Materials Physics and Mechanics 33 (2017) 124-136 Received: November 1, 2017

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Mn-Ga МЕТОДОМ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

И.И. Мусабиров[1*], И.М. Сафаров[1], Р.М. Галеев[1], Д.Д. Афоничев[1], В.В. Коледов[2], А.И. Рудской[4], Р.Р. Мулюков[1,3]

[1] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Степана Халтурина 39, Уфа, 450001, Россия

[2] Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Моховая 11 к.7, Москва, 125009, Россия

[3] Башкирский государственный университет, Заки Валиди 32, Уфа, 450076, Россия

[4] Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Политехническая 29, Санкт-Петербург, 195251, Россия

*e-mail: irekmusabirov@mail.ru

Аннотация. В работе представлены результаты исследования влияния пластической деформации методом всесторонней изотермической ковки на микроструктуру и мартенситное превращение в поликристаллическом сплаве $Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7}$. Построение кривых температурной зависимости термического расширения в области мартенситного превращения в сплавах Гейслера позволило определить критические температуры фазового превращения в исходном и деформированном состояниях. В результате пластической деформации сплава всесторонней изотермической ковкой при температуре 680°C в структуре формируется бимодальная зеренная структура типа «ожерелье».

Ключевые слова: пластическая деформация, сплавы Гейслера, всесторонняя изотермическая ковка, сплавы Ni_2MnGa, микроструктура сплавов**.**

1. Введение

Сплавы Гейслера системы Ni-Mn-*X* (*X*=Ga, In, Sn) отличаются уникальными свойствами в области мартенситного превращения, такими как ферромагнитный эффект памяти формы (ФЭПФ) [1-7] и магнитокалорический эффект (МКЭ) [8-11]. Сплавы с такими необычными эффектами весьма перспективны в качестве функциональных материалов и находят применение в микроэлектронике, в различного рода микроактюаторах, холодильных устройствах. Разработка новых сплавов, проявляющих ФЭПФ и МКЭ, ведется в основном за счет экспериментальной вариации составов сплавов [12-14] и теоретического анализа свойств сплавов различных составов или легированных другими элементами [15,16]. Исследование влияния различных параметров на протекание мартенситного превращения и понимание физических процессов на атомарном уровне позволяет глубже понять природу явлений и повысить величину ФЭПФ и МКЭ [17-19].

Практическое применение сплавов Гейслера затруднено наличием существенного недостатка, проявляющегося в том, что в литых образцах из-за внутренних напряжений в кристаллах, возникающих в процессе мартенситного превращения, возможно зарождение микротрещин на границах крупных зерен. При многократном повторении циклов нагрева и охлаждения происходит рост микротрещин, приводящий к

© 2017, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
© 2017, Institute of Problems of Mechanical Engineering RAS

разрушению образца. Для того чтобы снизить трещинообразование в сплавах Гейслера, необходимо перевести структуру в мелкозернистое состояние, облегчающее релаксацию внутренних напряжений. Из множества известных методов получения мелкозернистой структуры металлов и сплавов наиболее приемлемой является деформационно-термическая обработка. Как показано в работах [20-25], такая обработка позволяет не только измельчить структуру, но и существенно повысить механические свойства материала. В отношении сплавов Гейслера возможно проведение деформационно-термической обработки с помощью таких методов как кручение под высоким гидростатическим давлением [26-30], прокатка [31-35] или деформация сжатием [36,37]. В большинстве случаев данные методы деформации позволяют получить требуемую структуру, но в образцах ограниченного размера, представляющих собой пластины толщиной менее 1 мм. Единственным методом пластической деформации, позволяющим получать объёмные образцы с необходимой мелкозернистой структурой, является всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) [38]. Несмотря на то, что как метод получения массивных заготовок ВИК изучается уже достаточно долгое время и, как показали исследования, позволяет существенно повысить функциональные свойства многих металлов и сплавов [39-41], данных о работах по деформационно-термической обработке сплавов Гейслера методом ВИК на данный момент нет. Несомненно, что применение данного метода пластической деформации к исследуемым сплавам весьма актуально с точки зрения возможности получения объемных заготовок с устойчивой к растрескиванию структурой.

Для успешной реализации метода ВИК необходимо было определиться с температурно-скоростными режимами пластической деформации сплавов Гейслера. Требуемые предварительные данные были получены в работах [42-44], в которых показано, что начальной оптимальной температурой пластической деформации сплавов является интервал фазового превращения упорядоченной фазы $L2_1$ в разупорядоченную B2. В настоящей работе представлены результаты по пластической деформации методом ВИК применительно к поликристаллическому сплаву $Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7}$.

2. Материал и методы исследования

Сплав для исследований был получен аргонно-дуговой плавкой из Ni, Mn и Ga высокой чистоты. При выплавке методом аргонно-дуговой плавки слиток сплава находится в водоохлаждаемом тигле, что обуславливает кристаллизацию из расплава крупных зерен столбчатой формы. Крупный размер и столбчатая форма зерен способствует зарождению микротрещин по границам под действием внутренних напряжений при протекании мартенситного превращения. В приповерхностном слое слитка, как правило, присутствуют микропоры. Слиток после аргонно-дуговой плавки имеет форму плоских круглых таблеток, что сильно затрудняет проведение деформационной обработки сплава методом ВИК. Поэтому сразу после выплавки сплав переливали в цилиндрический кварцевый стакан. Полученные цилиндрические слитки подвергали последующему вакуумному переплаву при давлении 10^{-3} Па и температуре до 1300°C с целью получения более однородной структуры и снижения количества пор за счет дегазации сплава. В результате был получен слиток сплава Гейслера цилиндрической формы размерами ø16.3×13.3 мм, с минимальным содержанием микропор и практически без микротрещин.

Анализ элементного состава сплава, проведенный с помощью энерго-дисперсионного спектрометра X-Act (Oxford Instruments), показал, что полученный сплав содержит Ni - 54.1 ат.%, Mn - 19.6 ат.%, Ga - 24.6 ат.%, Si - 1.7ат.%. В пределах точности рентгеноспектрального метода исследований ликвации химического состава не обнаружено. Присутствие небольшого количества кремния, равномерно

распределенного по объему сплава, обусловлено, по-видимому, диффузией атомов Si из кварцевого стакана в процессе вакуумной переплавки.

Температуры мартенситного превращения определены по кривой температурной зависимости термического расширения сплава, полученной с помощью дилатометра с датчиком перемещения на основе дифференциального трансформатора. Данная установка позволяет проводить измерения в интервале температур от -150°C до +300°C со скоростью около (5-10)°C в мин. Образец для исследований размерами 1 мм × 1 мм × 7 мм был вырезан из полученного слитка электроискровым способом. Измерение термического расширения проводилось в направлении длинной стороны образца.

Измерение температур фазовых превращений проведено методом диференциально-сканирующей калориметрии на установке NETZSCH STA 449 F1 Jupiter в аргоновой среде. Образец в форме «таблетки» диаметром 4 мм и высотой 2 мм после полировки контактной поверхности на алмазной пасте для наилучшего теплового контакта помещался в корундовый тигель. Перед испытанием осуществлялась трехкратная продувка измеряемой системы аргоном.

Деформация сплава методом ВИК проведена на испытательной машине Schenck Trebel RMC 100. Последовательность этапов ВИК приведена на Рис. 1a.

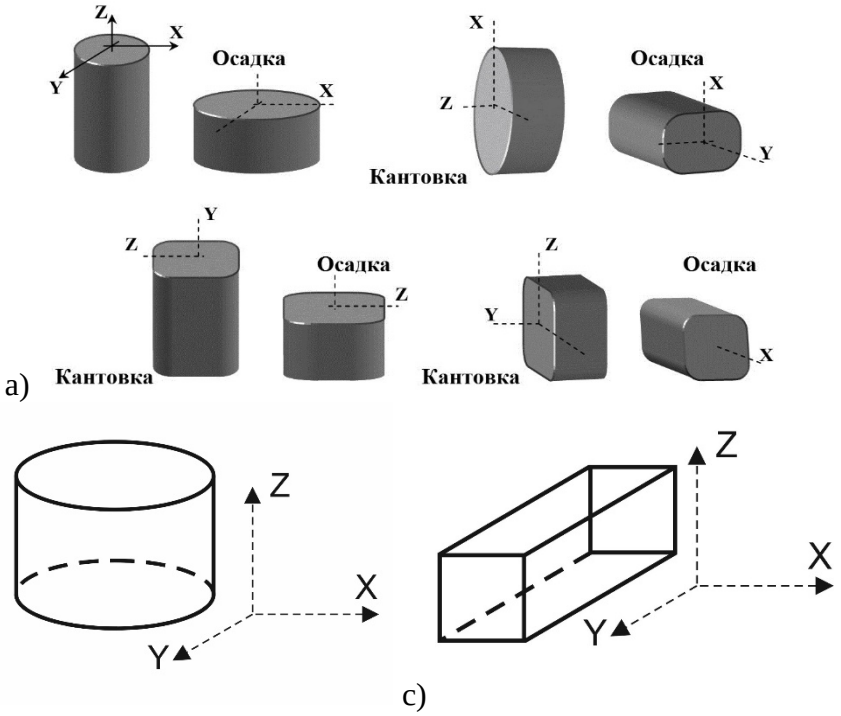

Рис. 1. Схема пластической деформации методом ВИК: (a) схематическое изображение и выбранные направления заготовки поликристаллического сплава $Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7}$ (b) в исходном литом состоянии и (c) после ковки.

Метод ВИК заключается в последовательном проведении этапов деформации сжатием на 15-35% с кантовкой образца на 90° на каждом переходе. На последнем этапе ВИК выполняли операцию вытяжки образца, в процессе которой деформацию образца проводили только в двух направлениях с целью формирования в материале кристаллографической текстуры. Деформация образцов проводилась в интервале температур 660-680°C и скоростей деформации 10^{-4}-5×10^{-4} c^{-1}.

Как указано выше, образец до деформационной обработки был цилиндрической формы диаметром 16,3 мм и высотой 13,3 мм (Рис. 1b). После 6-ти переходов ковки и

заключительной вытяжки образец приобрел форму параллелепипеда размерами 11 мм × 11 мм × 24 мм (Рис. 1c).

Исследование микроструктуры сплава проведено на микроскопе высокого разрешения Tescan Mira 3 LMH в режиме регистрации обратно-отраженных электронов. Образцы для исследований вырезаны из слитка сплава электроискровым способом. После шлифовки на абразивной бумаге проводилась электрополировка в электролите 90% $C_4H_{10}O$ + 10% HCl.

3. Мартенситное превращение в сплаве в литом состоянии

Анализ температур и характера мартенситного превращения в сплаве в исходном состоянии проводили по кривой температурной зависимости термического расширения. Результаты анализа представлены на Рис. 2. Образец для измерений вырезали в плоскости XOY перпендикулярно радиусу заготовки.

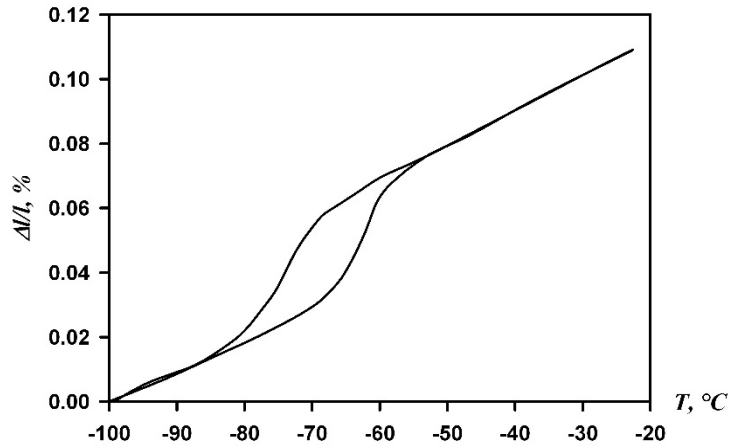

Рис. 2. Кривая температурной зависимости термического расширения поликристаллического сплава $Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7}$ в исходном литом состоянии.

Температурную зависимость термического расширения сплава записывали при охлаждении и нагреве в интервале температур от −100°C до −20°C. При охлаждении практически во всем интервале происходило линейное сокращение образца по ангармоническому закону. Однако в интервале температур −70°C - −79°C на кривой наблюдали скачок сокращения на 0.04%. Это указывает на протекание при этих температурах прямого мартенситного превращения. В процессе нагрева наблюдали отклонение от ангармонического изменения длины образца в интервале температур от −66°C до −59°C, при этом образец скачкообразно удлинялся на ту же величину 0.04%. Таким образом, мартенситное превращение в сплаве протекает с гистерезисом около 12°C. Скачкообразное изменение геометрических размеров образца сплава Гейслера в процессе мартенситного превращения является известным явлением и обусловлено металлографической текстурой мартенситной структуры в образце [45].

4. Дифференциально-сканирующая калориметрия

Предыдущие исследования температурно-скоростных условий пластической деформации сплавов Гейслера сжатием показали, что оптимальной является деформация в интервале или несколько ниже температуры фазового превращения упорядоченной фазы $L2_1$ в разупорядоченную фазу B2. Температуру указанного фазового превращения определяли методом дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК). На Рис. 3 приведены результаты, полученные при нагреве исходного литого образца от 200°C до 1200°C.

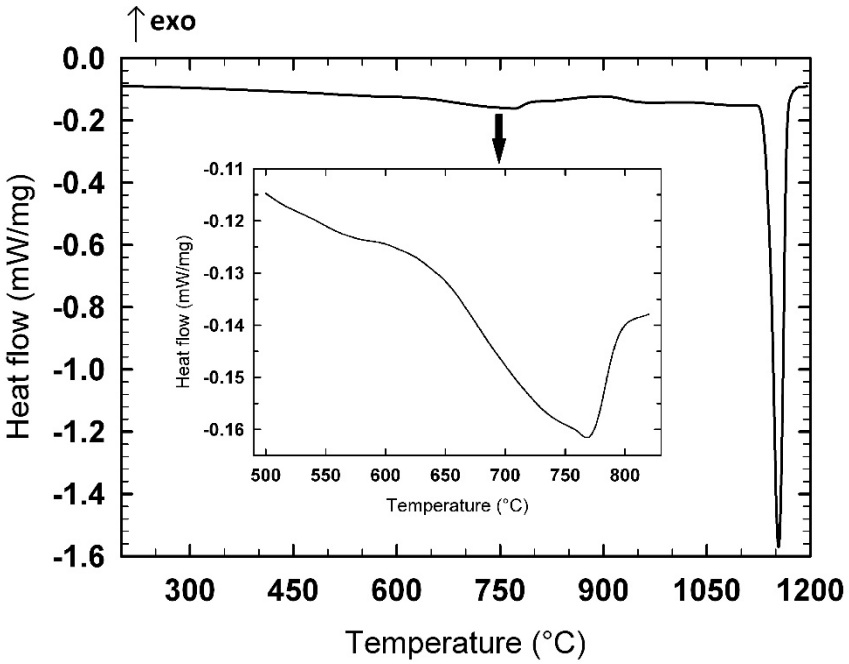

Рис. 3. Кривые дифференциально-сканирующей калориметрии поликристаллического сплава $Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7}$ в исходном литом состоянии.

На полученных кривых в области температур 650°C - 800°C наблюдается небольшой эндотермический минимум, который обусловлен процессами упорядочения и разупорядочения сплава, что согласуется с данными других исследователей [46-49]. Минимум при температуре 1150°C соответствует переходу сплава в расплавленное состояние.

5. Микроструктура сплава в исходном литом состоянии и после пластической деформации ковкой

На Рис. 4a представлена микроструктура сплава (в плоскости XOY) в исходном литом состоянии. Структура образована равноосными зернами размером 100-400 мкм. Трещин и пор в структуре не наблюдалось, что хорошо для последующей деформационной обработки, так как наличие макротрещин может приводить к разрушению при деформировании.

Для исследований микроструктуры сплава в деформированном состоянии из заготовки был вырезан образец в плоскости XOZ. Структура деформированного сплава приведена на Рис. 4b. Расположение оси OZ соответствует горизонтали рисунка. Наблюдаются крупные зерна размером около 100-200 мкм, которые окружены более мелкими зернами со средним размером около 1-5 мкм, то есть после деформации сформировалась бимодальная структура типа "ожерелье".

Фотография мелкозернистой структурой при большем увеличении представлена на Рис. 4c. Границы зерен тонкие, с четким контрастом, что свидетельствует о наличии большеугловых разориентировок зерен.

Некоторые границы крупных зерен имеют извилистую форму, характерную для формирования зеренной структуры в процессе прерывистой динамической рекристаллизации и обусловленную локализацией деформации в зернах, наиболее благоприятно ориентированных для скольжения дислокаций. В результате более интенсивного повышения плотности дислокаций в таких зернах развивается локальная миграция участков границ и формирование зародышей рекристаллизации. В результате,

вдоль границ крупных зерен возникают цепочки новых более мелких зерен, формируя структуру типа «ожерелье».

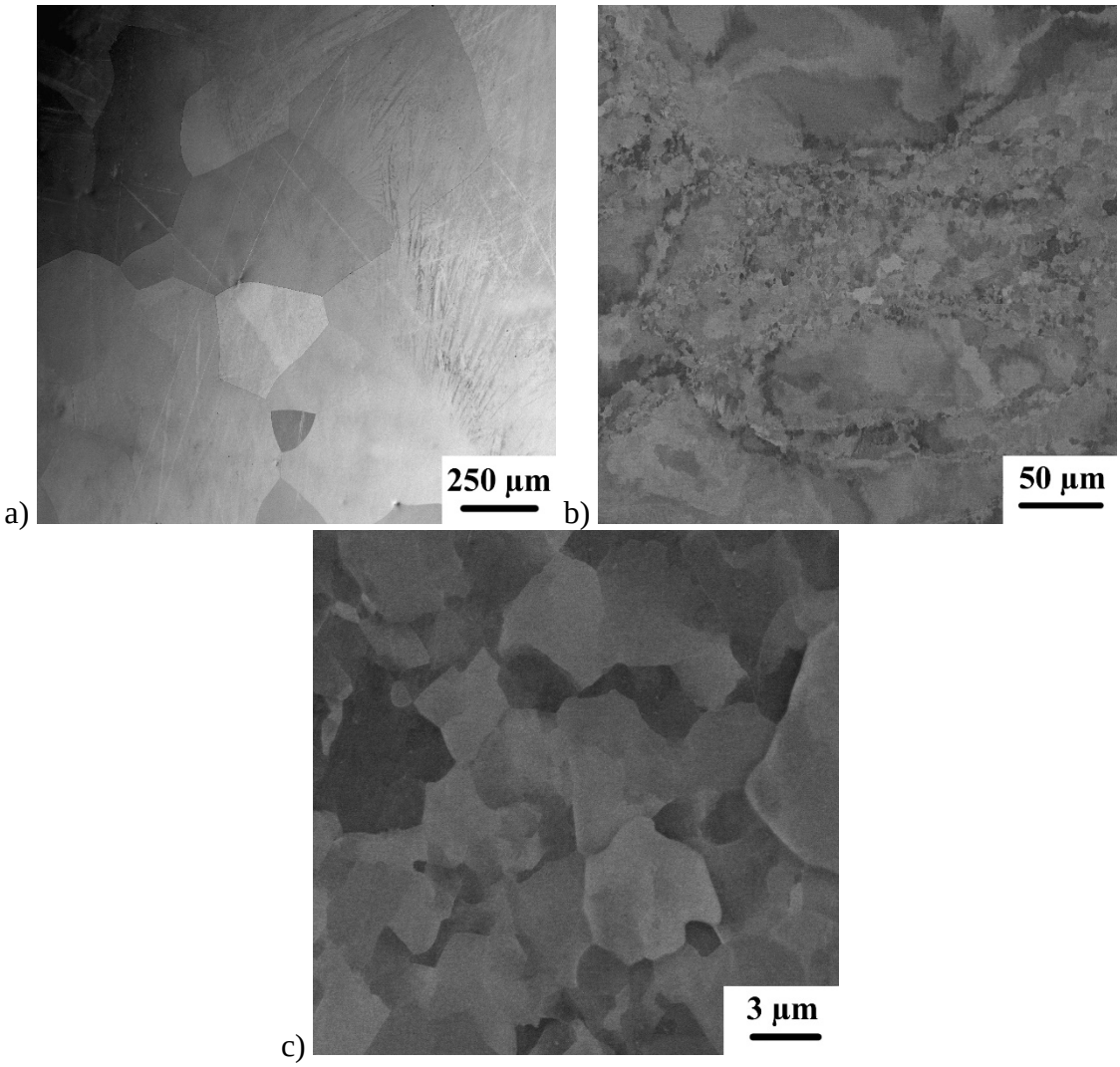

Рис. 4. Микроструктура поликристаллического сплава $Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7}$: (a) в исходном литом состоянии; (b), (c) - после пластической деформации методом ВИК.

6. Мартенситное превращение в сплаве после пластической деформации методом всесторонней изотермической ковки

Кривые температурной зависимости термического расширения также, как и для исходного состояния, подтверждают наличие процессов мартенситного превращения в деформированной структуре. Исследования проводили на образце, вырезанном в направлении ОХ. На Рис. 5 приведена кривая *dl/l(T)*, записанная в ходе нагрева и охлаждения образца в интервале температур от −100°C до −20°C. В целом, характер полученной кривой деформированного образца аналогичен кривой нагрева и охлаждения образца сплава в исходном литом состоянии, за исключением небольшого отличия в интервалах температур превращений: прямого от −78°C до −89°C, и обратного от −77°C до −65°C. То есть гистерезис превращения для деформированного состояния составляет чуть более 10°C. При этом скачкообразное изменение геометрических размеров образца в процессе превращения составляет 0.13%, то есть на порядок выше, чем в литом состоянии.

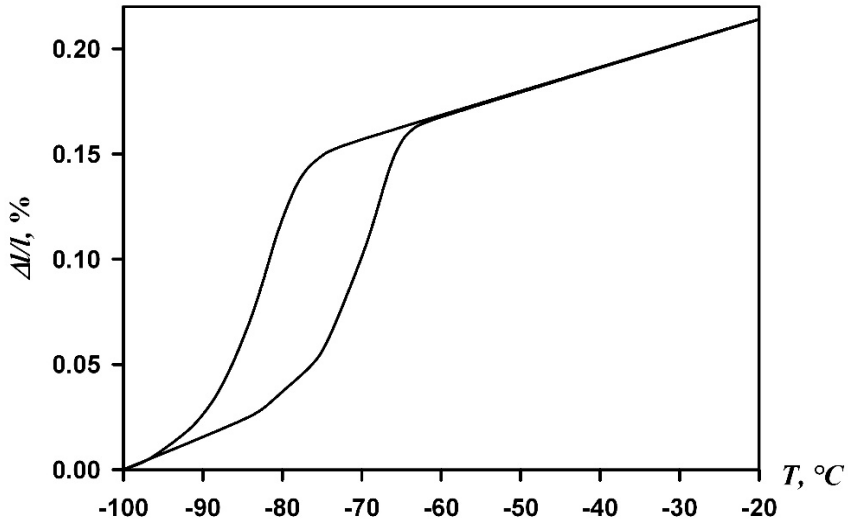

Рис. 5. Кривая температурной зависимости термического расширения поликристаллического сплава $Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7}$ после пластической деформации ковкой.

7. Обсуждение

Полученные кривые температурной зависимости термического расширения позволили оценить потенциально возможную величину ферромагнитного эффекта памяти формы, поскольку изменение геометрических размеров образца в процессе мартенситного превращения говорит о наличии в материале текстуры (металлографической и кристаллографической), вносящей основной вклад в величину эффекта. В исследуемом сплаве наблюдаемый скачок геометрических размеров говорит об анизотропии микроструктуры, которая обусловлена преимущественным направлением роста кристаллов в процессе кристаллизации расплава. Как описано выше, сплав переплавляли в кварцевом стакане, при этом кристаллизация шла от стенок стакана к центру. В данном случае для анализа термического расширения в области мартенситного превращения образец вырезан поперек направления роста кристаллов. В предыдущих исследованиях показано, что в случае направленного роста кристаллов в таком образце в процессе мартенситного превращения формируется преимущественная ориентация мартенситных пластин и как следствие, образец испытывает скачкообразное изменение геометрических размеров [1,45].

Наличие относительно небольшого гистерезиса в 10°C в процессе превращения говорит о достаточно однородной структуре сплава и отсутствии химической ликвации после выплавки, поэтому необходимость в проведении стандартной для данных сплавов процедуры гомогенизационного отжига отпадает.

По данным анализа температурно-скоростных условий пластической деформации сплавов данной системы [42-44] для проведения деформационной обработки выбрали температуру 680°C, при которой активно развиваются процессы динамической рекристаллизации, позволяющие трансформировать исходную крупнозернистую структуру в более мелкозернистую. Деформация сплава проводили без защитной оболочки, учитывая то, что процессы окисления, в сплавах с памятью формы при температурах 600-700°C окисления не столь интенсивны и не приводят в существенному изменению микроструктуры образца [50, 51].

После проведенной всесторонней изотермической ковки в сплаве была получена структура типа «ожерелье». Такой тип структуры, несомненно, должен способствовать повышению стабильности функциональных свойств поликристаллических сплавов Гейслера, поскольку при многократных циклах мартенситного превращения

избыточные внутренние напряжения будут активнее релаксировать в мелкозернистой структуре, играющей роль своеобразного демпфера.

В результате пластической деформации сплава методом всесторонней изотермической ковки наблюдается смещение характерных температур мартенситного превращения в область низких температур на 6-11°С. Такое поведение характерно для сплавов Гейслера, поскольку оно обусловлено затруднением движения в деформированной структуре дислокаций превращения, которые представляют собой мартенситные ступени атомных размеров на межфазных границах [52].

8. Выводы

1. Вакуумная переплавка сплава системы Ni-Mn-Ga позволяет избавиться от дефектов слитка, таких как трещины и поры, и подготовить структуру образцов для обработки всесторонней изотермической ковкой.

2. После пластической деформации изменяются критические температуры мартенситного превращения в сторону повышения на 8-10°С, что обусловлено. затруднением перемещения в деформированной структуре дислокаций превращения.

3. Впервые показана возможность пластической деформации сплавов Гейслера методом всесторонней изотермической ковки. После всесторонней изотермической ковки в образце сформировалась структура типа «ожерелье», в которой крупные зерна размером 100-200 мкм окружены мелкими зернами с размером зерен 1-10 мкм.

4. Развитая поверхность границ зерен в мелкозернистой структуре «ожерелья» должна способствовать более эффективной релаксации внутренних напряжений, возникающих при многократном прохождении мартенситного превращения, и позволит выдержать большее количество циклов нагрева и охлаждения при термоциклировании образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (для И.И.М.) в рамках научного проекта № 16-32-60159 мол_а_дк. Микроструктурные исследования и деформационная обработка сплава проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

Литература

[1] Х.Я. Мулюков, И.И. Мусабиров // *Журнал технической физики* **78(6)** (2008) 129.

[2] V.D. Buchelnikov, V.V. Khovailo, T. Takagi // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* **300(1)** (2006) e459.

[3] W.H. Wang, F.X. Hu, J.L. Chen, Y.X. Li, Z. Wang, Z.Y. Gao, Y.F. Zheng, L.C. Zhao, G.H. Wu, W.S. Zan // *IEEE Transactions on Magnetics* **37(4)** (2001) 2715.

[4] E. Pagounis, R. Chulist, M. J. Szczerba, M. Laufenberg // *Applied Physics Letters* **105(5)** (2014) 052405.

[5] V. Buchelnikov, I. Dikshtein, R. Grechishkin, T. Khudoverdyan, V. Koledov, Y. Kuzavko, I. Nazarkin, V. Shavrov, T. Takagi // *Journal Magnetism and Magnetic Materials* **272−276(3)** (2004) 2025.

[6] E. Barmina, A. Kosogor, V. Khovaylo, M. Gorshenkov, M. Lyange, D. Kuchin, E. Dilmieva, V. Koledov, V. Shavrov, S. Taskaev, R. Chatterjee, L.K. Varga // *Journal of Alloys and Compounds* **696** (2017) 310.

[7] Х.Я. Мулюков, И.И. Мусабиров, А.В. Маширов // *Письма о материалах* **2(4)** (2012) 194.

[8] V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy // *Physics of Metals and Metallography* **112(7)** (2011) 633.

[9] A.P. Kamantsev, V.V. Koledov, A.V. Mashirov, E.T. Dilmieva, V.G. Shavrov, J. Cwik, A.S. Los, V.I. Nizhankovskii, K. Rogacki, I.S. Tereshina, Yu.S. Koshkid'ko, M.V. Lyange, V.V. Khovaylo, P. Ari-Gur // *Journal of Applied Physics* **117(16)** (2015) 163903.
[10] A. Zhukov, V. Rodionova, M. Ilyn, A.M. Aliev, R. Varga, S. Michalik, A. Aronin, G. Abrosimova, A. Kiselev, M. Ipatov, V. Zhukova // *Journal of Alloys and Compounds* **575** (2013) 73.
[11] М.О. Дробосюк, Р.Р. Файзуллин, В.Д. Бучельников, С.В. Таскаев, А.Г. Фазлитдинова // *Челябинский физико-математический журнал* **22(377**) (2015) 42.
[12] V.D. Buchelnikov, M.O. Drobosyuk, E.A. Smyshlyaev, O.O. Pavlukhina, A.V. Andreevskikh, S.V. Taskaev, A.A. Fediy, V.V. Koledov, V.G. Shavrov, V.V. Khovaylo, V.V. Sokolovskiy // *Solid State Phenomena* **168-169** (2011) 165.
[13] R.R. Fayzullin, A.V. Mashirov, V.D. Buchelnikov, V.V. Koledov, V.G. Shavrov, S.V. Taskaev, M.V. Zhukov // *Journal of Communications Technology and Electronics* **61(10)** (2016) 1129.
[14] V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy, M.A. Zagrebin // *Челябинский физико-математический журнал* **1(2)** (2016) 117.
[15] M. Zagrebin, V. Sokolovskiy, M. Klyuchnikova, V. Buchelnikov // *MATEC Web of Conferences* **33** (2015) 05002.
[16] V.V. Sokolovskiy, V.D. Buchelnikov, M.A. Zagrebin, P. Entel, S. Sahool, M. Ogura // *Physical Review B: Condensed Matter and Materials Physics* **86(13)** (2012) 134418.
[17] M.A. Zagrebin, V.V. Sokolovskiy, V.D. Buchelnikov // *Materials Science Forum* **738-739** (2013) 473.
[18] J.A. Baimova, A.V. Lukyanov, V.G. Pushin, R.I. Babicheva, D.V. Gunderov, S.V. Dmitriev // *Reviews on Advanced Materials Science* **47(1-2)** (2016) 86.
[19] И.М. Сафаров, А.В. Корзников, Р.М. Галеев, С.Н. Сергеев, С.В. Гладковский, Д.А. Двойников, И.Ю. Литовченко // *Письма о материалах* **6(2)** (2016) 126.
[20] О.Э. Мухаметдинова, Р.Н. Гарипова, Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдиков // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения* **13(2)** (2016) 249.
[21] E. Galieva, V. Valitov, R. Lutfullin, S.V. Dmitriev, A. Akhunova, M. Mukhametrakhimov // *Materials Science Forum* **838−839** (2016) 350.
[22] Р.И. Бабичева, С.В. Дмитриев, Ю.А. Баимова, В.Г. Пушин // *Письма о материалах* **5(4)** (2015) 359.
[23] Л.Х. Рысаева, Ю.А. Баимова // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения* **12(1)** (2015) 68.
[24] E.V. Valitova, R.Ya. Lutfullin, M.Kh. Mukhametrakhimov, V.A. Valitov, A.Kh. Akhunova, S.V. Dmitriev // *Letters on Materials* **4(4)** (2014) 291.
[25] Н.И. Коуров, А.В. Королёв, В.Г. Пушин, Е.В. Марченкова // *Физика твердого тела* **54(10)** (2012) 1999.
[26] R. Chulist, W. Skrotzki, C.-G. Oertel, A. Böhm, T. Lippmann, E. Rybacki // *Scripta Materialia* **62(9)** (2010) 650.
[28] R. Chulist, A. Bohm, E. Rybacki, T. Lippmann, C.-G. Oertel, W. Skrotzki // *Materials Science Forum* **702−703** (2012) 169.
[28] И.И. Мусабиров, И.З. Шарипов, Р.Р. Мулюков // *Известия ВУЗов. Физика* **58(6)** (2015) 5.
[29] И.И. Мусабиров, И.М. Сафаров, И.З. Шарипов, Р.Р. Мулюков, А.В. Маширов, В.В. Коледов // *Журнал радиоэлектроники* **1** (2015) 11.
[30] B. Lu, H.B. Wang, Y. Liu, J.X. Liu, H.L. Wang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* **16** (2006) 843.

[31] S. Besseghini, E. Villa, F. Passaretti, M. Pini, F. Bonfanti // *Materials Science and Engineering A* **378(1–2)** (2004) 415.
[32] R. Chulist, M. Potschke, A. Boehm, H.-G. Brokmeier, U. Garbe, T. Lippmann, C.-G. Oertel, W. Skrotzki // *MRS Proceedings* **1050** (2007) BB09-03.
[33] A. Böhm, S. Roth, G. Naumann, W.G. Drossel, R. Neugebauer // *Materials Science and Engineering A* **481-482** (2008) 266.
[34] H. Morawiec, T. Goryczka, A. Drdzen, J. Lelatko, K. Prusik // *Solid State Phenomena* **154** (2009) 133.
[35] D.Y. Cong, Y.D. Wang, R.L. Peng, P. Zetterström, X. Zhao, P.K. Liaw, L. Zuo // *Metallurgical and Materials Transactions A* **37(5)** (2006) 1397.
[36] D.Y. Cong, Y.D. Wang, P. Zetterström, R.L. Peng, R. Delaplane, X. Zhao, L. Zuo // *Materials Science and Technology* **21** (2005) 1412.
[37] Р.Р. Мулюков // *Российские нанотехнологии* **2(7-8)** (2007) 38.
[38] Д.Р. Нугманов, О.Ш. Ситдиков, М.В. Маркушев // *Физика металлов и металловедение* **116(10)** (2015) 1047.
[39] V.M. Imayev, R.A. Gaisin, E.R. Gaisina, R.M. Imayev, H.-J. Fecht, F. Pyczak // *Materials Science and Engineering A* **609** (2014) 34.
[40] Ш.Х. Мухтаров, М.И. Нагимов, А.Г. Ермаченко // *Письма о материалах* **2(4)** (2012) 257.
[41] И.И. Мусабиров, И.М. Сафаров, М.И. Нагимов, И.З. Шарипов, В.В. Коледов, А.В. Маширов, А.И. Рудской, Р.Р. Мулюков // *Физика твердого тела* **58(8)** (2016) 1552.
[42] И.И. Мусабиров, И.М. Сафаров, И.З. Шарипов, М.И. Нагимов, В.В. Коледов, В.В. Ховайло, Р.Р. Мулюков // *Физика твердого тела* **59(8)** (2017) 1547.
[43] I. Musabirov, I. Safarov, M. Nagimov, I. Sharipov, V. Koledov, V. Khovailo, R. Mulyukov // *Materials Today: Proceedings* **4** (2017) 4851.
[44] I.I. Musabirov, R.R. Mulyukov, V.V. Koledov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* **82(1)** (2015) 012064.
[45] A. Biswas, G. Singh, S.K. Sarkar, M. Krishnan, U. Ramamurty // *Intermetallics* **54** (2014) 69.
[46] T. Miyamoto, W. Ito, R.Y. Umetsu, R. Kainuma, T. Kanomata, K. Ishida // *Scripta Materialia* **62(3)** (2010) 151.
[47] T. Miyamoto, M. Nagasako, R. Kainuma // *Journal of Alloys and Compounds* **549** (2013) 57.
[48] V.V. Khovailo, T. Takagi, A.N. Vasilev, H. Miki, M. Matsumoto, R. Kainuma // *Physica Status Solidi A* **183(2)** (2001) R1.
[49] M. Kök, G. Pirge, Y. Aydogdu // *Applied Surface Science* **268** (2013) 136.
[50] M. Kök, K. Yildiz // *Applied Physics A* **116(4)** (2014) 2045.
[51] I.I. Musabirov, I.M. Safarov, R.R. Mulyukov, I.Z. Sharipov, V.V. Koledov // *Letters on Materials* **4(4)** (2014) 265.

PLASTIC DEFORMATION OF THE Ni-Mn-Ga ALLOY BY MULTIPLE ISOTHERMAL FORGING

I.I. Musabirov[1*], I.M. Safarov[1], R.M. Galeyev[1], D.D. Afonichev[1], V.V. Koledov[2], A.I. Rudskoi[4], R.R. Mulyukov[1,3]

[1] Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences, Khalturina 39, Ufa, 450001, Russia

[2] Kotel'nikov Institute of Radio Engineering and Electronics of Russian Academy of Sciences, Mokhovaya 11, Moscow, 125009, Russia

[3] Bashkir State University, Validy 32, Ufa, 450076, Russia

[4] Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Politekhnicheskaya 29, St. Petersburg, 195251, Russia

*e-mail: irekmusabirov@mail.ru

Abstract. The paper presents the results of plastic deformation by the multiple isothermal forging on microstructure and martensitic transformation in polycrystalline $Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7}$ alloy. The method of plastic deformation was applied to Heusler alloys for the first time. By recording the temperature dependence of thermal expansion in the field of the existence of the martensitic transformation for Heusler alloys, the characteristic temperatures for given phase transformation in the alloy in as-cast state and after deformation processing are determined. After plastic deformation by forging at 680°C the bimodal grain structure of "necklace" type is formed.

Keywords: plastic deformation, Heusler alloys, multiple isothermal forging, Ni_2MnGa alloys, microstructure.

References

[1] Kh.Ya. Mulyukov, I.I. Musabirov // *Technical Physics* **53(6)** (2008) 802.

[2] V.D. Buchelnikov, V.V. Khovailo, T. Takagi // *Journal Magnetism and Magnetic Materials* **300(1)** (2006) e459.

[3] W.H. Wang, F.X. Hu, J.L. Chen, Y.X. Li, Z. Wang, Z.Y. Gao, Y.F. Zheng, L.C. Zhao, G.H. Wu, W.S. Zan // *IEEE Transactions on Magnetics* **37(4)** (2001) 2715.

[4] E. Pagounis, R. Chulist, M. J. Szczerba, M. Laufenberg // *Applied Physics Letters* **105(5)** (2014) 052405.

[5] V. Buchelnikov, I. Dikshtein, R. Grechishkin, T. Khudoverdyan, V. Koledov, Y. Kuzavko, I. Nazarkin, V. Shavrov, T. Takagi // *Journal Magnetism and Magnetic Materials* **272−276(3)** (2004) 2025.

[6] E. Barmina, A. Kosogor, V. Khovaylo, M. Gorshenkov, M. Lyange, D. Kuchin, E. Dilmieva, V. Koledov, V. Shavrov, S. Taskaev, R. Chatterjee, L.K. Varga // *Journal of Alloys and Compounds* **696** (2017) 310.

[7] K.Y. Mulyukov, I.I. Musabirov, A.V. Mashirov // *Letters on Materials* **2(4)** (2012) 194.

[8] V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy // *Physics of Metals and Metallography* **112(7)** (2011) 633.

[9] A.P. Kamantsev, V.V. Koledov, A.V. Mashirov, E.T. Dilmieva, V.G. Shavrov, J. Cwik, A.S. Los, V.I. Nizhankovskii, K. Rogacki, I.S. Tereshina, Yu.S. Koshkid'ko, M.V. Lyange, V.V. Khovaylo, P. Ari-Gur // *Journal of Applied Physics* **117(16)** (2015) 163903.

[10] A. Zhukov, V. Rodionova, M. Ilyn, A.M. Aliev, R. Varga, S. Michalik, A. Aronin, G. Abrosimova, A. Kiselev, M. Ipatov, V. Zhukova // *Journal of Alloys and Compounds* **575** (2013) 73.
[11] M.O. Drobosyuk, R.R. Fayzullin, V.D. Buchelnikov, S.V. Taskaev, A.G. Fazlitdinova // *Chelyabinskiy Fiziko-Matematicheskiy Zhurnal* **22(377**) (2015) 42.
[12] V.D. Buchelnikov, M.O. Drobosyuk, E.A. Smyshlyaev, O.O. Pavlukhina, A.V. Andreevskikh, S.V. Taskaev, A.A. Fediy, V.V. Koledov, V.G. Shavrov, V.V. Khovaylo, V.V. Sokolovskiy // *Solid State Phenomena* **168-169** (2011) 165.
[13] R. R. Fayzullin, A.V. Mashirov, V.D. Buchelnikov, V.V. Koledov, V.G. Shavrov, S.V. Taskaev, M.V. Zhukov // *Journal of Communications Technology and Electronics* **61(10)** (2016) 1129.
[14] V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy, M.A. Zagrebin // *Chelyabinskiy Fiziko-Matematicheskiy Zhurnal* **1(2)** (2016) 117.
[15] M. Zagrebin, V. Sokolovskiy, M. Klyuchnikova, V. Buchelnikov // *MATEC Web of Conferences* **33** (2015) 05002.
[16] V.V. Sokolovskiy, V.D. Buchelnikov, M.A. Zagrebin, P. Entel, S. Sahool, M. Ogura // *Physical Review B: Condensed Matter and Materials Physics* **86(13)** (2012) 134418.
[17] M.A. Zagrebin, V.V. Sokolovskiy, V.D. Buchelnikov // *Materials Science Forum* **738-739** (2013) 473.
[18] J.A. Baimova, A.V. Lukyanov, V.G. Pushin, R.I. Babicheva, D.V. Gunderov, S.V. Dmitriev // *Reviews on Advanced Materials Science* **47(1-2)** (2016) 86.
[19] I.M. Safarov, A.V. Korznikov, R.M. Galeyev, S.N. Sergeev, S.V. Gladkovsky, D.A. Dvoynikov, I.Y. Litovchenko // *Letters on Materials* **6(2)** (2016) 126.
[20] O.E. Mukhametdinova, R.N. Garipova, E.V. Avtokratova, O.S. Sitdikov // *Basic Problems of Material Science* **13(2)** (2016) 249.
[21] E. Galieva, V. Valitov, R. Lutfullin, S.V. Dmitriev, A. Akhunova, M. Mukhametrakhimov // *Materials Science Forum* **838−839** (2016) 350.
[22] R. Babicheva, J. Baimova, S. Dmitriev, V. Pushin // *Letters on Materials* **5(4)** (2015) 359.
[23] L.Kh. Rysaeva, J.A. Baimova // *Basic Problems of Material Science* **12(1)** (2015) 68.
[24] E.V. Valitova, R.Ya. Lutfullin, M.Kh. Mukhametrakhimov, V.A. Valitov, A.Kh. Akhunova, S.V. Dmitriev // *Letters on Materials* **4(4)** (2014) 291.
[25] N.I. Kourov, A.V. Korolev, V.G. Pushin, E.V. Marchenkova // *Physics of the Solid State* **54(10)** (2012) 2128.
[26] R. Chulist, W. Skrotzki, C.-G. Oertel, A. Böhm, T. Lippmann, E. Rybacki // *Scripta Materialia* **62(9)** (2010) 650.
[27] R. Chulist, A. Bohm, E. Rybacki, T. Lippmann, C.-G. Oertel, W. Skrotzki // *Materials Science Forum* **702−703** (2012) 169.
[28] I.I. Musabirov, I.Z. Sharipov, R.R. Mulyukov // *Russian Physics Journal* **58(6)** (2015) 745.
[29] I.I. Musabirov, I.M. Safarov, I.Z. Sharipov, R.R. Mulyukov, A.V. Mashirov, V.V. Koledov // *Zhurnal Radioelektroniki* **1** (2015) 11.
[30] B. Lu, H.B. Wang, Y. Liu, J.X. Liu, H.L. Wang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* **16** (2006) 843.
[31] S. Besseghini, E. Villa, F. Passaretti, M. Pini, F. Bonfanti // *Materials Science and Engineering A* **378(1–2)** (2004) 415.
[32] R. Chulist, M. Potschke, A. Boehm, H.-G. Brokmeier, U. Garbe, T. Lippmann, C.-G. Oertel, W. Skrotzki // *MRS Proceedings* **1050** (2007) BB09-03.
[33] A. Böhm, S. Roth, G. Naumann, W.G. Drossel, R. Neugebauer // *Materials Science and Engineering A* **481-482** (2008) 266.
[34] H. Morawiec, T. Goryczka, A. Drdzen, J. Lelatko, K. Prusik // *Solid State Phenomena* **154** (2009) 133.

[35] D.Y. Cong, Y.D. Wang, R.L. Peng, P. Zetterström, X. Zhao, P.K. Liaw, L. Zuo // *Metallurgical and Materials Transactions A* **37(5)** (2006) 1397.
[36] D.Y. Cong, Y.D. Wang, P. Zetterström, R.L. Peng, R. Delaplane, X. Zhao, L. Zuo // *Materials Science and Technology* **21** (2005) 1412.
[37] R.R. Mulyukov // *Nanotechnologies in Russia* **2(7-8)** (2007) 38.
[38] D.R. Nugmanov, O.S. Sitdikov, M.V. Markushev // *The Physics of Metals and Metallography* **116(10)** (2015) 993.
[39] V.M. Imayev, R.A. Gaisin, E.R. Gaisina, R.M. Imayev, H.-J. Fecht, F. Pyczak // *Materials Science and Engineering A* **609** (2014) 34.
[40] S.K. Mukhtarov, M.I. Nagimov, A.G. Ermachenko // *Letters on Materials* **2(4)** (2012) 257.
[41] I.I. Musabirov, I.M. Safarov, M.I. Nagimov, I.Z. Sharipov, R.R. Mulyukov, V.V. Koledov, A.V. Mashirov, A.I. Rudskoi // *Physics of the Solid State* **58(8)** (2016) 1605.
[42] I.I. Musabirov, I.M. Safarov, I.Z. Sharipov, M.I. Nagimov, V.V. Koledov, V.V. Khovailo, R.R. Mulyukov // *Physics of the Solid State* **59(8)** (2017) 1570.
[43] I. Musabirov, I. Safarov, M. Nagimov, I. Sharipov, V. Koledov, V. Khovailo, R. Mulyukov // *Materials Today: Proceedings* **4** (2017) 4851.
[44] I.I. Musabirov, R.R. Mulyukov, V.V. Koledov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* **82(1)** (2015) 012064.
[45] A. Biswas, G. Singh, S.K. Sarkar, M. Krishnan, U. Ramamurty // *Intermetallics* **54** (2014) 69.
[46] T. Miyamoto, W. Ito, R.Y. Umetsu, R. Kainuma, T. Kanomata, K. Ishida // *Scripta Materialia* **62(3)** (2010) 151.
[47] T. Miyamoto, M. Nagasako, R. Kainuma // *Journal of Alloys and Compounds* **549** (2013) 57.
[48] V.V. Khovailo, T. Takagi, A.N. Vasilev, H. Miki, M. Matsumoto, R. Kainuma // *Physica Status Solidi A* **183(2)** (2001) R1.
[49] M. Kök, G. Pirge, Y. Aydogdu // *Applied Surface Science* **268** (2013) 136.
[50] M. Kök, K. Yildiz // *Applied Physics A* **116(4)** (2014) 2045.
[51] I.I. Musabirov, I.M. Safarov, R.R. Mulyukov, I.Z. Sharipov, V.V. Koledov // *Letters on Materials* **4(4)** (2014) 265.