



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 2, 2020

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index>



DOI: 10.15593/perm.mech/2020.2.01

УДК 539.3

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ДВУХФАЗНОЙ КОМПОЗИЦИИ Mg–Ni В ПРОЦЕССЕ БЫСТРОГО СЖАТИЯ

В.Н. Аптуков¹, Н.Е. Скрябина¹, Д. Фрушар²

¹Пермский государственный национальный исследовательский университет, Пермь, Россия

²Université Grenoble Alpes, CNRS, Institut Néel, Grenoble, France

О СТАТЬЕ

Получена: 26 марта 2020 г.
Принята: 15 июня 2020 г.
Опубликована: 30 июня 2020 г.

Ключевые слова:

Fast Forging, сплав, Mg₂Ni, двухфазная ячейка, пластическая деформация, тепловыделение, численное моделирование.

АННОТАЦИЯ

В работе приведены результаты использования хорошо известного в металлургии метода прессования в качестве нового способа получения материалов, склонных к высокой сорбционной емкости водорода. Метод позволяет в процессе прессования не только получить консолидированный конечный продукт из исходных порошковых ингредиентов Mg и Ni, но и осуществить фазовое превращение – получение в составе композиции Mg–Ni фазы Mg₂Ni, что является уникальным результатом.

Установлено, что ключевым моментом в формировании фазового состава образца является температура проведения прессования (Fast Forging). Повышение температуры (ниже температуры эвтектики) приводит к практически полному исчерпанию свободного никеля и появлению фазы Mg₂Ni в структуре материала без плавления заготовки.

С целью определения оптимальных условий деформирования для получения сплава с максимальным содержанием фазы Mg₂Ni построена 2D расчетная модель ячейки с произвольным распределением разно-размерных частиц никеля в магнии. Численное моделирование процесса адиабатического сжатия ячейки до величины средних деформаций 80–90 % показало, что, помимо предварительного нагрева образца в камере для осуществления Fast Forging, необходимо учитывать повышение температуры образца в процессе удара молота при прессовании. Установлено, что с ростом начальной температуры от 20 до 400 °C вклад повышения температуры при интенсивной пластической деформации снижается. Приведены результаты численного моделирования повышения температуры на границе касания двух материалов – магний/никель. Рассчитаны поля деформаций в 2D модельной ячейке, что позволило оценить механическое поведение системы при Fast Forging. Результаты расчетов хорошо согласуются с экспериментом.

© ПНИПУ

© Аптуков Валерий Нагимович – д.т.н., проф., e-mail: aptukov@psu.ru, [iD: 0000-0001-8048-3804](https://orcid.org/0000-0001-8048-3804)

Скрябина Наталия Евгеньевна – д.ф.-м.н., проф., e-mail: natskryabina@mail.ru

Фрушар Даниель – руководитель подразделения QUEST, e-mail: daniel.fruchart@neel.cnrs.fr

Valery N. Aptukov – Doctor of Technical Sciences, Professor, Perm State University, e-mail: aptukov@psu.ru,

[iD: 0000-0001-8048-3804](https://orcid.org/0000-0001-8048-3804)

Nataliya E. Skryabina – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, e-mail: natskryabina@mail.ru

Daniel Fruchart – Research Director at Department of QUEST, e-mail: daniel.fruchart@neel.cnrs.fr



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

INVESTIGATION OF THE MECHANICAL BEHAVIOR OF A TWO-PHASE MG-NI COMPOUND DURING FAST COMPRESSION

V.N. Aptukov¹, N.E. Skryabina¹, D. Fruchart²

¹Perm State University, Perm, Russian Federation

²Université Grenoble Alpes, CNRS, Institut Néel, Grenoble, France

ARTICLE INFO

Received: 26 March 2020

Accepted: 15 June 2020

Published: 30 June 2020

Keywords:

Fast Forging, alloy, Mg₂Ni, a two-phase cell, plastic deformation, heat dissipation, numerical simulation.

ABSTRACT

The paper presents the results of using a pressing process well known in metallurgy as forging. However, here the Fast Forging process is used as a new way to synthesize materials having e.g. a high hydrogen sorption capacity. Firstly, the method allows delivering a final consolidated product from the initial Mg and Ni powdered elements during pressing. Secondly, it enables a phase transformation, i.e. synthesizing the Mg₂Ni binary phase from the initial Mg-Ni mixture of powders, which is a unique result.

It is established that the key point in the formation of the binary phase in a sample is the temperature of the Fast Forging. The temperature increase (below the level of the eutectic transition) leads to an almost full consumption of free Ni and the resulting presence of the Mg₂Ni phase in the material without melting the work piece.

In order to determine the optimal deformation conditions with the goal to obtain a maximum Mg₂Ni phase content in the sample, a 2D calculation model of the cell is built with an arbitrary distribution of different-sized Ni particles among the Mg ones. The numerical simulation of the adiabatic compression of the cell up to an average strain of 80–90 % shows that except for pre-heating the sample chamber, it is necessary to account for the rise of epy sample's temperature created with the hammer impact during the Fast Forging. It is found that when increasing the initial temperature from 20 °C to 400 °C, the contribution of the additional heat during the intense plastic deformation decreases progressively.

The numerical simulation results of the temperature increase within the contact zone of the two types Mg and Ni particles are presented. The deformation fields are determined in the used 2D model cell, which makes it possible to evaluate the system's mechanical behavior during the Fast Forging process.

The calculation results are found in an excellent agreement with the experimental ones.

© PNRPU

Введение

Водородная энергетика в ряду альтернативных углеводородному принципу получения энергии (таких как энергия ветра, солнца и др.) занимает особое место. Это связано прежде всего с тем, что в общем понятии «водородная энергетика» существуют три технологии: производство, хранение и использование водорода. Каждая составляющая может иметь самостоятельное значение. Настоящее исследование посвящено центральной задаче – хранению водорода в связанном – металлгидридном состоянии, что на сегодняшний день представляется одним из возможных решений.

Магний и сплавы на его основе считаются наиболее перспективными материалами для хранения водорода ввиду их достаточно высокой емкости, широкой распространенности магния в земной коре и сравнительно низкой стоимости. Существенным недостатком чистого магния является относительно высокая температура и недостаточно быстрая кинетика сорбции водорода. Известно [1–3], что существуют два принципиальных пути улучшения кинетики сорбции/десорбции водорода исходным материалом: во-первых, использование различного рода добавок (так называемых катализаторов) и, во-вторых, интенсивная пластическая деформация (ИПД), которая включает в себя различные методы,

такие как Equal Channel Angular Pressing (ECAP) [4–9], Cold Rolling (CR) [5, 10] and High Pressure Torsion (HPT) [11].

Среди известных сплавов на основе магния интерметаллическое соединение Mg₂Ni занимает особую позицию. Оно может быть синтезировано и использовано как каталитическая добавка или в виде самостоятельного объекта для хранения водорода, поскольку данное соединение реагирует с водородом с образованием гидрида Mg₂NiH₄ [12–14]. Однако синтез соединения Mg₂Ni обычным литьем осложняется тем, что Mg и Ni имеют очень различные температуры плавления, что затрудняет получение прецизионных композиций. В связи с этим в процессе охлаждения сплава не исключена вероятность появления в структуре еще одного интерметаллида – MgNi₂, растворимость водорода в котором существенно ниже, чем в Mg₂Ni. Иной способ синтеза сплава системы Mg–Ni предложен в работе [15]. Методом механического сплавления (в англоязычной литературе принято обозначение HEBM – High Energy Ball Milling) авторы получили и исследовали сорбционную способность к водороду сплавов Mg_{1-x}Ni_x в широком диапазоне изменения концентрации никеля (x = 10...70 ат. %). Особенностью проведенных исследований являлось то, что после механической обработки смеси двух порошков Mg и Ni получался сплав, размер

кристаллитов которого соответствовал нанодиапазону измерений. В более поздней работе [16] было проведено детальное изучение эволюции микроструктуры наноструктурированного в процессе ВМ сплава Mg_2Ni (исходное соотношение компонентов $Mg:Ni = 75:25$) и последующей сорбции/десорбции им водорода. Получено, что в процессе введения водорода образуются две фазы гидридов с разным содержанием водорода. Одна из них – $Mg_2NiH_{0,3}$ – твердый раствор водорода в соединении Mg_2Ni с гексагональной структурой, другая – Mg_2NiH_4 – гидрид с моноклинной структурой. Таким образом, эти исследования показали, что при особых условиях (например, ВМ) возможна прямая реакция исходных ингредиентов (Mg и Ni) с образованием сплава Mg_2Ni . Сплавы, полученные методом механического сплавления, часто подвергают дополнительному воздействию ИПД, например, методом НРТ (НРТ – high-pressure torsion), что положительно сказывается на структуре материала и кинетике поглощения водорода [17].

Другим примером ИПД можно назвать метод Fast Forging (FF), который используется для различных металлургических процессов с целью модификации структуры материалов [18, 19] в процессе прессования. Пожалуй, впервые в [20] приведен пример использования FF в качестве приема, позволяющего осуществить взаимодействие элементов в смеси исходных компонентов с образованием сплава. Нами на примере магния показано [21], что его легирование никелем с последующим применением FF также может привести к уникальным результатам – образованию монолитного сплава $Mg-Ni$, в составе которого появляется новая фаза Mg_2Ni , улучшающая сорбцию/десорбцию водорода и ускоряющая кинетику этих процессов.

1. Методика эксперимента и теоретические подходы

В качестве механического воздействия на исходный материал был выбран метод Fast Forging (FF) – прессование под действием веса падающего молота, методика которого описана в [20, 21]. Вес молота – 150 кг, высота падения 1,5 м. Материал для исследования представлял собой смесь порошков магния и никеля в пропорции, соответствующей эвтектике на диаграмме состояния $Mg-Ni$ (11,3 ат.% Ni) [22]. После перемешивания исходных компонентов, предварительным прессованием ручным прессом были сформированы заготовки, которые помещали в металлический цилиндр (изготовленный из меди или железа) для предотвращения диссипации материала в процессе FF. Подготовленный образец устанавливали в специальной камере, которую заполняли аргоном, и нагревали до заданной температуры в течение времени, достаточного для ее выравнивания в пределах образца. Измерение температуры образца проводили пирометром. Величину макроскопической деформации, полученной образцом в процессе воздействия ударной нагрузки, оценивали по отношению двух

параметров: $(h_{FF}/h) \cdot 100\%$, где h_{FF} – высота образца после FF, h – исходная высота образца (т.е. высота цилиндра – 20 мм). В эксперименте величину макроскопической деформации варьировали от 20 до 90 %.

Численное моделирование механического поведения системы осуществляли методом конечных элементов в пакете ANSYS Multiphysics.

Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов проводили при комнатной температуре на дифрактометре Bruker D8 Endeavor в излучении $Cu-K_{\alpha}$. Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью Rietveld анализа профиля линий, используя программу Fullprof.

2. Результаты и их обсуждение

Предварительные экспериментальные исследования показали [21], что технология FF позволяет осуществить интенсивную пластическую деформацию двухкомпонентного порошкового образца ($Mg+Ni$), результатом которой является образование монолитного материала. Более того, предварительный нагрев исходной заготовки даже до температуры существенно ниже, чем температура эвтектики на равновесной диаграмме $Mg-Ni$, в дальнейшем в процессе FF приводит к появлению новой фазы, которая уверенно идентифицируется рентгеновским фазовым анализом как Mg_2Ni . Поскольку физические модели этого превращения в настоящий момент отсутствуют, нами предпринята попытка установить необходимые и достаточные условия для наблюдения подобного превращения. С этой целью были проведены расчеты, позволяющие проанализировать механическое поведение системы в условиях интенсивной пластической деформации. Задача содержала несколько промежуточных этапов, каждый из которых, по мере усложнения модели, позволил установить наиболее существенные условия, контролирующие фазовое превращение (появление Mg_2Ni) в исследуемой системе.

2.1. Аналитическая модель пластической деформации двухфазной сферической ячейки

Оценку локального изменения температуры в зоне контакта магния и никеля провели, взяв за основу аналитическую модель двухфазной сферической ячейки. На рис. 1 показана сфера с радиусом внутренней полости R_0 , радиусом границы между слоями (фазами) R_1 и внешним радиусом R_2 . Переменные, относящиеся к внутренней части сферы (никель), будем обозначать индексом «1», а к внешней (магний) – индексом «2».

Двухфазная сферическая ячейка нагружена с внешней границы давлением q таким образом, что обе фазы сферической ячейки полностью находятся в пластическом состоянии. Данное допущение определяет наиболее простую (аналитическую) модель оценки тепловыделения в двухфазной системе с развитой пластической деформацией. В условиях сферической симметрии радиальное и окружное напряжения в пластической об-

ласти (для однородной сферы) определяются следующими выражениями [23]:

$$\sigma_r = C + 2\sigma_s \ln r, \quad \sigma_\varphi = \sigma_\theta = \sigma_r + \sigma_s, \quad (1)$$

где σ_s – предел текучести; C – константа, определяемая из граничных условий.

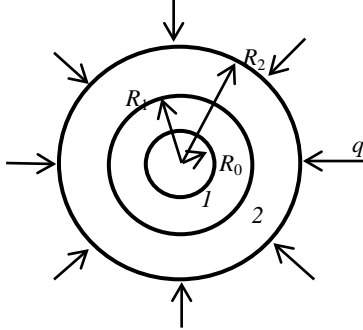


Рис. 1. Схема сферической двухфазной ячейки:
1 – никель, 2 – магний

Fig. 1. The scheme of a spherical two-phase cell:
1 – is nickel, 2 – is magnesium

В нашем случае двухслойной сферы граничные условия для внутреннего и внешнего радиуса запишутся как

$$\sigma_r(r = R_0) = 0, \quad \sigma_r(r = R_2) = -q. \quad (2)$$

Тогда из (1) и (2) получим

$$\sigma_{r1} = 2\sigma_{s1}(\ln R_0 - \ln r), \quad \sigma_{r2} = -q + 2\sigma_{s2}(\ln R_2 - \ln r), \quad (3)$$

$$\begin{aligned} \sigma_{\varphi 1} &= \sigma_{s1} + 2\sigma_{s1}(\ln R_0 - \ln r), \\ \sigma_{\varphi 2} &= -q + \sigma_{s2} + 2\sigma_{s2}(\ln R_2 - \ln r). \end{aligned} \quad (4)$$

В соотношениях (3), (4) σ_{s1} и σ_{s2} – пределы текучести внутреннего и внешнего слоя (фазы) сферической ячейки.

Согласно [23] в условиях приближения несжимаемого материала деформации сферы выражаются в форме

$$\varepsilon_r = \frac{1}{2G}(\sigma_r - p), \quad \varepsilon_\varphi = \frac{1}{2G}(\sigma_\varphi - p), \quad (5)$$

где p – среднее давление, $p = (\sigma_r + 2\sigma_\varphi)/3$.

Удельная работа пластического деформирования для упруго-идеально-пластического тела выражается как

$$\bar{W} = (\sigma_s / \sqrt{3})\Gamma, \quad (6)$$

где Γ – интенсивность деформаций сдвига, $\Gamma = (2e_{ij}^p e_{ij}^p)^{1/2}$.

Для случая одномерной сферической симметрии с учетом (5)

$$\Gamma = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right) |\varepsilon_r - \varepsilon_\varphi| = \left(\frac{1}{G\sqrt{3}} \right) |\sigma_r - \sigma_\varphi|. \quad (7)$$

Тогда соотношение (6) преобразуется к виду

$$\bar{W} = (\sigma_s / (3G)) |\sigma_r - \sigma_\varphi| = \sigma_s^2 / (3G), \quad (8)$$

где G – модуль сдвига.

Таким образом, удельная работа пластической деформации для внутренней и наружной сферы

$$\bar{W}_1 = \sigma_{s1}^2 / 3G_1, \quad \bar{W}_2 = \sigma_{s2}^2 / 3G_2. \quad (9)$$

Изменение температуры в адиабатическом случае пропорционально удельной работе (энергии) пластической деформации [24–26]:

$$\rho c \Delta T = k_T \Delta \bar{W}, \quad (10)$$

где T – температура; ρ – плотность; c – удельная теплоемкость; \bar{W} – удельная энергия пластической деформации; k_T – коэффициент, определяющий долю мощности пластического деформирования, преобразованной во внутренний тепловой источник, $k_T = 0,85 \dots 0,95$.

Из вышесказанного следует, что изменение температуры внутренней и наружной сферы

$$\Delta T_1 = k_T \sigma_{s1}^2 / (3\rho_1 c_1 G_1), \quad \Delta T_2 = k_T \sigma_{s2}^2 / (3\rho_2 c_2 G_2). \quad (11)$$

Таким образом, отношение изменения температур при развитой пластической деформации во внутренней (никель) и внешней (магний) сфере при постоянном коэффициенте k_T

$$\Delta T_H / \Delta T_M = \left(\frac{\sigma_{sH}^2}{\sigma_{sM}^2} \right) \left[\frac{\rho_M c_M G_M}{\rho_H c_H G_H} \right]. \quad (12)$$

Несомненным достижением предложенного подхода является возможность провести оценку изменения локальной температуры в зоне контакта поверхностей двух частиц, вступивших в механическое взаимодействие в процессе деформации.

Механический контакт – обязательное условие для возникновения металлического типа связи между разнородными металлами при образовании новой двухкомпонентной фазы. Поэтому любое изменение параметров системы в зоне контакта может явиться ключом к объяснению наблюдаемого в эксперименте феномена – образования сплава в процессе FF без предварительного плавления исходных материалов.

Следует принять во внимание, что двухфазная сферическая ячейка без внутренней полости при всестороннем сжатии является очень жесткой системой. При этом максимальная пластическая деформация, согласно выбранному подходу, достигается на границе внутренней фазы (никеля) и внешней (магния) и не превышает 2–3 %, что на 1–2 порядка ниже, чем при ударном сжатии цилиндра. Поэтому в качестве модели и была принята двухфазная сферическая ячейка с внутренней полостью.

Особенностью полученного соотношения (12) является то, что отношение дополнительных температур при развитой пластической деформации вблизи контактной

поверхности магния и никеля не зависит в приближении модельных упрощений от геометрических размеров фаз (их процентном соотношении), а определяется физико-механическими параметрами материалов.

Зависимость отношения дополнительных температур (возникающих в локальной зоне контакта двух материалов в процессе пластической деформации) от начальной температуры двухфазной сферической ячейки (соотношение (12)) показана на рис. 2. Зависимость построена с учетом влияния температуры предварительного нагрева ячейки на физико-механические параметры исходных фаз. Влияние температуры на физико-механические свойства исходных компонентов показано графически на рис. 3, 4 (на основе [27]), эти данные использовались и в численных расчетах. Из зависимости, представленной на рис. 2, в частности, следует, что должен существовать интервал температур в эксперименте, когда регистрируемые значения температуры нагрева образца перед FF и реальные значения температуры в процессе ИПД существенно различаются. Этот вывод оказался одним из важнейших для дальнейшего понимания реализации FF и получения сплавов Mg–Mg₂Ni.

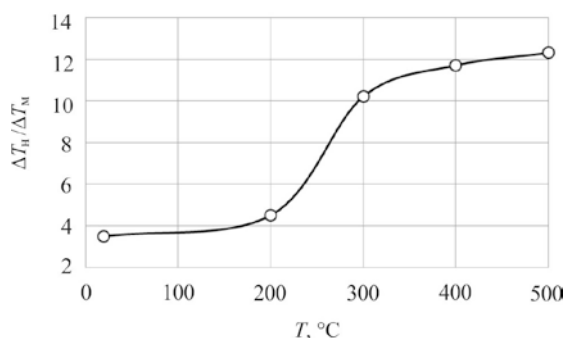


Рис. 2. Зависимость отношения двух температур: во внутренней (никель) – ΔT_N и внешней (магний) – ΔT_M сферах, от начальной температуры двухфазной сферической ячейки при ее пластическом деформировании

Fig. 2. The dependence of the ratio $\Delta T_N / \Delta T_M$ of two temperatures: ΔT_N in the internal (nickel) and ΔT_M external (magnesium) spheres, versus the initial temperature of a two-phase spherical cell under plastic deformation

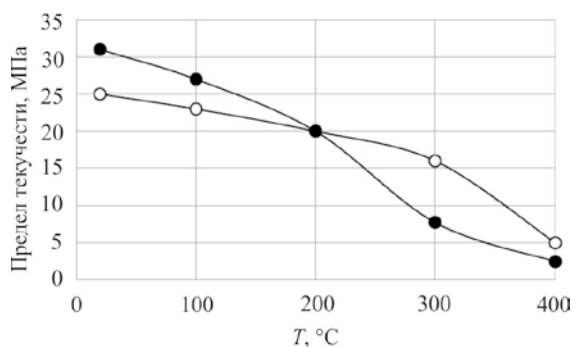


Рис. 3. Температурная зависимость предела текучести никеля (●) и магния (○)

Fig. 3. Yield strength temperature dependence for nickel (●) and magnesium (○)

Аналитическая приближенная модель двухфазной сферической ячейки позволяет оценить дополнительную температуру, появляющуюся на границе фаз, при переходе ячейки в пластическое состояние при различной первоначально заданной температуре системы. Однако более детальное представление о дополнительном нагреве в зависимости от величины деформации образца дает все-таки численная модель. С этой целью были проведены вычислительные эксперименты в рамках расчетной модели.

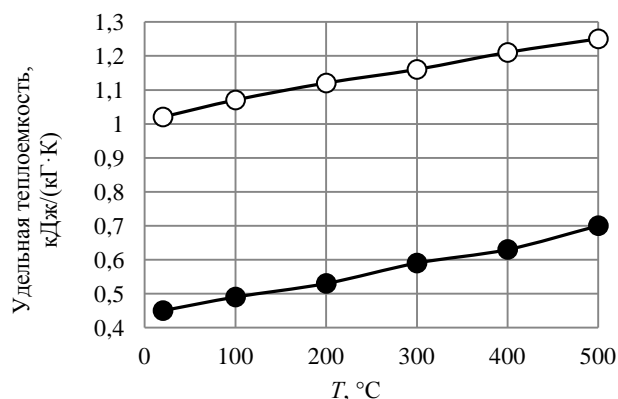


Рис. 4. Температурная зависимость удельной теплоемкости никеля (●) и магния (○)

Fig. 4. The relation of heat versus temperature for nickel (●) and magnesium (○)

2.2. Основные положения расчетной модели

В основе расчетов повышения локальной температуры в процессе FF лежат два положения. Первое – о преобразовании работы пластической деформации в тепло. При деформировании металла механическая энергия, затраченная на формоизменение образца, преобразуется в тепловую энергию, генерируемую процессами движения и аннигиляции дефектов различных структурных уровней, и в накопленную энергию пластической деформации, аккумулированную в упругих полях дефектов.

Одной из первых и наиболее часто цитируемых работ по преобразованию энергии пластических деформаций в тепло является [28]. В работе показано, что 90–95 % работы пластических деформаций переходит в тепло. Позже в экспериментальных работах различных авторов было получено, что это процентное соотношение существенным образом зависит от состояния материала, скорости и интенсивности деформаций. Обзор экспериментальных работ, посвященных этим исследованиям, приведен в [29]. В современных исследованиях утверждается, что в некоторых случаях доля работы пластической деформации, переходящей в тепло, уменьшается до 60–70 % [24]. В прикладных исследованиях по металлообработке, например [25, 26], обычно полагается, что доля пластической работы, пре-

образуемая в тепло, достигает 85–95 %. В нашем случае металлический образец деформировали ударным способом, но скорости деформации здесь невелики, порядка 10^2 – 10^3 1/с, поэтому процент перехода 80–85 % можно считать вполне приемлемым.

Второе положение касается физических уравнений рассматриваемых материалов. При расчете использовали упругопластическую модель поведения сплавов с функцией текучести Мизеса и изотропным упрочнением (Piecewise Linear Plasticity) [23, 30]. Все физико-механические параметры сплавов являлись заданными функциями температуры.

Решение квазистатической задачи (инерционными силами пренебрегалось) в рамках 2D осесимметричной постановки проводилось в пакете Ansys Multiphysics. Нагружение представительного элемента образца со случайным распределением частиц никеля в матрице магния осуществлялось по шагам с приращением средней осевой деформации 5 % до конечной деформации 90 %. Считалось, что процессы ударной деформации образца в натурном эксперименте, несмотря на относительно небольшую скорость деформации (10^2 – 10^3 1/с), являются адиабатическими. На каждом шаге по деформации вычисляли дополнительную температуру, анало-

гично работе [31]. Кроме того, на каждом шаге деформации вычисляли все поля переменных, определяющих текущее напряженно-деформированное состояние представительного элемента образца.

2.3. Моделирование осевого сжатия цилиндрической ячейки со сферическим включением

На первом этапе был проведен расчет распределения пластической деформации в зоне контакта двух разных по своим механическим характеристикам материалов – Mg и Ni. Для этого произвольно выбрана в объеме образца цилиндрическая ячейка магния, которая содержит сферическое включение никеля. Предполагали, что объемное содержание никеля в ячейке составляет около 4 %. Ячейка нагружалась путем увеличения по шагам осевой деформацией, боковые стороны ячейки – свободны. Такая схема деформации больше соответствует поведению двухфазного образца при осевом сжатии.

На рис. 5, а–д для примера показаны поля интенсивности пластической деформации при различном среднем уровне осевой деформации цилиндрической ячейки.

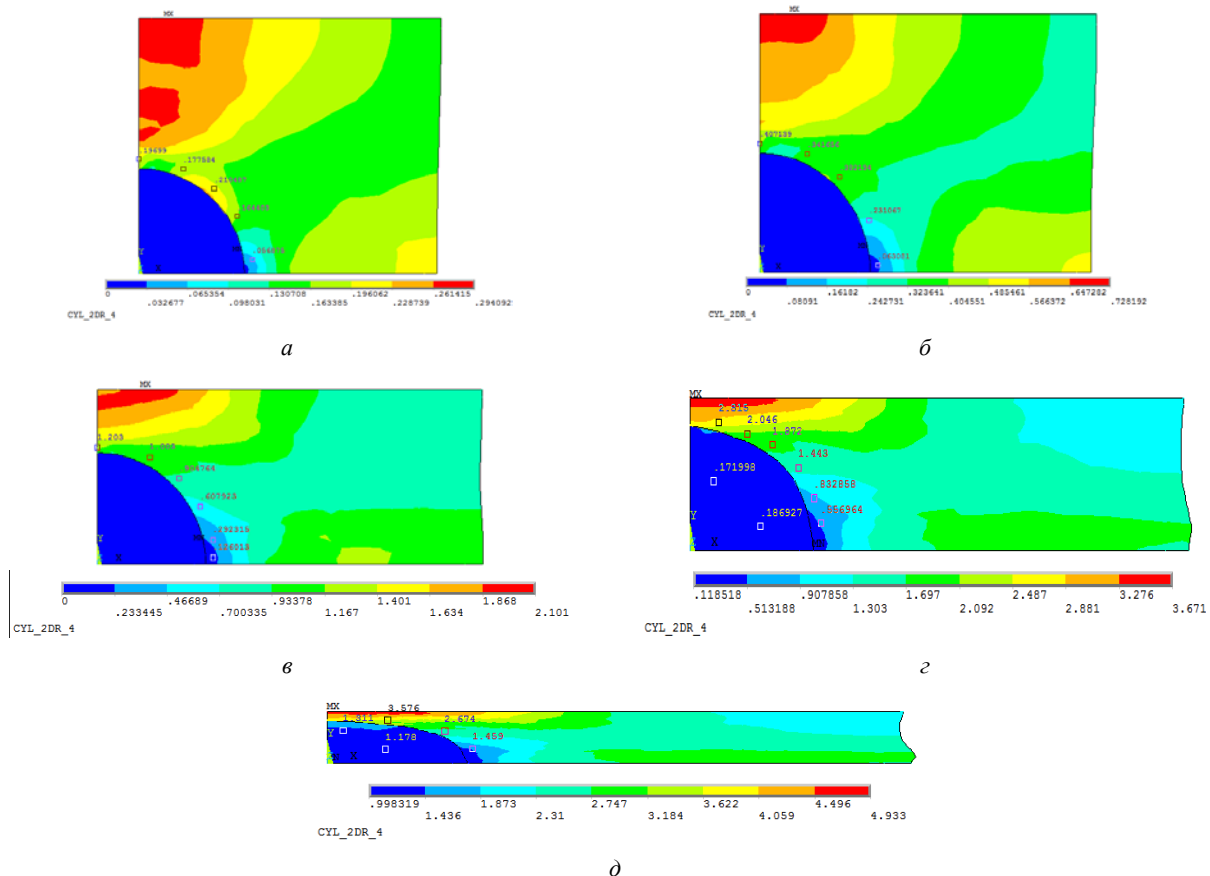


Рис. 5. Осевая деформация сжатия, %: а – 10; б – 20; в – 40; г – 60; д – 80. В соответствии с цветной шкалой минимальная и максимальная деформации соответствуют зонам синего и красного цвета, %: а – 0–29,4; б – 0–72,8; в – 0–210,1; г – 11,9–367,1; д – 99,8–493,3

Fig. 5. Axial compression strain, %: a – 10, b – 20, c – 40, d – 60, e – 80. According to the coloured scale, the minimum to the maximum deformation correspond to the blue and red zones, %: a – 0–29.4; b – 0–72.8; c – 0–210.1; d – 11.9–367.1; e – 99.8–493.3

В силу симметрии показана одна четверть ячейки. Из представленных результатов видно, что при 10–40 % осевой деформации сжатия сферическая частица никеля остается в упругом состоянии. Начиная примерно с 50 % сжатия ячейки частица никеля переходит в пластическое состояние. Расчеты показывают, что при 60 % осевой деформации пластическая деформация в частице никеля достигает 17–20 %, а при 80 % – уже 100–130 %. При этом деформация магния достигает 500 %. Существенно, что максимальная пластическая деформация в магнии достигается на границе с никелем.

При небольшой осевой деформации 10 % (см. рис. 5, а) максимальная пластическая деформация (29 %) достигается над сферой никеля. В верхней части границы сферы деформация достигает 20–21 %, в боковой – снижается до 6 %. При увеличении осевой деформации ячейки картина распределения пластической деформации сохраняется. Так, при осевой деформации 40 % (см. рис. 5, в) максимальная пластическая деформация над сферой никеля достигает 210 %. В верхней части границы сферы пластическая деформация составляет 90–120 %, а в боковой – 13 %.

При адиабатическом процессе деформации 80–85 % работы пластической деформации перейдет в тепло, как результат – произойдет локальное повышение температуры. Однако поскольку сфера никеля находится в упругом состоянии, ее температура не изменится. По завершении деформации будет развиваться процесс теплопроводности. Основное направление вектора теплового потока – вдоль оси сжатия образца. Таким образом, сфера никеля будет прогреваться с верхней и нижней части к центру, пока не произойдет выравнивание температуры в ячейке.

На данном этапе расчетов следует отметить, что при ударном деформировании возможно некоторое изменение поля распределения деформации. Кроме того, ячейки, расположенные в центре макроскопического образца и на периферии, также будут отличаться по картине распределения и величине начальной температуры.

2.4. Сжатие ячейки с произвольными включениями частиц никеля

Рассмотрим квадратную плоскую ячейку магния, содержащую включения частиц никеля произвольной формы и размеров. Расчетная схема предполагает симметрию по левой и нижней грани ячейки, на верхней грани приложено вертикальное перемещение, осуществляющееся по шагам – 2 % деформации сжатия. Правая сторона ячейки – свободна от напряжений. Ячейка содержит 34 частицы никеля различных размеров. На рис. 6 в качестве примера показано поле интенсивности пластических деформаций при вертикальной деформации сжатия 20 и 60 % и начальной температуре $T_0 = 20^\circ\text{C}$.

Расчеты показали, что чем меньше частица никеля, тем больше ее деформация, выше дополнительная локальная температура. В магнии минимальная деформация достигается вблизи частиц никеля (частицы никеля как бы упрочняют матрицу вблизи себя), а максималь-

ная деформация – вдали, где упрочняющее влияние частиц никеля меньше (рис. 6).

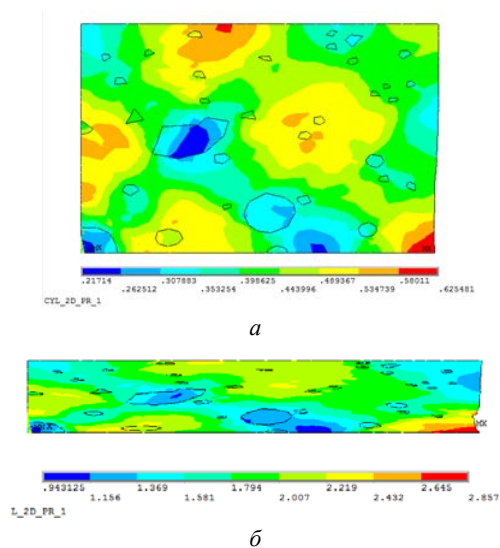


Рис. 6. Поле интенсивности пластических деформаций при вертикальной деформации сжатия: а – 20 %; б – 60 %. Температура деформации 20 °С. В соответствии с цветной шкалой минимальная и максимальная деформации соответствуют зонам синего и красного цвета, %: а – 21,7–62,5; б – 94,3–285,7

Fig. 6. The strain intensity field is 20 °C for the axial compression: 1 – 20 %, 2 – 60 %. According to the coloured scale, the minimum to the maximum deformation corresponds to the blue and red zones, %: 1 – 21.7–62.5; 2 – 94.3–285.7

Поэтому поле дополнительной температуры в результате диссипации энергии пластической деформации существенно неоднородно по объему образца. Качественно аналогичные результаты были получены при повышении исходной температуры деформации ячейки до 400 °С (рис. 7).

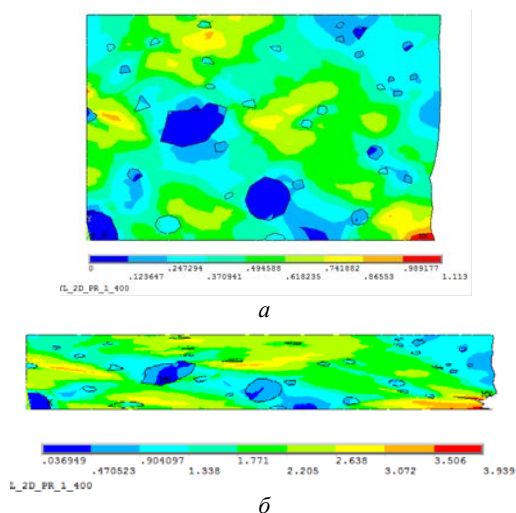


Рис. 7. Поле интенсивности пластических деформаций при вертикальной деформации сжатия: а – 20 %; б – 60 %. Температура деформации 400 °С. В соответствии с цветной шкалой минимальная и максимальная деформации соответствуют зонам синего и красного цвета, %: а – 0–111,3; б – 3,7–393,9

Fig. 7. Strain intensity field at 400 °C for the axial compression: а – 20 %, б – 60 %. According to the coloured scale, the minimum to the maximum deformation corresponds to the blue and red zones, %: а – 0–111.3; б – 3.7–393.9

На рис. 8 показаны вызванные деформацией ячейки зависимости средней дополнительной температуры в магнии от средней вертикальной деформации сжатия.

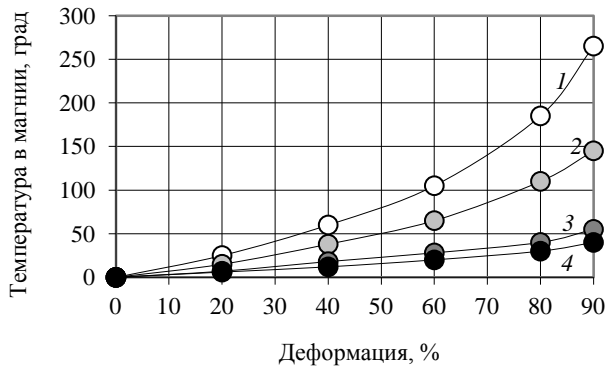


Рис. 8. Зависимости средней дополнительной температуры в магнии от степени деформации ячейки. Начальная температура (°C) ячейки: 1 – 20; 2 – 200; 3 – 300; 4 – 400

Fig. 8. The numerical simulation of the average additional temperature in magnesium versus the cell deformation. The initial cell temperatures (°C) are: 1 – 20, 2 – 200, 3 – 300 and 4 – 400

На рис. 9 показаны вызванные деформацией ячейки зависимости средней дополнительной температуры в крупных частицах никеля от средней вертикальной деформации сжатия.

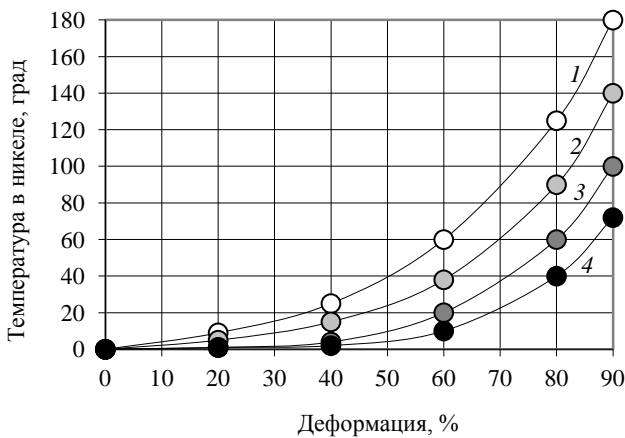


Рис. 9. Зависимости средней дополнительной температуры в крупных частицах никеля от степени деформации ячейки. Начальная температура (°C) ячейки: 1 – 20; 2 – 200; 3 – 300; 4 – 400

Fig. 9. The simulation of the average additional temperature in the large nickel particles versus the cell deformation. The initial cell temperatures (°C) are 1 – 20, 2 – 200, 3 – 300 and 4 – 400

На рис. 10 показаны зависимости суммарной температуры (начальная температура ячейки плюс дополнительная температура) от начальной температуры ячейки при степени сжатия ячейки 90 %.

Максимальная полная температура (из составляющих композиции) достигается в магнии при начальной температуре, не превышающей 150 °C. При $T_0 > 150$ °C максимальная полная температура достигается в мелких

частицах никеля. А при $T_0 > 200$ °C полная температура в магнии становится меньше соответствующей температуры и в крупных, и в мелких частицах никеля.



Рис. 10. Зависимости средней суммарной температуры от начальной температуры ячейки в материале: 1 – магний; 2 – крупные частицы никеля; 3 – мелкие частицы никеля. Сжатие ячейки 90 %

Fig. 10. The relation between the effective temperature versus the initial temperature of the cell for: 1 – magnesium, 2 – large nickel particles, 3 – small nickel particles. The cell compression is 90%

Зависимость полной температуры частиц никеля от начальной температуры является близкой к линейной. Нелинейная связь полной температуры магния от начальной температуры объясняется сильной зависимостью механических свойств и удельной теплоемкости магния от температуры в рассмотренном диапазоне температур.

С ростом начальной температуры магний все более заметно отличается от частиц никеля по механическим свойствам. При больших температурах (300–400 °C) механические свойства магния на порядок ниже механических свойств частиц никеля. Композиция напоминает мягкую пластичную матрицу (магний) с мелкими твердыми частицами наполнителя (никель).

2.5. Ячейка с предварительно отожженным магнием, никель в исходном состоянии

В ходе проведения экспериментов по влиянию температуры предварительного нагрева образцов на фазовый состав композиции после ударного FF-воздействия обнаружено, что фазовый состав образцов меняется несущественно вплоть до температуры 390 °C. При этом установлено, что предварительно отожженные смеси порошков Mg и Ni в дальнейшем (после FF) значительно лучше абсорбируют водород, даже если деформация FF была осуществлена при низкой температуре (ниже 390 °C). Этот факт послужил постановкой задачи для численного моделирования, результаты которого представлены на рис. 11, где показана зависимость средней дополнительной температуры в магнии, крупных и мелких частицах никеля от деформации сжатия ячейки.

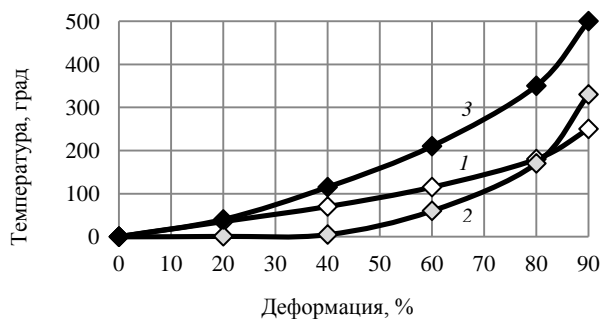


Рис. 11. Зависимости средней дополнительной температуры от деформации сжатия ячейки в различных материалах: 1 – магний; 2 – крупные частицы никеля; 3 – мелкие частицы никеля. Начальная температура ячейки 20 °С

Fig. 11. Numerical simulation of the average additional temperature versus the compression of the cell for: 1 – magnesium, 2 – large nickel particles, 3 – small nickel particles. The initial cell temperature is 20 °С

Как и в предыдущих расчетах (раздел 2.4, кривая 1 на рис. 8), которые были проведены также для значения исходной температуры образца $T_0 = 20\text{ °С}$, изменение температуры в магнии в процессе деформации сжатия остается на том же уровне. В частицах никеля (раздел 2.4, кривая 1 на рис. 9) изменение температуры оказалось приблизительно в 2 раза выше (при одних и тех же значениях деформации). Более того, оказалось, что при высоких значениях деформации сжатия величина дополнительной температуры может достигать 500° (для малых частиц). Иными словами, есть все основания полагать, что на практике (в процессе FF) может существовать очень большой температурный градиент на границе матрица магния – мелкие частицы никеля. При высоких степенях деформации и низкой начальной температуре FF это может привести к тому, что мелкие частицы никеля достигнут температуры плавления магния и в зоне контакта магний – никель магний достигнет температуры плавления. Данная ситуация, в свою очередь, приведет к возникновению сплава магний – никель даже при низких (20–120 °С) температурах FF-обработки порошковой смеси.

Высказанное на основании расчетов предположение нашло свое подтверждение в эксперименте. На рис. 12 для сравнения показаны данные РФА анализа двух образцов: первый прошел деформацию FF при температуре 390 °С (рис. 12, а), второй, предварительно отожженный при 490 °С, деформировали FF при 20 °С (рис. 12, б). Температура отжига образца была выше температуры рекристаллизации магния, что существенно изменило его механические характеристики.

Из рис. 12 видно, что в предварительно отожженном образце количество фазы Mg_2Ni существенно больше, чем в неотожженном образце (качественно количество фазы можно оценить по количеству и интенсивности линий на рентгенограмме, соответствующей этой фазе: чем больше количество линий и/или интенсивнее линии, тем больше фазы), несмотря на то что деформация FF была осуществлена при 20 °С.

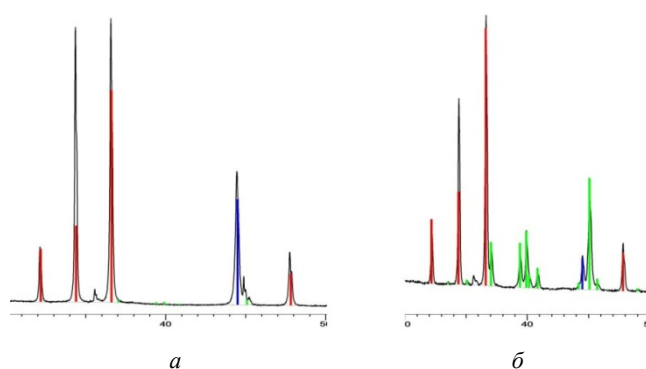


Рис. 12. Часть дифрактограммы РФА, снятой при температуре 20 °С. Вертикальная ось – интенсивность рентгеновских линий, горизонтальная ось – углы отражения, 2θ (λ -Cu): а – неотожженный образец, $T_0 = 390\text{ °С}$, б – предварительный отжиг 490 °С в течение 30 мин. Красным цветом обозначен магний, синим – никель, зеленым – сплав Mg_2Ni

Fig. 12. The part of XRD pattern recorded at 20 °С. The vertical axis is the intensity of XRD lines; the horizontal axis is the Bragg angle 2θ (λ -Cu): a is unannealed sample, b is the sample after annealing at 400 °С for 30 minutes. The red colors shows magnesium, the blue color shows nickel, the green color shows Mg_2Ni alloy

Заключение

Результатами численного моделирования изменения температуры в рамках 2D расчетной модели ячейки с произвольным распределением разно-размерных частиц никеля в магнии впервые предсказано, что в процессе интенсивной пластической деформации, такой как Fast Forging, следует ожидать повышения температуры на границе касания двух материалов – магний/никель.

Рассчитаны поля деформаций в 2D модельной ячейке, что позволило оценить механическое поведение системы при Fast Forging и показать, что максимальная пластическая деформация в магнии достигается на границе с никелем. Приращение уровня пластической деформации магниевой матрицы может достигать сотни процентов.

При адиабатическом процессе деформации 80–85 % работы пластической деформации перейдет в тепло, как результат – произойдет локальное повышение температуры. По завершении деформации FF будет развиваться процесс теплопроводности. Основное направление вектора теплового потока – вдоль оси сжатия образца. С ростом начальной температуры интенсивной пластической деформации с 20 до 400 °С вклад повышения температуры при FF снижается.

Таким образом, проведенные расчеты показали, что в эксперименте с ударным нагружением двухкомпонентной порошковой смеси Mg/Ni фазовому превращению $Mg+Ni \rightarrow Mg_2Ni$ будет способствовать локальное повышение температуры, величина которого существенно зависит от начальной температуры проведения испытания. В свою очередь, это означает, что существует «оптимальный» режим обработки FF по предварительному нагреву заготовки, который также зависит от размера частиц никеля.

Библиографический список

1. Resistive switching and activity-dependent modifications in Ni-doped graphene oxide thin films / S. Pino, R. Krishna, C. Dias, G. Pimentel, G.N.P. Oliveira, J.M. Teixeira, P. Aguiar, E. Titus, J. Gracio, J. Ventura, J.P. Araujo // *Applied Physics Letters*. – 2012. – Vol. 101, no. 6. – P. 063104-1 – 4. DOI:10.1063/1.4742912
2. Solid-state reactions and hydrogen storage in magnesium mixed with various elements by high-pressure torsion: experiments and first-principles calculations / H. Emami, K. Edalati, A. Staykov, T. Hongo, H. Iwaoaka, Z. Horia, E. Akiba // *RSC Advances*. – 2016. – No. 6. – P. 11665–11674. DOI: 10.1039/C5RA23728A
3. Microstructure optimization of Mg-Alloys by the ECAP process including numerical simulation, SPD treatments, characterization, and hydrogen sorption properties / N. Skryabina, V. Aptukov, P. Romanov, D. Fruchart, P. de Rango, G. Girard, C. Grandini, H. Sandim, J. Huot, J. Lang, R. Cantelli, F. Leardini // *Molecules*. – 2019. – Vol. 24, no. 1. – P. 1–89. – URL: <https://www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC6337228/> DOI: 10.3390/molecules24010089
4. Improving hydrogen storage properties of magnesium based alloys by equal channel angular / V.M. Skripnyuk, E. Rabkin, Y. Estrin, R. Lapovok // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2009. – Vol. 34. – P. 6320–6324. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2009.05.136>
5. Fruchart D., Skryabina N., Huot J. Application of severe plastic deformation technics to magnesium for enhanced hydrogen sorption properties // *Metals*. – 2012. – Vol. 2. – P. 329–343. DOI: 10.3390/met2030329
6. An investigation of hydrogen storage in a magnesium-based alloy processed by equal-channel angular pressing / A.M. Jorge Jr., E. Prokofiev, G.F. de Lima, E. Rauch, M. Veron, W.J. Botta, M. Kawasaki, T.G. Langdon // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2013. – Vol. 38. – P. 8306–8312. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2013.03.158
7. Impact of severe plastic deformation on the stability of MgH₂ / N. Skryabina, N. Medvedeva, A. Gabov, D. Fruchart, S. Nachev, P. de Rango // *Journal of Alloy and Compounds*. – 2015. – Vol. 645. – P. S14–S17. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.03.128>
8. Применение метода сеток при изучении процессов равноканального углового прессования магниевых сплавов / Н.Е. Скрябина, В.Н. Аптуков, П.В. Романов, Д. Фрушар // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. – 2015. – № 3. – С. 133–145. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.10
9. Получение мелкодисперсных материалов на основе магния. Результаты численного моделирования и эксперимент / В.Н. Аптуков, П.В. Романов, Н.Е. Скрябина, Д. Фрушар // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. – 2017. – № 3. – С. 5–16. DOI 10.15593/perm.mech/2017.3.01
10. Improvement of hydrogen properties of magnesium alloys by cold rolling and forging / J. Huot, S. Amira, J. Lang, N. Skryabina, D. Fruchart // *Materials sciences and Engineering*. – 2014. – Vol. 63. – P. 012114-1 – 8. DOI: 10.1088/1757-899X/63/1/012114
11. High pressure torsion of pure magnesium: evolution of mechanical properties, microstructures and hydrogen storage capacity with equivalent strain / K. Edalati, A. Yamamoto, Z. Horita, T. Ishihara // *Scripta Materialia*. – 2011. – Vol. 64. – P. 880–883. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.01.023
12. Dantzer P. Metal-Hydride technology: A critical review / Ed. Wipf., In *Topics in Applied Physics, Hydrogen in Metals III*. – Springer, Berlin, 1997. – 351 p. DOI: 10.1007/BFb0103398
13. Gupta M. Electronic properties / ed. Shlapbach L. in *Topics in Applied Physics, Hydrogen in Intermetallic Compounds*. – Springer, Berlin, 1988. – 350 p. DOI: 10.1007/3-540-18333-7
14. James J., Reilly Jr.J., Wiswall Jr. R.H. Reaction of hydrogen with alloys of magnesium and nickel and the formation of Mg₂NiH₄ // *Inorg Chem*. – 1968. – Vol. 7, no. 11. – P. 2254–2256. <https://doi.org/10.1021/ic50069a016>
15. Preparation and hydrogen storage properties of nanostructured Mg-Ni BCC alloys / H. Shao, K. Asano, H. Enoki, E. Akiba // *Journal of Alloy and Compounds*. – 2009. – Vol. 477. – P. 301–306. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.11.004
16. Révész Á., Gajdics M., Spassov T. Microstructural evolution of ball-milled Mg–Ni powder during hydrogen sorption // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2013. – Vol. 38. – P. 8342–8349. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2013.04.128>
17. The effect of high-pressure torsion on the microstructure and hydrogen absorption kinetics of ballmilled Mg₇₀Ni₃₀ / Á. Révész, Zs. Kánya, T. Verebéli, P.J. Szabó, A.P. Zhilyaev, T. Spassov // *Journal of Alloy and Compounds*. – 2010. – Vol. 504. – P. 83–88. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.05.058>
18. Influence of hot isostatic pressing on microstructure and mechanical behaviour of nanostructured Al alloy / T.D. Topping, B. Ahn, S.R. Nutt, E.J. Lavernia // *Powder Metallurgy*. – 2013. – Vol. 56, no. 4. – P. 276–287. <https://doi.org/10.1179/1743290112Y.0000000034>
19. Li E.K.H., Funkenbusch P.D. Hot isostatic pressing (Hip) of powder mixtures and composites – packing, densification, and microstructural effects // *Metall. Trans. A: Phys. Metall. Mater. Sci.* – 1993. – Vol. 24, no. 6. – P. 1345–1354. DOI: 10.1007/BF02668202
20. High-speed NdFe_{12-x}V_x compounds for bonded magnets / I. Popa, P. de Rango, D. Fruchart, S. Rivoirard // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – 2002. – Vol. 242–245. – P. 1388–1390. DOI: 10.1016/S0304-8853(01)01241-0
21. Fast Forging: A new SPD method to synthesize Mg-based alloys for hydrogen storage / P. de Rango, D. Fruchart, V. Aptukov, N. Skryabina // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2019. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.07.124>
22. URL: <http://www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/Mg-Ni.php> (дата обращения: 06.05.2020).
23. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. – М.: Наука, 1969. – 420 с.
24. Костина А.А., Баяндин Ю.В., Плехов О.А. Моделирование процесса накопления и диссипации энергии при пластическом деформировании металлов // *Физическая мезомеханика*. – 2014. – Т. 17, № 1. – С. 43–49.
25. Томсон Е., Янг Ч., Кобаяши Ш. Механика пластических деформаций при обработке металлов. – М.: Машиностроение, 1969. – 504 с.
26. Резников А.Н. Теплофизика резания. – М.: Машиностроение, 1969. – 288 с.
27. Лариков Л.Н., Юрченко Ю.Ф. Структура и свойства металлов и сплавов. Теплофизические свойства металлов и сплавов: справочник. – Киев: Наукова думка, 1985. – 438 с.
28. Taylor G.I., Quinney H. The latent heat remaining in a metal after cold working // *Proceedings of the Royal Society. A*. – 1934. – Vol. 143, no. 849. – P. 307–326. <https://doi.org/10.1098/rspa.1934.0004>

29. Bever M.B., Holt D.L., Titchener A.L. The stored Energy of Cold Work. – New York: Pergamon Press, 1973. – 192 p.
 30. URL: <https://www.ansys.com/> (дата обращения: 06.05.2020).

References

- Pino, S., Krishna R., Dias C., Pimentel G., Oliveira G.N.P., Teixeira J.M., Aguiar P., Titus E., Gracio J., Ventura J., Araujo J.P. Resistive switching and activity-dependent modifications in Ni-doped graphene oxide thin films. *Applied Physics Letters*, 2012, vol. 101, no.6, pp. 063104-1 – 4. DOI:10.1063/1.4742912.
- Emami H., Edalati K., Staykov A., Hongo T., Iwaoka H., Horia Z., Akiba E. Solid-state reactions and hydrogen storage in magnesium mixed with various elements by high-pressure torsion: experiments and first-principles calculations // *RSC Advances*, 2016, no. 6, pp. 11665-11674. DOI: 10.1039/C5RA23728A
- Skryabina N., Aptukov V., Romanov P., Fruchart D., de Rango P., Girard G., Grandini C., Sandim H., Huot J., Lang J., Cantelli R., Leardini F. Microstructure optimization of Mg-Alloys by the ECAP process including numerical simulation, SPD treatments, characterization, and hydrogen sorption properties. *Molecules*, 2019, Vol. 24, No. 1, pp. 1-89 (<https://www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC6337228/>) doi: 10.3390/molecules24010089
- Skiprnyuk V.M., Rabkin E., Estrin Y., Lapovok R. Improving hydrogen storage properties of magnesium based alloys by equal channel angular // *International Journal of Hydrogen Energy*, 2009, Vol. 34, pp. 6320-6324. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2009.05.136
- Fruchart D., Skryabina N., Huot J. Application of Severe Plastic Deformation Technics to Magnesium for Enhanced Hydrogen Sorption Properties // *Metals*, 2012, Vol. 2, pp. 329-343. DOI: 10.3390/met2030329
- Jorge Jr. A.M., Prokofiev E., de Lima G.F., Rauch E., Veron M., Botta W.J., Kawasaki M., Langdon T.G. An investigation of hydrogen storage in a magnesium-based alloy processed by equal-channel angular pressing // *International Journal of Hydrogen Energy*, 2013, Vol. 38, pp. 8306-8312. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2013.03.158
- Skryabina N., Medvedeva N., Gabov A., Fruchart D., Nachev S., de Rango P. Impact of Severe Plastic Deformation on the stability of MgH₂// *Journal of Alloy and Compounds*, 2015, V.645, pp. S14-S17. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.03.128
- Skryabina N.E., Aptukov V.N., Romanov P.V., Fruchart D. A grid method quantifying deformed Mg-alloys by Equal-Channel Angular Pressing. *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2015, no. 3, pp. 133-145. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.10
- Aptukov V.N., Romanov P.V., Skryabina N.E., Fruchart D. Processing fine magnesium materials. Numerical simulation and experimental analysis. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2017, no. 3, pp. 5-16. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.3.01
- Huot J., Amira S., Lang J., Skryabina N., Fruchart D. Improvement of hydrogen properties of magnesium alloys by cold rolling and forging. *Materials sciences and Engineering*, 2014, vol. 63, pp. 012114-1 – 8. DOI: 10.1088/1757-899X/63/1/012114
- Edalati K., Yamamoto A., Horita Z., Ishihara T. High pressure torsion of pure magnesium: evolution of mechanical properties, microstructures and hydrogen storage capacity with equivalent strain. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 64, pp. 880-883. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.01.023
- Metal-Hydride technology: A critical review/ Dantzer P. / Ed. Wipf., In *Topics in Applied Physics, Hydrogen in Metals III*, Berlin, Springer, 1997, 351 p. DOI: 10.1007/BFb0103398.
- Electronic properties/ Gupta M./ ed. Shlapbach L. in *Topics in Applied Physics, Hydrogen in Intermetallic Compounds*, Berlin, Springer, 1988, 350 p. DOI: 10.1007/3-540-18333-7.
- James J., Reilly Jr.J., Wiswall Jr. R.H. Reaction of hydrogen with alloys of magnesium and nickel and the formation of Mg₂NiH₄. *Inorg Chem*, 1968, Vol. 7, No. 11, pp.2254-2256. DOI: 10.1021/ic50069a016
- Shao H., Asano K., Enoki H., Akiba E. Preparation and hydrogen storage properties of nanostructured Mg-Ni BCC alloys. *Journal of Alloy and Compounds*, 2009, vol. 477, pp. 301-306. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.11.004
- Révész Á., Gajdics M., Spassov T. Microstructural evolution of ball-milled Mg-Ni powder during hydrogen sorption. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2013, vol. 38, pp. 8342-8349. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2013.04.128
- Révész Á., Kánya Zs., Verebélyi T., Szabó P.J., Zhilyaev A.P., Spassov T. The effect of high-pressure torsion on the microstructure and hydrogen absorption kinetics of ballmilled Mg₇₀Ni₃₀. *Journal of Alloy and Compounds*, 2010, vol. 504, pp.83-88. DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.05.058
- Topping T.D., Ahn B., Nutt S.R., Lavernia E.J. Influence of hot isostatic pressing on microstructure and mechanical behaviour of nanostructured Al alloy. *Powder Metallurgy*, 2013, vol. 56, no. 4, pp.276-287. DOI: 10.1179/1743290112Y.0000000034
- Li E.K.H., Funkenbusch P.D. Hot isostatic pressing (Hip) of powder mixtures and composites – packing, densification, and microstructural effects'. *Metall. Trans. A: Phys. Metall. Mater. Sci*, 1993, vol. 24, no. 6, pp. 1345-1354. DOI: 10.1007/BF02668202
- Popa I., de Rango P., Fruchart D., Rivoirard S. High-speed NdFe_{12-x}V_x compounds for bonded magnets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2002, vol. 242-245, pp.1388-1390. DOI: 10.1016/S0304-8853(01)01241-0
- de Rango P., Fruchart D., Aptukov V., Skryabina N. Fast Forging: A new SPD method to synthesize Mg-based alloys for hydrogen storage. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019 DOI: 10.1016/j.ijhydene.2019.07.124
- URL: <http://www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/Mg-Ni.php> (дата обращения: 06.05.2020).
- Kachanov L.M. Fundamentals of the theory of plasticity. 1st ed. Amsterdam: North-Holland Pub. Co., 1971, 482p. DOI: 10.1002/zamm.19730530515
- Kostina A.A., Baiandin Iu.V., Plekhov O.A. Modelirovanie protsessa nakopleniia i dissipatsii energii pri plasticheskom deformirovanii metallov [Modeling of the process of energy storage and dissipation during plastic deformation of metals]. *Fizitseskaia Mezomekhanika*. 2014, vol. 17, no. 1, pp. 43-49.
- Thomsen E.G., Yang C.T., Kobayashi S. *Mechanics of plastic deformation in metal processing*. 1st ed. New York: Macmillan, 1965, 486p.
- Reznikov A.N. *Thermal physics of cutting*, Moscow: Mashinostroenie, 1969, 288 p.
- Larikov L.N., Iurchenko I.F. *Struktura i svoistva metallov i splavov. Teplovye svoistva metallov i splavov. Spravochnik* [The structure and properties of metals and alloys. Thermal properties of metals and alloys. Directory]. Kiev: Naukova Dumka, 1985, 438 p.
- Taylor G.I., Quinney H. The latent heat remaining in a metal after cold working. *Proceedings of the Royal Society. A*, 1934. Vol. 143. No. 849. P. 307–326. DOI: 10.1098/rspa.1934.0004
- Bever M.B., Holt D.L., Titchener A.L. The stored Energy of Cold Work, New York: Pergamon Press, 1973, 192p.
- URL: <https://www.ansys.com/> (дата обращения: 06.05.2020).
- Skryabina N.E., Aptukov V.N., Romanov P.V., Fruchart D. Grid method for studying deformed Mg-alloys by equal-channel angular pressing. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2018, No 1-2, pp. 102–107. DOI: 10.15593/perm.mech.eng.2018.1.13