



УДК 669.018.25.017

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-15-24>Научная статья
Research article

Экспериментальное исследование фазового состава и способности к поглощению водорода порошковых сплавов системы Ti–Fe с повышенным содержанием титана

А. В. Крохалев , Д. Р. Черников, В. О. Харламов,
О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак

Волгоградский государственный технический университет
Россия, 400005, г. Волгоград, пр-т им. Ленина, 28

 kroch58@yandex.ru

Аннотация. Рассмотрены основные закономерности формирования структуры и фазового состава материалов системы Fe–Ti, перспективных для хранения водорода, при уплотнении взрывом порошковых смесей титана с железом и спекании порошковых прессовок в межкритическом интервале температур. Установлено, что взрывное прессование смесей порошков Ti + Fe обеспечивает возможность получения материалов, состоящих из зерен титана и железа с практически нулевой пористостью и развитой поверхностью контакта между частицами, что создает благоприятные условия для межфазного взаимодействия между ними при последующем нагреве. Нагрев таких материалов до 1100 °С с выдержкой при этой температуре в течение 1 ч приводит к появлению жидкой фазы, выделению в ней интерметаллических фаз TiFe и Ti₂Fe и образованию после охлаждения структуры TiFe + Ti₂Fe (при содержании Ti от 57 до 59 ат. %) или TiFe + Ti₂Fe + β-Ti (59–68 ат. % Ti). Рассмотрены водородосорбционные свойства полученных материалов при электрохимическом гидрировании. Показано, что появление в структуре наряду с интерметаллидом TiFe сопутствующих фаз (β-твердого раствора железа в титане и метастабильного интерметаллида Ti₂Fe) приводит к устранению необходимости активации материалов и сопровождается существенным увеличением водородной емкости при первичном гидрировании. Установлено, что способность к обратимому гидрированию материалы системы Ti–Fe с повышенным содержанием титана сохраняют до его значения 67 ат. % Ti. Выявлено, что наиболее высокая величина обратимой водородной емкости достигается при 64 ат. % Ti и соответствует 2,16 мас. % H, что существенно больше емкости традиционных материалов системы Ti–Fe, используемых в настоящее время. Соотношение содержаний фаз TiFe и Ti₂Fe в структуре материала при этом оказывается близким к 1:1.

Ключевые слова: прессование порошков взрывом, метастабильный интерметаллид Ti₂Fe, водородная емкость, термическая обработка, реакционное спекание в присутствии жидкой фазы

Для цитирования: Крохалев А.В., Черников Д.Р., Харламов В.О., Тужиков О.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И. Экспериментальное исследование фазового состава и способности к поглощению водорода порошковых сплавов системы Ti–Fe с повышенным содержанием титана. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2026;20(1):15–24. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-15-24>

Experimental study of phase composition and hydrogen absorption capacity of Ti–Fe powder alloys with increased titanium content

A. V. Krokhaliev[✉], D. R. Chernikov, V. O. Kharlamov,
 O. O. Tuzhikov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak

Volgograd State Technical University
 28 Lenina Prosp., Volgograd 400005, Russia

✉ kroch58@yandex.ru

Abstract. The main patterns of structure formation and phase composition of Fe–Ti materials promising for hydrogen storage were investigated during explosive compaction of titanium–iron powder mixtures followed by sintering of the resulting compacts at elevated temperatures. It was established that explosive compaction of Ti + Fe powder mixtures makes it possible to obtain materials consisting of titanium and iron grains with virtually zero porosity and a developed contact surface between particles, which creates favorable conditions for interphase interaction between them during subsequent heating. Heating such materials to 1100 °C with a 1-h hold results in the formation of a liquid phase and the precipitation of TiFe and Ti₂Fe intermetallic phases in the melt. After cooling, this leads to the formation of either a TiFe + Ti₂Fe structure (with Ti content of 57–59 at. %) or a TiFe + Ti₂Fe + β-Ti (59–68 at. % Ti). The hydrogen sorption properties of the obtained materials during electrochemical hydrogenation were studied. It was shown that the presence of accompanying phases (the β-solid solution of iron in titanium and metastable Ti₂Fe intermetallic) in the structure, together with the TiFe intermetallic compound, eliminates the need for preliminary activation and leads to a significant increase in hydrogen capacity during primary hydrogenation. Materials of the Ti–Fe system with increased titanium content were found to retain their ability for reversible hydrogenation up to a titanium content of 67 at. %. The highest reversible hydrogen capacity was achieved at 64 at. % Ti and reached 2.16 wt. % H, which significantly exceeds the capacity of conventional Ti–Fe materials currently in use. The ratio of TiFe and Ti₂Fe phases in the material structure is close to 1:1.

Keywords: explosive powder pressing, metastable Ti₂Fe intermetallide, hydrogen capacity, heat treatment, reaction sintering in the presence of a liquid phase

For citation: Krokhaliev A.V., Chernikov D.R., Kharlamov V.O., Tuzhikov O.O., Kuzmin S.V., Lysak V.I. Experimental study of phase composition and hydrogen absorption capacity of Ti–Fe powder alloys with increased titanium content. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(1):15–24. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-1-15-24>

Введение

В последние 50 лет материалы на основе интерметаллида TiFe считаются наиболее перспективными для твердотельного хранения водорода, прежде всего из-за доступности компонентов для их изготовления, способности работать при невысоких давлениях водорода и низких температурах, высокой (до 1,86 мас. %) обратимой водородной емкости и большого ресурса работы [1–3]. Главным недостатком данных материалов, сдерживающим их широкое практическое использование, является высокая чувствительность TiFe к воздуху, которая приводит к образованию на их поверхности пассивирующего оксидного слоя, препятствующего поглощению водорода [4; 5]. Сведения о его фазовом составе, приводимые различными авторами, противоречивы [6–8]. Однако, несмотря на отсутствие фундаментального понимания состава и структуры поверхности, подвергающейся воздействию воздуха, и ее взаимодействия с водородом [8], усилиями огромного числа исследователей предложен

целый ряд приемов активации материалов на основе TiFe, позволяющих с тем или иным успехом решать эту проблему [9–29].

Классическим способом является многократное повторение нагрева до температуры не менее 500 °C в атмосфере водорода под давлением не менее 6,5 МПа [1; 28]. Активация в этом случае связана, по-видимому, с восстановлением оксидов и/или их растрескиванием, делающим пассивирующие слои проницаемыми для водорода [5; 29].

Другие существующие методы условно можно разделить на 3 большие группы: механические способы, легирование и/или изменение соотношения содержания Ti и Fe. При использовании механических методов, таких как обработка в шаровых мельницах, холодная прокатка, кручение под высоким давлением [13; 21–24], основным фактором активации может выступать механическое разрушение пассивирующих слоев.

Использование легирования материалов системы Ti–Fe такими элементами, как Mn, Cr, Zr, Y и др. [11; 13; 15; 25–27], а также повышенного (по

сравнению со стехиометрическим) содержания Ti [10; 14] сопровождается появлением в структуре материала, помимо основной фазы TiFe, сопутствующих (или, как принято говорить, вторичных) фаз: твердого раствора на основе β -Ti (часто называемого ВСС-фазой, или фазой Ti_4Fe) и интерметаллида Ti_2Fe [10; 11; 14; 15; 25–27]. При этом считается, что β -Ti и Ti_2Fe образуют пассивирующие слои, содержащие оксид $Ti_4Fe_2O_{1-x}$, проницаемый для водорода [5; 30], что позволяет (при достаточном количестве вторичных фаз) проводить процесс насыщения водородом без активации материала.

В ряде исследований [9; 10; 14–16] кроме этого эффекта отмечается также некоторое общее увеличение водородной емкости материалов при первичном гидрировании, что свидетельствует о накоплении водорода не только основной фазой TiFe, но и вторичными – β -Ti и Ti_2Fe . Данный эффект представляется весьма интересным, но в настоящее время изучен явно недостаточно.

Вместе с тем в ряде работ [14; 31; 32] приводятся сведения о том, что увеличение содержания β -Ti в структуре материалов системы Ti–Fe приводит к снижению их обратимой водородной емкости и свидетельствует о необратимом характере насыщения β -Ti водородом. Способность к дегидрированию Ti_2Fe зависит от содержания в материале легирующих элементов: при их отсутствии или при легировании небольшим количеством Mn насыщение водородом данной фазы является обратимым [31], а при легировании Zr – необратимым [14; 31]. Данный факт делает актуальным исследование возможности принципиального повышения обратимой водородной емкости материалов системы Ti–Fe путем увеличения содержания Ti_2Fe в их структуре без добавок за счет использования повышенного (по сравнению со стехиометрическим) содержания титана. Известные попытки решить данную проблему, основанные на использовании сплавления компонентов с последующим длительным отжигом [1; 30; 33], оказались неудачными, что привело к появлению устойчивого мнения о невозможности этого в принципе [10]. Однако в работе [32] нами было показано, что использование взрывного пресования смеси порошков железа и титана с последующим реакционным спеканием прессовок в межкритическом интервале температур позволяет без легирования получать материалы системы Ti–Fe с высоким содержанием Ti_2Fe .

Целью настоящей работы было исследование влияния избытка титана в исходной порошковой смеси на содержание фаз в подобных материалах, оценка их водородной емкости и оптимизация состава для обеспечения максимально высоких значений данного показателя.

Материалы и методы исследования

В ходе экспериментальных исследований была реализована серия опытов, в которых материалы системы Ti–Fe получали путем взрывного пресования и реакционного спекания при $t = 1100$ °C по методике, подробно описанной в работе [32]. Содержание титана в порошковой смеси варьировалось от 54 до 65 мас. %, что соответствует интервалу 57–68 ат. % Ti, включающему в себя стехиометрический состав Ti_2Fe . Активация материалов не проводилась.

Исследование фазового состава, структуры и химического состава фаз полученных образцов проводили методами рентгеноструктурного фазового анализа с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance (Bruker Optik GmbH, Германия) и растрового электронного микроскопа Versa 3D (FEI, Чехия) с интегрированной системой микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа AZtec Live Expert с детектором Ultim Max 65 (Oxford Instruments, США). Количественное содержание фаз определяли металлографически с помощью программного пакета ImageJ (National Institutes of Health, США).

Растворимость водорода в полученных материалах определяли электрохимическим методом [34]. Гидрирование проводили при атмосферном давлении и комнатной температуре на потенциостате P-20X8 (Electrochemical Instruments, Россия) в 3-электродной ячейке с 9M-водным раствором KOH в качестве электролита, Ni(OH)₂/NiOOH – противозлектродом и Hg/HgO – электродом сравнения. Потенциал насыщения для каждого из образцов поддерживался постоянным и выбирался максимально возможным по абсолютной величине (от –1,25 В до –1,15 В) в пределах ограничений, связанных с экспериментально определенным в ходе предварительного снятия циклических вольтамперограмм (рис. 1, а) началом выделения на электроде газообразного водорода. Длительность испытания составляла 100 мин.

Полученные хроноамперометрические данные (рис. 1, б) пересчитывались в количество поглощенного водорода по обычной методике [33] с отнесением результата к площади поверхности насыщения:

$$H_S = \frac{1}{S_0} \frac{Q}{F} M_H, \quad (1)$$

где H_S – поглощение водорода поверхностью образца, г/см²; S_0 – площадь образца, погруженная в раствор, см²; Q – перенесенное количество электричества, Кл; $F = 96\,485$ Кл/моль – постоянная Фарадея; $M_H = 1,008$ г/моль – атомная масса водорода.

Для оценки эффективных значений растворимости водорода в полученных материалах (емкости

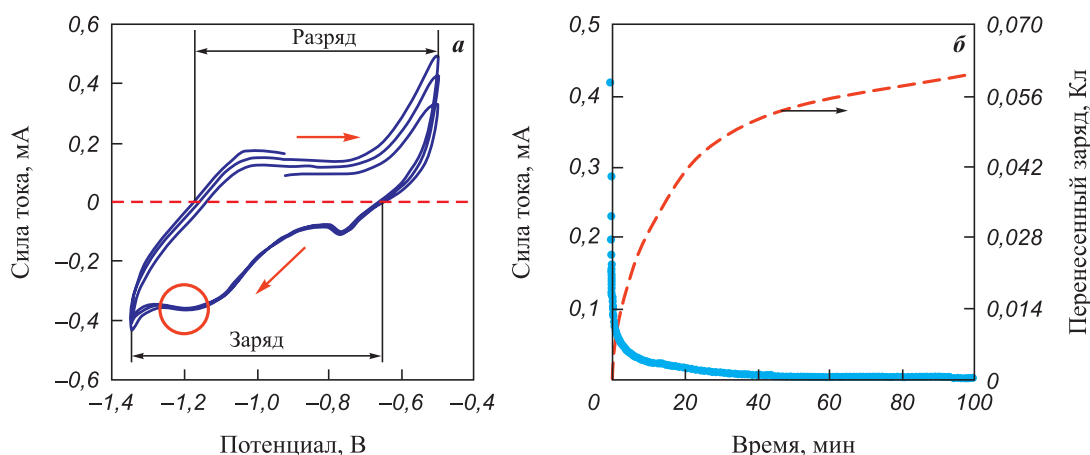


Рис. 1. Вольтамперограмма циклического заряда–разряда (а) и потенциостатические кривые заряда (б) образцов материалов системы Ti–Fe (содержание Ti – 57,3 ат. %)

Выделенная область – выбранный потенциал насыщения

Fig. 1. Cyclic charge-discharge voltammogram (a) and potentiostatic charge curves (b) for the Ti–Fe alloy samples (Ti content 57.3 at. %)

Selected zone – selected charging potential

первичного гидрирования) кинетику его поглощения поверхностными слоями образцов аппроксимировали моделью, основанной на втором законе диффузии Фика и граничных условиях 3-го рода:

$$\begin{cases} \frac{\partial C}{\partial \tau} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \right), \\ -D \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right)_{x=0} = \beta [C_m - C(0, \tau)], \\ \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right)_{x=S} = 0, \\ C(x, 0) = 0. \end{cases} \quad (2)$$

Здесь $C = C(x, \tau)$ – содержание водорода на расстоянии x от поверхности образца в момент времени τ от начала насыщения, кг/м³; C_m – насыщающий потенциал среды, равный содержанию диффундирующего элемента в материале при бесконечной длительности насыщения и соответствующий его равновесной концентрации (емкости материала), кг/м³; D – эффективное значение коэффициента диффузии, м²/с; β – коэффициент массообмена, м/с; S – глубина проникновения диффундирующего элемента в материал за период времени, используемый для насыщения, м; $x = 0$ – принятая координата точек поверхности материала.

Для определения численных значений перечисленных параметров (параметрической идентификации модели) использовали алгоритм минимизации суммы квадратов разности между прогнозируемыми моделью результатами поглощения водорода и опытными данными методом обобщенного приведенного градиента (ОПГ).

Для оценки обратимости процесса гидрирования использовали отношение обратимой водородной емкости к емкости первичного гидрирования H_{rev}/H , значение которого для полученных в работе материалов оценивали в первом приближении как отношение площадей вольтамперограммы циклического заряда–разряда (рис. 1, а), лежащих выше и ниже горизонтальной оси, соответствующей нулевому уровню силы тока.

Результаты и их обсуждение

Исследование полученных в наших опытах материалов показало, что после взрывного прессования на режимах, обеспечивающих давление ударно-волнового сжатия, равное $P = 11,5$ ГПа, они имеют практически нулевую пористость и состоят из зерен титана и железа (рис. 2, а, б), сохраняя таким образом исходный фазовый состав (рис. 2, в). Следов химического взаимодействия на границах зерен (рис. 2, б) не наблюдалось.

После спекания в течение 1 ч при $t = 1100$ °С, превышающей минимальную температуру существования жидкой фазы в системе Ti–Fe (1085 °С), формируется структура (рис. 3, а), состоящая из зерен TiFe и Ti₂Fe, между которыми располагаются включения Ti₂CN + Ti₂O, аккумулирующие в себе примеси внедрения, содержащиеся в составе прессовок до проведения спекания, и участки β-твердого раствора железа в титане (рис. 3, б, в).

Количественное содержание фаз в структуре полученных материалов представлено на рис. 4. Приведенные на нем данные показывают, что с увеличением содержания Ti в составе материалов коли-

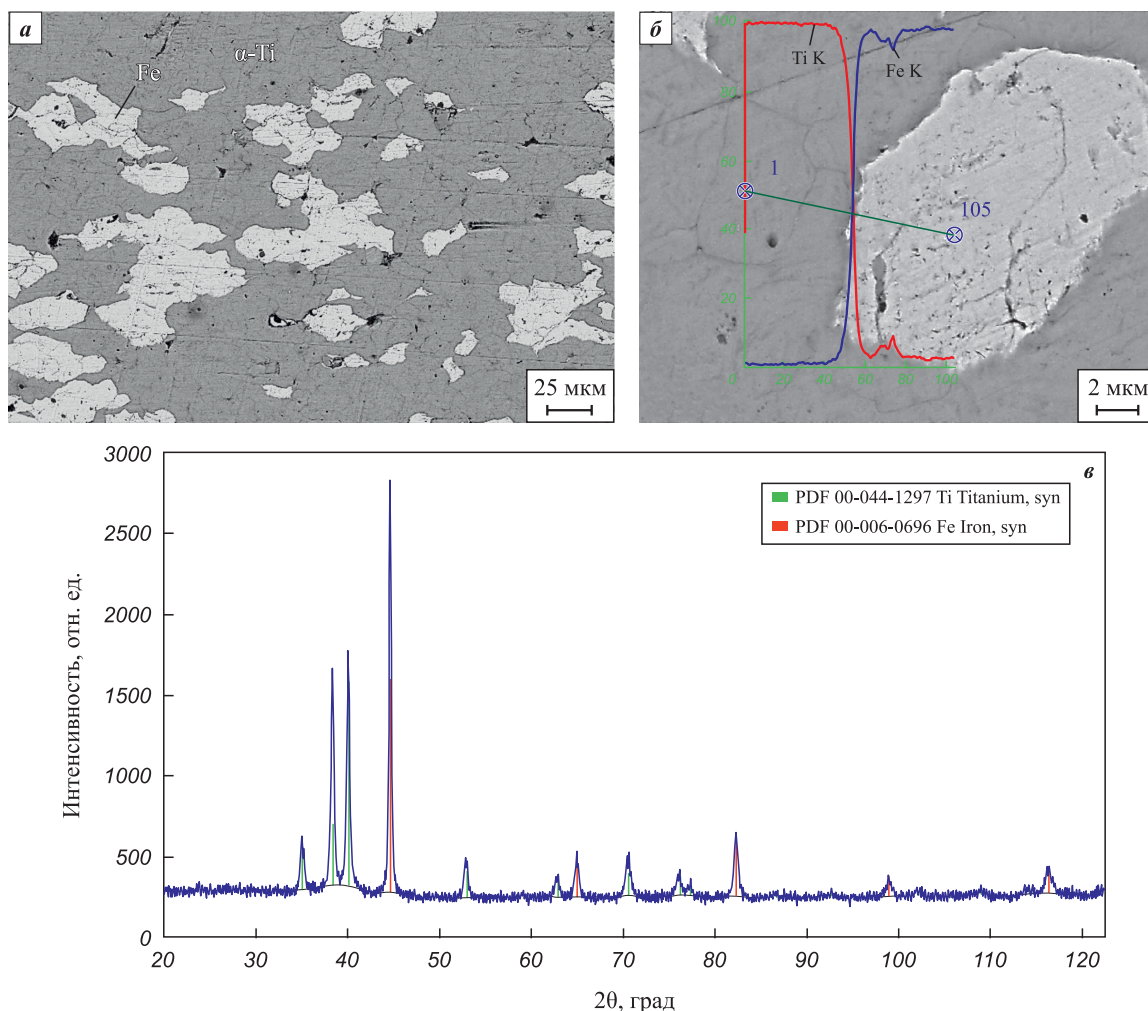


Рис. 2. Структура (а), химический (б) и фазовый (в) составы материала системы Ti–Fe, полученного взрывным нагружением с давлением сжатия $P = 11,5$ ГПа

Fig. 2. Microstructure (a), chemical composition (b), and phase compositions (c) of the Ti–Fe material obtained by explosive compaction ($P = 11.5$ GPa)

чество TiFe в их структуре уменьшается, а доля Ti_2Fe растет, но не достигает 100 %, чего следовало бы ожидать в случае использования 66 ат. % Ti. По-видимому, это связано с тем, что в жидкой фазе кроме метастабильной фазы Ti_2Fe зарождаются и растут зерна стабильной фазы TiFe, что изменяет баланс Ti и Fe в жидкости. Этот эффект усиливается связыванием титана в неметаллические включения, что приводит в конечном счете к наличию в структуре материалов со стехиометрическим составом Ti_2Fe β -твердого раствора железа в титане.

Кинетика поглощения водорода полученными материалами при первичном гидрировании в 9M-водном растворе KOH при температуре 20 °C и атмосферном давлении приведена на рис. 5. Представленные на нем кривые демонстрируют четкую тенденцию к затуханию скорости процесса гидрирования с увеличением длительности его протекания. Результаты расчетов по параметричес-

кой идентификации приведенных на рис. 5 данных модели (2) приведены в таблице. Видно, что увеличение содержания титана в полученных материалах приводит к росту как их водородной емкости (C_m), так и эффективного значения коэффициента диффузии водорода (D). При этом коэффициент массооб-

Параметры процесса первичного гидрирования материалов с различным содержанием титана

Parameters of the primary hydrogenation of materials with different titanium contents

Ti, ат. %	C_m , кг/м ³	D , м ² /с	β , м/с
57,30	110,76	$1,30 \cdot 10^{-18}$	0,001
59,50	114,13	$1,82 \cdot 10^{-19}$	0,001
63,60	146,38	$6,41 \cdot 10^{-18}$	0,001
66,90	131,46	$1,42 \cdot 10^{-18}$	0,001
67,95	185,81	$7,81 \cdot 10^{-18}$	0,001

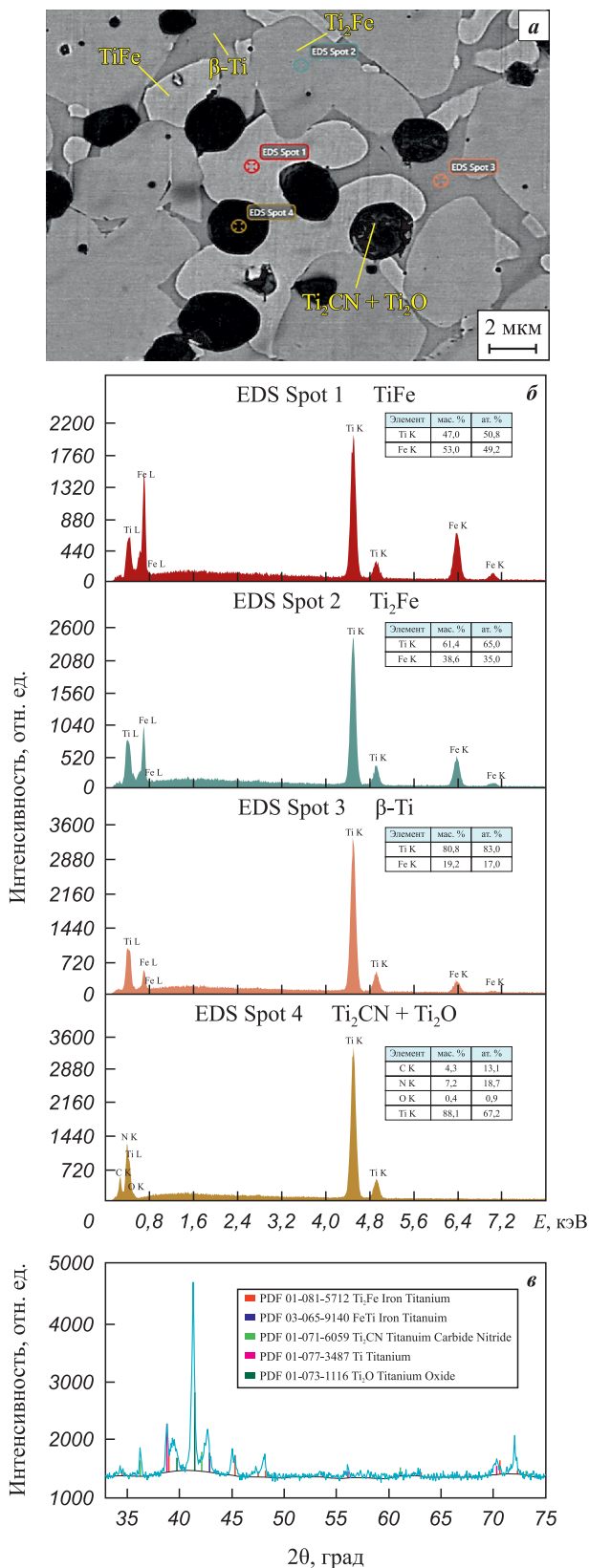


Рис. 3. Структура (а), элементный (б) и фазовый (в) составы материала системы Ti–Fe после спекания в течение 1 ч при $t = 1100\text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 3. Microstructure (a), elemental composition (b), and phase composition (c) of the Ti–Fe material after sintering for 1 h at $1100\text{ }^\circ\text{C}$

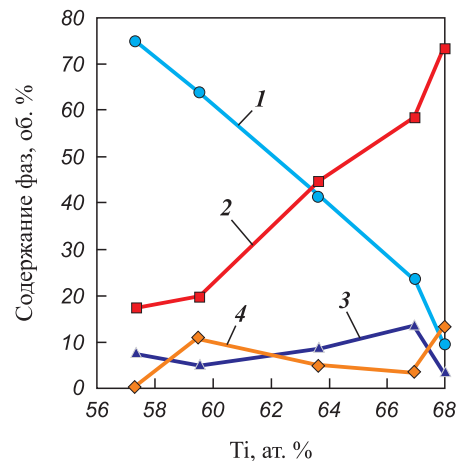


Рис. 4. Влияние содержания Ti на фазовый состав материалов системы Ti–Fe, полученных реакционным спеканием прессповок

1 – TiFe, 2 – Ti₂Fe, 3 – Ti₂CN + Ti₂O, 4 – β-Ti

Fig. 4. Effect of Ti content on the phase composition of Ti–Fe materials obtained by reaction sintering of compacts

1 – TiFe, 2 – Ti₂Fe, 3 – Ti₂CN + Ti₂O, 4 – β-Ti

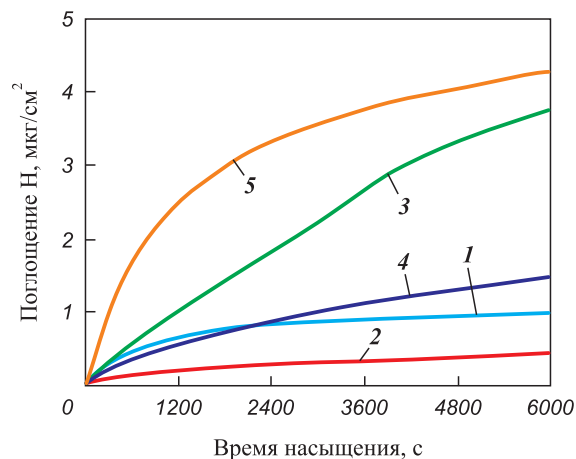


Рис. 5. Поглощение водорода поверхностью материалов системы Ti–Fe при первичном гидрировании

Ti, ат. %: 1 – 57,3; 2 – 59,5; 3 – 63,6; 4 – 66,9; 5 – 67,95

Fig. 5. Hydrogen absorption by Ti–Fe materials during primary hydrogenation

Ti, ат. %: 1 – 57,3; 2 – 59,5; 3 – 63,6; 4 – 66,9; 5 – 67,95

мена (β) на поверхности раздела материалов с раствором остается постоянным.

Проведение расчетов по модели (2) с использованием найденных параметров показало, что увеличение содержания титана приводит к формированию на поверхности материалов более толстых диффузионных слоев с повышенным содержанием водорода (рис. 6).

Исследование способности полученных материалов к обратимому гидрированию при комнатной температуре выявило очень интересную закономер-

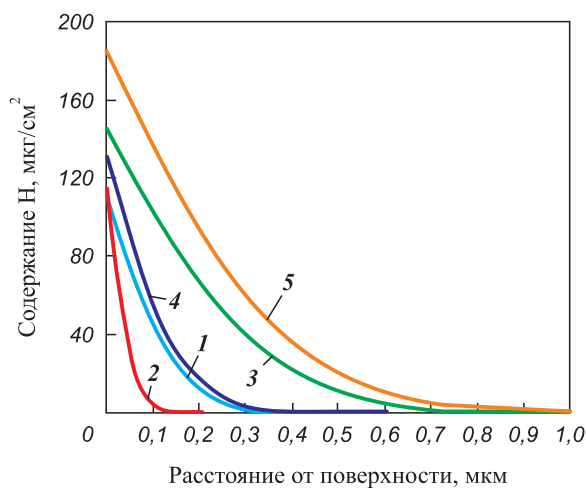


Рис. 6. Распределение водорода по глубине поверхностного слоя материалов системы Ti–Fe после первичного гидрирования в течение 100 мин

Ti, at. %: 1 – 57,3; 2 – 59,5; 3 – 63,6; 4 – 66,9; 5 – 67,95

Fig. 6. Depth distribution of hydrogen in the surface layer of Ti–Fe materials after primary hydrogenation for 100 min

Ti, at. %: 1 – 57.3; 2 – 59.5; 3 – 63.6; 4 – 66.9; 5 – 67.95

ность: у материалов системы Ti–Fe, полученных взрывным прессованием и реакционным спеканием, она сохраняется лишь до содержаний титана, не превышающих 67 ат. %. При более высоких количествах Ti, несмотря на рост емкости первичного гидрирования, прогнозируемое значение обратимой водородной емкости материалов будет уменьшаться из-за резкого падения отношения H_{rev}/H (рис. 7). Механизм обнаруженного явления недостаточно ясен, однако аналогичный эффект описан для системы TiNi–Ti₂Ni при содержании Ti₂Ni более 43 мас. % [35].

Максимальное значение обратимой водородной емкости может быть достигнуто при 64 ат. % Ti и соответствует 2,16 мас. % H, что заметно выше теоретической (и практически трудно реализуемой) емкости классического материала, состоящего из TiFe (1,85 мас. %). Интересно отметить, что в структуре материалов этого состава содержится примерно одинаковое количество интерметаллидных фаз TiFe и Ti₂Fe, близкое к 42 об. % (см. рис. 4).

Выводы

1. Взрывное прессование смесей порошков титана и железа обеспечивает возможность получения материалов, состоящих из зерен Ti и Fe с практически нулевой пористостью и развитой поверхностью контакта между частицами, что создает благоприятные условия для межфазного взаимодействия между ними при последующем нагреве.

2. Нагрев подобных материалов до 1100 °C с выдержкой при данной температуре в течение 1 ч

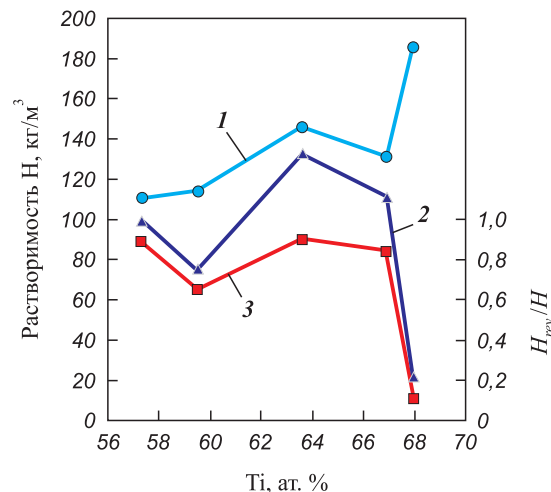


Рис. 7. Емкость при первичном гидрировании (1), отношение H_{rev}/H (2) и прогнозируемое значение обратимой водородной емкости (3) материалов системы Ti–Fe с различным содержанием титана

Fig. 7. Primary hydrogenation capacity (1), H_{rev}/H ratio (2) and predicted reversible hydrogen capacity (3) of Ti–Fe materials with different Ti contents

при содержании от 57 до 68 ат. % Ti приводит к появлению жидкой фазы, выделению в ней интерметаллидных фаз TiFe и Ti₂Fe и формированию после охлаждения структуры TiFe + Ti₂Fe при количестве Ti до 59 ат. % или TiFe + Ti₂Fe + β -Ti(Fe) при более высоком его содержании.

3. Появление в структуре наряду с интерметаллидом TiFe сопутствующих фаз (β -твердого раствора железа в титане и метастабильного интерметаллида Ti₂Fe) приводит к устранению необходимости активации материалов и сопровождается существенным увеличением водородной емкости при первичном гидрировании.

4. Способность к обратимому гидрированию материалы системы Ti–Fe с повышенной концентрацией титана сохраняют до его содержания, равного 67 ат. %.

5. Наиболее высокое значение обратимой водородной емкости достигается при 64 ат. % Ti и соответствует 2,16 мас. % H, что существенно больше емкости традиционных материалов системы Ti–Fe, используемых в настоящее время. Соотношение содержаний фаз TiFe и Ti₂Fe в структуре материала при этом оказывается близким к 1:1.

Список литературы / References

1. Reilly J.J., Wiswall R.H. Formation and properties of iron titanium hydride. *Inorganic Chemistry*. 1974; 13(1):218–222. <https://pubs.acs.org/doi/abs/10.1021/ic50131a042>
2. Cuevas F., Amdisen M.B., Baricco M., Buckley C.E., Cho Y.W., De Jongh P., Latroche M. Metallic and complex

- hydride-based electrochemical storage of energy. *Progress in Energy*. 2022;4(3):032001.
<https://doi.org/10.1088/2516-1083/ac665b>
3. Tarasov B.P., Fursikov P.V., Volodin A.A., Bocharnikov M.S., Shimkus Y.Y., Kashin A.M., Lototskiy M.V. Metal hydride hydrogen storage and compression systems for energy storage technologies. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2021;46(25):3647–13657.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.07.085>
 4. Shang H., Sheng P., Li J., Zhang W., Zhang X., Guo S., Li Y., Zhang Y. Characteristics of hydrogen storage of as-milled TiFe-based alloys. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2024;50(D):190–200.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.06.325>
 5. Liu H., Zhang J., Sun P., Zhou C., Liu Y., Fang Z.Z. The mechanistic role of $Ti_4Fe_2O_{1-x}$ phases in the activation of TiFe alloys for hydrogen storage. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2023;48(82):32011–32024.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.05.016>
 6. Pande C.S., Pick M.A., Sabatini R.L. The “activation” of FeTi for hydrogen absorption; An electron microscopic study. *Scripta Metallurgica*. 1980;14(8):899–903.
 7. Schober T. On the activation of FeTi for hydrogen storage. *Journal of the Less Common Metals*. 1983;89(1):63–70. [https://doi.org/10.1016/0022-5088\(83\)90249-7](https://doi.org/10.1016/0022-5088(83)90249-7)
 8. Santhosh A., Kang S., Keilbart N., Wood B.C., Klassen T., Jerabek P., Dornheim M. Influence of near-surface oxide layers on TiFe hydrogenation: mechanistic insights and implications for hydrogen storage applications. *Journal of Materials Chemistry A*. 2023;11:18776–18789.
<https://doi.org/10.1039/D3TA02205F>
 9. Guéguen A., Latroche M. Influence of the addition of vanadium on the hydrogenation properties of the compounds $TiFe_{0.9}V_x$ and $TiFe_{0.8}Mn_{0.1}V_x$ ($x = 0, 0.05$ and 0.1). *Journal of Alloys and Compounds*. 2011;509(18):5562–5566.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.036>
 10. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Huot J. Hydrogenation of Ti_xFe_{2-x} -based alloys with overstoichiometric Ti ratio ($x = 1.1, 1.15$ and 1.2). *International Journal of Hydrogen Energy*. 2021;46(77):38363–38369.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.09.077>
 11. Manna J., Tougas B., Huot J. First hydrogenation kinetics of Zr and Mn doped TiFe alloy after air exposure and reactivation by mechanical treatment. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2020;45(20):11625–11631.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.02.043>
 12. Lv P., Liu Z. Effect of high zirconium content on hydrogenation properties and anti-poisoning ability of airexposed TiFe alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019;8(6):5972–5983.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.072>
 13. Manna J., Tougas B., Huot J. Mechanical activation of air exposed TiFe + 4 wt.% Zr alloy for hydrogenation by cold rolling and ball milling. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2018;43(45):20795–20800.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.09.096>
 14. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Huot J. First hydrogenation of TiFe with addition of 20 wt.% Ti. *Hydrogen*. 2022;3:379–388.
<https://doi.org/10.3390/hydrogen3040023>
 15. Patel A.K., Duguay A., Tougas B., Schade C., Sharma P., Huot J. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2020;45(1):787–797.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.10.239>
 16. Dematteis E.M., Capurso G., Jepsen J., Cuevas F., Latroche M. Fundamental hydrogen storage properties of TiFe-alloy with partial substitution of Fe by Ti and Mn. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;874:159925.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159925>
 17. Schober T., Westlake D.G. Activation of FeTi for hydrogen storage: A different view. *Scripta Metallurgica*. 1981;15(8):913–918.
[https://doi.org/10.1016/0036-9748\(81\)90277-5](https://doi.org/10.1016/0036-9748(81)90277-5)
 18. Silva B.H., Almeida J.M.P., Hernandez A.C., Gonçalves R.V., Zepon G. Pulsed laser activation method for hydrogen storage alloys. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2024;53:885–890.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.12.143>
 19. Salman M.S., Lai Q., Luo X., Prathana C., Rambhujun N., Costalin M., Wang T., Sapkota P., Liu W., Grahame A., Tupe J., Aguey-Zinsou K.-F. The power of multifunctional metal hydrides: A key enabler beyond hydrogen storage. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;920:165936.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165936>
 20. Lai Q., Sun Y., Wang T., Modi P., Cazorla C., Demirci U.B., Fernandez J.R.A., Leardini F., Aguey-Zinsou K.-F. How to design hydrogen storage materials? Fundamentals, synthesis, and storage tanks. *Advanced Sustainable Systems*. 2019;3(9):1900043.
<https://doi.org/10.1002/adsu.201900043>
 21. Lv P., Guzik M.N., Sartori S., Huot J. Effect of ball milling and cryomilling on the microstructure and first hydrogenation properties of TiFe+4 wt.% Zr alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019;8(2):1828–1834.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.12.013>
 22. Guo F., Namba K., Miyaoka H., Jain A., Ichikawa T. Hydrogen storage behavior of TiFe alloy activated by different methods. *Materials Letters: X*. 2021;9:100061.
<https://doi.org/10.1016/j.mlblux.2021.100061>
 23. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Neumann B., Schade C., Huot J. First hydrogenation of mechanically processed TiFe-based alloy synthesized by gas atomization. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2021;46(10):7381–7389.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.237>
 24. Oliveira V.B., Beatrice C.A.G., Leal Neto R.M., Silva W.B., Pessan L.A., Botta W.J., Leiva D. R. Hydrogen absorption/desorption behavior of a cold-rolled TiFe intermetallic compound. *Materials Research*. 2021;24(6):e20210204.
<https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2021-0204>
 25. Yang T., Wang P., Xia C., Liu N., Liang C., Yin F., Li Q. Effect of chromium, manganese and yttrium on microstructure and hydrogen storage properties of TiFe-based alloy. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2020;45(21):12071–12081.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.02.086>
 26. Park K.B., Ko W.S., Fadonougbo J.O., Na T.W., Im H.T., Park J.Y., Park H.K. Effect of Fe substitution by Mn and Cr on first hydrogenation kinetics of air-exposed TiFe-based hydrogen storage alloy. *Materials Characterization*.

- 2021;178:111246.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111246>
27. Faisal M., Suh J.Y., Lee Y.S. Understanding first cycle hydrogenation properties of Ti–Fe–Zr ternary alloys. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2021;46(5):4241–4251. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.025>
28. Лотоцкий М.В., Дэвидс М.В., Фокин В.Н., Фокин Э.Э., Тарасов Б.П. Водород-аккумулирующие материалы на основе сплавов титана с железом (обзор). *Теплоэнергетика*. 2024;(3):85–101.
<https://doi.org/10.56304/S0040363624030032>
 Lototsky M.V., Davids M.W., Fokin V.N., Fokina E.E., Tarasov B.P. Hydrogen-accumulating materials based on titanium and iron alloys (Review). *Thermal Engineering*. 2024;71(3):264–279.
<https://doi.org/10.1134/S0040601524030030>
29. Sandrock G.D., Reilly J.J., Johnson J.R. Metallurgical considerations in the production and use of FeTi alloys for hydrogen storage. NY (USA): Brookhaven National Lab., Upton. 1976. № BNL-21539; CONF-760906-12.
30. Park K.B., Na T.W., Do Kim Y., Park J.Y., Kang J.W., Kang H.S., Park K., Park H.K. Characterization of microstructure and surface oxide of Ti_{1.2}Fe hydrogen storage alloy. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2021;46(24):13082–13087.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.01.105>
31. Крохалев А.В., Черников Д.Р., Харламов В.О., Тужиков О.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И. Анализ влияния фазовых составляющих на водородную емкость материалов системы «титан–железо». *Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении*. 2023;6(277):47–51.
<https://doi.org/10.35211/1990-5297-2023-6-277-47-51>
 Krokhaliev A.V., Chernikov D.R., Kharlamov V.O., Tuzhikov O.O., Kuz'min S.V., Lysak V.I. Analysis of the influence of phase components on the hydrogen capacity of materials in the titanium-iron system. *Izvestija VolgGTU*. Ser. Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroyeni. 2023;6(277):47–51. (In Russ.).
<https://doi.org/10.35211/1990-5297-2023-6-277-47-51>
32. Крохалев А.В., Харламов В.О., Черников Д.Р., Кузьмин С.В., Лысак В.И. Экспериментальное исследование возможности получения материалов на основе метастабильной фазы Ti₂Fe с помощью взрывного прессования и термической обработки. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2024;18(4):17–25.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-17-25>
 Krokhaliev A.V., Kharlamov V.O., Chernikov D.R., Kuzmin S.V., Lysak V.I. Experimental study of the feasibility of producing materials based on the metastable phase Ti₂Fe through explosive compaction and heat treatment. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2024;18(4):17–25.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-17-25>
33. Фокин В.Н., Фокина Е.Е., Коробов И.И., Тарасов В.П. Phase transformations in the systems Ti₂Fe–H₂ and Ti₂Fe–NH₃. *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. 2016;61(7):891–895. <https://doi.org/10.1134/S0036023616070044>
34. Володин А.А., Фурсиков П.В., Фокина Э.Э., Тарасов Б.П. Корреляция между характеристиками процессов газофазного и электрохимического гидрирования интерметаллических соединений. *Журнал физической химии*. 2020;94(5):796–802.
<https://doi.org/10.31857/S0044453720050258>
 Volodin A.A., Fursikov P.V., Fokina E.E., Tarasov B.P. Correlation between the parameters of gas-phase and electrochemical hydrogenation processes of intermetallic compounds. *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2020;94(5):1017–1023.
<https://doi.org/10.1134/S0036024420050246>
35. Cuevas F., Joubert J.-M., Latroche M., Percheron-Guégan A. Intermetallic compounds as negative electrodes of Ni/MH batteries. *Applied Physics A*. 2001;72:225–238.
<https://doi.org/10.1007/s003390100775>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Александр Васильевич Крохалев – д.т.н., декан факультета технологии конструкционных материалов, Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)

 **ORCID:** 0000-0001-7677-0288


 **E-mail:** kroch58@yandex.ru

Дмитрий Романович Черников – учебный мастер кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», ВолгГТУ

 **ORCID:** 0000-0003-2388-020X

 **E-mail:** chernikovdr@yandex.ru

Валентин Олегович Харламов – к.т.н., доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», вед. инженер Центра коллективного пользования «Физико-химические методы исследования», ВолгГТУ

 **ORCID:** 0000-0002-5039-4592

 **E-mail:** harlamov_vo@mail.ru

Олег Олегович Тужиков – д.т.н., зав. кафедрой «Общая и неорганическая химия», ВолгГТУ

 **ORCID:** 0000-0001-6316-8896

 **E-mail:** tuzhikovoleg@mail.ru

Aleksander V. Krokhaliev – Dr. Sci. (Eng.), Dean of the Faculty of Structural Materials Technology, Volgograd State Technical University (VSTU)

 **ORCID:** 0000-0001-7677-0288

 **E-mail:** kroch58@yandex.ru

Dmitry R. Chernikov – Training Master, Department of Welding Equipment and Technology, VSTU

 **ORCID:** 0000-0003-2388-020X

 **E-mail:** chernikovdr@yandex.ru

Valentin O. Kharlamov – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Welding Equipment and Technology; Lead Engineer, Shared Research Center “Physicochemical Research Methods”, VSTU

 **ORCID:** 0000-0002-5039-4592

 **E-mail:** harlamov_vo@mail.ru

Oleg O. Tuzhikov – Dr. Sci. (Eng.), Head of the Department of General and Inorganic Chemistry, VSTU

 **ORCID:** 0000-0001-6316-8896


 **E-mail:** tuzhikovoleg@mail.ru

Сергей Викторович Кузьмин – д.т.н., чл.-корр. РАН, профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», первый проректор ВолгГТУ

 **ORCID:** 0000-0003-2802-8497

 **E-mail:** weld@vstu.ru

Владимир Ильич Лысак – д.т.н., академик РАН, проф., зав. кафедрой «Оборудование и технология сварочного производства», науч. руководитель ВолгГТУ

 **ORCID:** 0000-0003-3066-058X

 **E-mail:** lysak@vstu.ru

Sergey V. Kuzmin – Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of the Russian Academy of Science, Professor, Department of Welding Equipment and Technology; First Vice-Rector, VSTU

 **ORCID:** 0000-0003-2802-8497

 **E-mail:** weld@vstu.ru

Vladimir I. Lysak – Dr. Sci. (Eng.), Academician of the Russian Academy of Sciences, Professor; Head of the Department of Welding Equipment and Technology; Scientific Adviser of VSTU

 **ORCID:** 0000-0003-3066-058X

 **E-mail:** lysak@vstu.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

А. В. Крохалев – анализ экспериментальных данных, написание текста статьи.

Д. Р. Черников – проведение экспериментов по взрывному прессованию порошковых смесей и термической обработке компактов.

В. О. Харламов – проведение исследований методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

О. О. Тужиков – проведение экспериментов по гидрированию материалов.

С. В. Кузьмин – расчеты параметров взрывного прессования, участие в обсуждении результатов.

В. И. Лысак – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

A. V. Krokhalev – analyzed the experimental data and wrote the manuscript.

D. R. Chernikov – conducted experiments on explosive pressing of powder mixtures and heat treatment of compacts.

V. O. Kharlamov – performed studies using electron microscopy and X-ray diffraction analysis.

O. O. Tuzhikov – conducted hydrogenation experiments.

S. V. Kuzmin – calculated explosive pressing parameters and participated in the discussion of the results.

V. I. Lysak – defined the research objective and participated in the discussion of the results.

Статья поступила 20.10.2025 г.

Доработана 18.02.2026 г.

Принята к публикации 20.02.2026 г.

Received 20.10.2025

Revised 18.02.2026

Accepted 20.02.2026