, как уже отмечалось выше, может быть насыщен дефектами.

Результаты исследования магнитокалорического эффекта дистиллированного тербия прямым методом приведены в работе [15], где показаны зависимости $\Delta T_{ad}(T)$, полученные в магнитных полях до 1.8 Тл. Максимум на кривой температурной зависимости МКЭ наблюдался вблизи $T = 231$ К и обусловлен магнитным фазовым переходом из ферро- в парамагнитное состояние. Максимальная величина МКЭ составила $\Delta T_{ad} = 4.8$ К при изменении величины магнитного поля от 0 до 1.8 Тл. Эта величина МКЭ превышала значения МКЭ, который демонстрирует тот же самый образец до процедуры очистки, а также другие известные в литературе поли- и монокристаллические образцы Tb [7, 12, 19, 20].

В данной работе мы провели сравнительное исследование МКЭ в Tb до и после процедуры интенсивной пластической деформации с помощью косвенного метода, использующего уравнение Максвелла [26]. На рис. 4 приведены полевые зависимости намагниченности исходного и деформированного Tb соответственно, измеренные в области магнитных фазовых

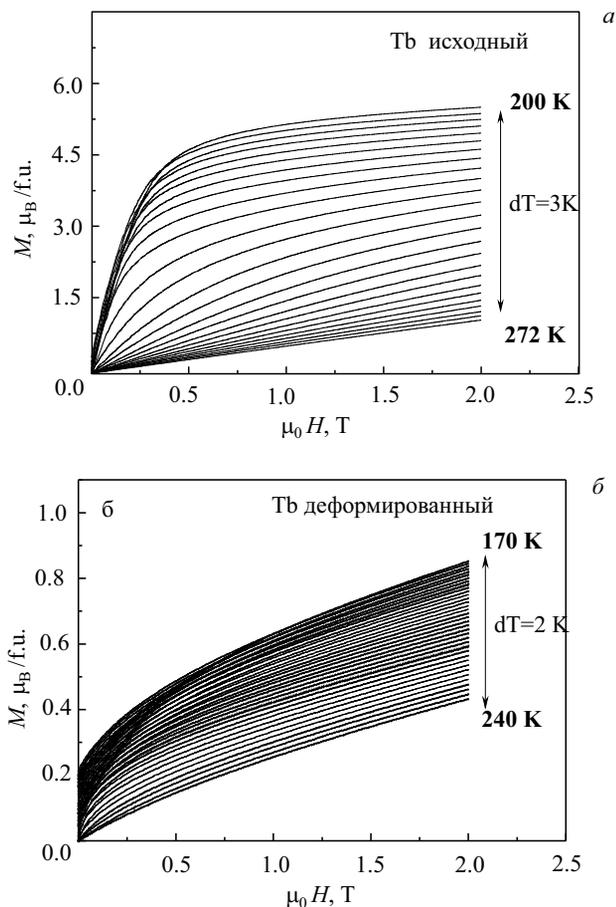


Рис. 4. Полевые зависимости намагниченности: а — образца исходного Tb в интервале температур 200–272 К, измеренные через 3°, б — образца деформированного Tb в интервале температур 170–240 К, измеренные через 2°

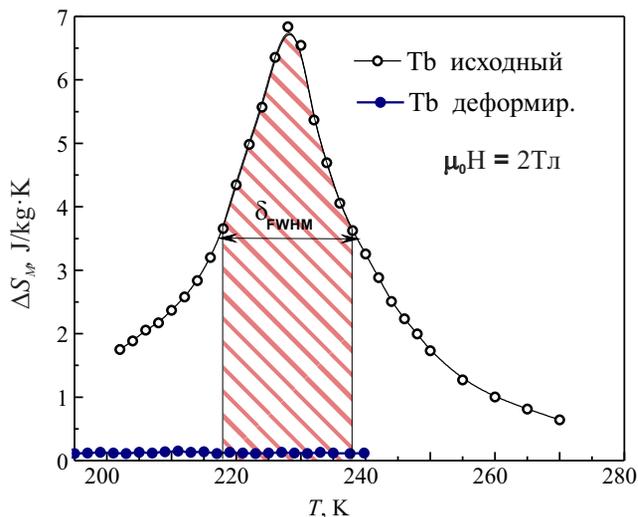


Рис. 5. Температурная зависимость изменения магнитной части энтропии исходного и деформированного Tb в магнитном поле $\mu_0 H = 2$ Тл

переходов в магнитных полях до 2 Тл. Видно, что намагниченность резко падает в деформированном образце.

На рис. 5 приведена температурная зависимость изменения магнитной части энтропии ($-\Delta S_M$) исходного образца Tb, а также для образца Tb после ИПД при изменении величины магнитного поля от 0 до 2 Тл. Было обнаружено, что образцы тербия после воздействия ИПД демонстрируют исчезновение магнитокалорического эффекта. В результате такого экстремального воздействия величина МКЭ становится малой и практически неизменной ($-\Delta S_M \approx 0.2$ Дж/кг·К) в широком интервале температур от 180 до 250 К. Для исходного образца была рассчитана хладоёмкость. Величина относительной хладоёмкости (RCP) определяется по формуле:

$$RCP = -\Delta S_M(T, H) \times \delta_{FWHM},$$

где $\Delta S_M(T, H)$ — изменение магнитной энтропии хладагента как функция температуры и магнитного поля, а δ_{FWHM} — полная ширина при полувысоте (FWHM) пика магнитной энтропии [27, 28]. Для дистиллированного образца Tb этот параметр составляет $RCP = 150$ Дж/кг.

Для выяснения причин резкого изменения магнитокалорических свойств тербия после ИПД были исследованы магнитные свойства образцов в парамагнитной области. Нами были получены температурные зависимости намагниченности $M(T)$ в магнитном поле 2 Тл выше температуры магнитного упорядочения. На рис. 6 представлены температурные зависимости обратной восприимчивости $1/\chi(T)$ для дистиллированного Tb и образца после ИПД. Обе кривые подчиняются закону Кюри–Вейсса в интервале температур ~ 240 –310 К. Согласно произведенным расчетам эффективный магнитный момент на Tb^{3+} для образца дистиллята составляет $9.98\mu_B$. Это значение хорошо согласуется с теоретическим значением момента свободного иона Tb^{3+} ($\mu_{eff} = g\sqrt{J(J+1)} = 9.72\mu_B$) в пределах экспериментальной ошибки [19].

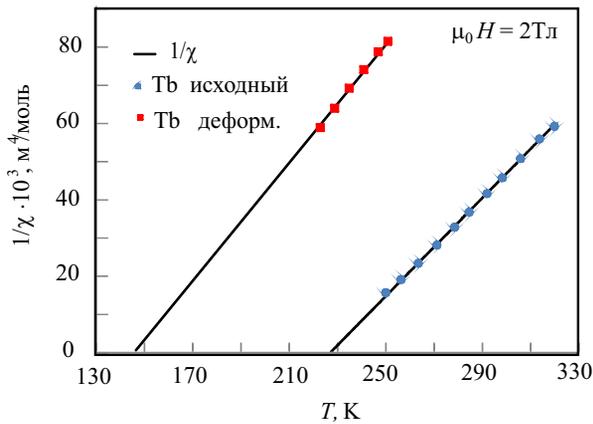


Рис. 6. Температурная зависимость обратной восприимчивости деформированного Tb в магнитном поле $\mu_0 H = 2$ Тл

Рассчитанная из графика рис. 6 величина μ_{eff} — эффективного магнитного момента образца Tb после ИПД — немного ниже и составляет $9.06\mu_B$. Величина парамагнитной температуры Кюри (θ_p) для деформированного образца Tb равна 147 К, что значительно отличается от температуры образца исходного тербия ($\theta_p = 228$ К). Столь сильное уменьшение θ_p свидетельствует о значительном ослаблении обменных взаимодействий. Напомним также, что, в отличие от высокоанизотропного тербия, в низкоанизотропном гадолинии МКЭ не исчезает после ИПД, а его уменьшение составляет около 35% [9, 29, 30]. Суммируя вышеизложенное, можно утверждать о значительном влиянии обработки по методу ИПД на структуру тербия, а также на обменные и магнитокристаллические взаимодействия.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Процедура интенсивной пластической деформации, как показали недавние исследования, может быть эффективным способом изменения структуры материала и, как следствие, фундаментальных и функциональных свойств материала. На примере исходного высококачественного наноструктурированного Tb нами после ИПД был получен материал с новым набором тепловых и магнитотепловых свойств, с практически нулевым магнитокалорическим эффектом в магнитных полях до 2 Тл. Область применения материала с подобными свойствами может кардинально отличаться от традиционных областей применения Tb, а варьирование технологических параметров обработки материалов позволит производить материалы с заданными свойствами. Это открывает новые возможности для создания современных материалов, в том числе с уникальными характеристиками.

Авторы благодарят профессора С.В. Добаткина и О.Д. Чистякова за предоставление образцов для исследования и Е.А. Терешину—Хитрову за помощь в проведении измерений намагниченности и теплоемкости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранта № 16-03-00612).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Devyatikh G.G., Burkhanov G.S.* High-Purity Refractory and Rare-Earth Metals. Int. Sci. Publ., Cambridge, 1997.
2. *Кольчугина Н.Б.* // Физико-химические основы и практические аспекты очистки редкоземельных металлов и создания высокоэффективных магнитотвердых материалов R—Fe—B (R = Nd, Pr, Tb, Dy): дисс... доктора тех. наук: 05.16.01. Москва, 2018.
3. *Gimaev R., Kopeliovich D., Spichkin Y., Tishin A.* // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2018. **459**. P. 215.
4. *Tereshina E.A., Khmelevskiy S., Politova G.* et al. // Sci. Rep. 2016. **6**. P. 22553.
5. *Aliev A.M., Batdalov A.B., Khanov L.N.* et al. // Journal of Alloys and Compounds. 2016. **676**. P. 601.
6. *Kamantsev A.P., Koledov V.V., Shavrov V.G., Tereshina I.S.* // Solid State Phenomena. 2014. **215**. P. 113.
7. *Taskaev S., Skokov K., Khovaylo V.* et al. // AIP Advances. 2018. **8**, N 4. 048103.
8. *Zvonov A.I., Pankratov N.Y., Karpenkov D.Y.* et al. // Physica Status Solidi (C). 2014. Current Topics in Solid State Physics. **11**, N 5, 6. P. 1149.
9. *Nikitin S.A., Smarzhevskaya A.I., Kaminskaya T.P.* et al. // Solid State Phenomena. 2012. **190**. P. 315.
10. *Tishin A.M., Spichkin Y.I.* The magnetocaloric Effect and its Applications. Institute of Physics. New York, 2003.
11. *Franco V., Blázquez J.S., Ipus J.J.* et al. // Progress in Materials Science. 2018. **93**. P. 112.
12. *Kitanovski A., Turek J., Tomc U.* et al. Magnetocaloric Energy Conversion From Theory to Applications. Springer International Publishing, Switzerland, 2015.
13. *Mulyukov Kh.Ya., Sharipov I.Z., Korznikova G.F., Nikitin S.A.* // Physics of the Solid State. 1996. **12**. P. 1963.
14. *Valiev R.* // Nature Materials. 2004. **3**, N 8. P. 511.
15. *Tereshina-Chitrova E.A., Korneeva Yu.V., Ozherelkov D.Yu.* et al. // Scripta Materialia. 2020. **187**. P. 340.
16. *Spedding F.H., Daane A.H., Herrmann K.W.* // Acta Cryst. 1956. **9**. P. 559.
17. *Darnell F.J.* // Phys. Rev. 1963. **132**. P. 1098.
18. *Burkhanov G.S., Kolchugina N.B., Tereshina E.A.* et al. // Appl. Phys. Lett. 2014. **104**. 242402.
19. *Nikitin S.A.* Magnetic Properties of Rare-Earth Metals and Compounds. MSU, Moscow, 1989.
20. *Zverev V.I., Tishin A.M., Chernyshov A.S.* et al. // Journal of Physics: Condensed Matter. 2014. **26**. 066001.
21. *Jackson D.D., Malba V., Weir S.T.* et al. // Phys. Rev. B. 2005. **71**. 184416.
22. *Tereshina E.A., Yoshida H., Andreev A.V.* et al. // Journal of the Physical Society of Japan. 2007. **76**. Suppl. A. P. 82.
23. *Sundstrom L.J.* Handbook on the Physics and Chemistry of Rare Earths I, 379. North-Holland, Amsterdam, 1978.
24. *Irkhin V.Yu., Irkhin Yu.P.* Electronic structure, correlation effects and physical properties of d- and f-transition metals and their compounds. Int. Science Publishing, Cambridge, 2007.
25. *Jennings L.D., Stanton R.M., Spedding F.H.* // The Journal of Chemical Physics. 1957. **27**, N 4. P. 909.
26. *Pecharsky V.K., Gschneidner K.A.* // J. of Appl. Phys. 1999. **86**. P. 565.
27. *Gschneidner K.A., Pecharsky V.K.* // Annu. Rev. Mater. Sci. 2000. **30**. P. 387.
28. *Каманцев А.П., Коледов В.В., Маширов А.В.* и др. // Изв. РАН. Сер. физ. 2014. **78**, № 9. С. 1180.

29. Kamantsev A. P., Koledov V. V., Mashirov A. V. et al. // Solid State Phenomena. 2015. **233, 234**. P. 216.
30. Nikitin S. A., Ivanova T. I., Zvonov A. I. et al. // Acta Materialia. 2018. **161**. P. 331.

The Thermal-Magnetic Properties of Terbium Before and After Severe Plastic Deformation

Yu. V. Korneeva¹, V. B. Chzhan¹, I. S. Tereshina¹, T. P. Kaminskaya¹, G. S. Burkhanov²

¹Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University. Moscow 119991, Russia.

²Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science. Moscow 119334, Russia.

E-mail: ^akorneevajuly@physics.msu.ru.

This work presents an investigation of the structure, thermal and magneto-thermal properties of the rare earth metal terbium, which was purified and then underwent severe plastic deformation (SPD). The initial and deformed Tb samples contain nano-sized structural elements, which is confirmed by AFM scans. In high-purity Tb, the magnitude of the magnetocaloric effect (MCE) in the region of the transition to the paramagnetic state exceeds the MCE magnitude shown by Tb samples that have not been purified. It was found that the MCE practically disappears in the deformed sample. The magnetic properties of the samples in the paramagnetic region have been analyzed. It was found that severe plastic deformation makes it possible to obtain a material with new thermal and magneto-thermal properties, due to the transformation of the structure and exchange and magnetocrystalline interactions.

Keywords: rare earth metals, terbium, magnetic phase transitions, severe plastic deformation.

PACS: 75.50.Bb, 75.30.Et, 75.50.Gg.

Received 28 October 2020.

English version: *Moscow University Physics Bulletin*. 2021. **76**, No. 2. Pp. 104–109.

Сведения об авторах

1. Кorneева Юлия Викторовна — канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник; тел.: (495) 939-42-43, e-mail: korneevajuly@physics.msu.ru.
2. Чжан Виктория Борисовна — канд. физ.-мат. наук, науч. сотрудник; тел.: (495) 939-42-43, e-mail: lemuriform@gmail.com.
3. Терешина Ирина Семеновна — доктор физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник; тел.: (495) 939-42-43, e-mail: tereshina@physics.msu.ru.
4. Каминская Татьяна Петровна — канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник; тел.: (495) 939-42-43, e-mail: ktp53@mail.ru.
5. Бурханов Геннадий Сергеевич — член-корреспондент Российской академии наук, профессор, доктор технических наук, заведующий лабораторией физикохимии тугоплавких и редких металлов и сплавов Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН.