

УДК 669.018.25.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-57-65

*А. В. Крохалев, д-р. техн. наук, Д. Р. Черников, учебный мастер, Д. В. Россеин, аспирант,
Ю. А. Мукменев, магистрант, В. О. Харламов, канд. техн. наук,
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, В. И. Лысак, академик РАН*

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ ФАЗЫ Ti_2Fe

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Рассмотрены основные закономерности формирования структуры и фазового состава материалов системы Fe-Ti при уплотнении взрывом порошковых смесей титана и железа. Обнаружено влияние механизма пластического деформирования частиц порошка на процесс образования метастабильной интерметаллидной фазы Ti_2Fe с повышенной водородной емкостью. Показано, что эффективным методом получения материалов на основе Ti_2Fe является совмещение взрывного прессования смеси порошков Fe и Ti с последующей термической обработкой в межкуритическом интервале температур (реакционное спекание в присутствии жидкой фазы).

Ключевые слова: прессование порошков взрывом, метастабильный интерметаллид Ti_2Fe , водородная емкость, термическая обработка

*A. V. Krokhaliev, D. R. Chernikov, D. V. Rossein, Yu. A. Mukmenev, V. O. Kharlamov,
S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

USE OF EXPLOSION PRESSING AND THERMAL PROCESSING FOR THE PRODUCTION OF MATERIALS ON THE BASIS OF METASTABLE PHASE Ti_2Fe

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The basic regularities of formation of structure and phase composition of materials of Fe-Ti system at compaction by explosion of powder mixtures of titanium and iron are considered. The influence of the mechanism of plastic deformation of powder particles on the process of formation of metastable intermetallic phase Ti_2Fe with increased hydrogen capacity has been found out. It is shown that an effective method of obtaining materials based on Ti_2Fe is the combination of explosive pressing of a mixture of Fe and Ti powders with subsequent thermal treatment in the intercritical temperature range (reaction sintering in the presence of a liquid phase).

Keywords: explosive pressing of powders, metastable intermetallide Ti_2Fe , hydrogen capacity, heat treatment

Одной из перспективных областей применения взрывной обработки материалов традиционно считается получение тех или иных фаз за счет активации и протекания химических реакций и фазовых переходов в контролируемых условиях динамического сжатия и разогрева веществ в ударных волнах [1...3]. Опыт показывает, однако, что практическое использование подобных технологий имеет место только в тех случаях, когда не существует альтернативных, не связанных с использованием взрывчатых веществ (ВВ), методов решения существующей проблемы или когда использование взрыва позволяет добиваться принципиально более высоких качественных показателей. Поиск и «освоение» подобных обла-

стей применения взрыва в этой связи являются весьма актуальными.

Так, например, в настоящее время внимание большого количества исследователей [4...11] занято изучением возможности решения проблемы устранения необходимости «активации» [12] весьма перспективного [13...15] для использования в качестве интерметаллидного аккумулятора водорода соединения титана и железа $TiFe$. Дело в том, что $TiFe$ очень чувствителен к воздуху и образует пассивирующий слой, препятствующий поглощению водорода. Классический способ активации – это термообработка, заключающаяся в циклическом воздействии повышенной и комнатной температуры при высоком давлении водорода [16]. Однако, в

настоящее время более перспективными считаются другие методы, такие как механическая обработка (шаровая мельница, холодная прокатка, кручение под высоким давлением) [8, 17...20], использование повышенных (по сравнению со стехиометрическим) содержаний Ti [5, 9] и добавление легирующих элементов Mn, Cr, Zr, Y и др. [6, 10, 21... 23].

При использовании избытка Ti и при легировании было обнаружено [5, 6, 9, 10, 21...23], что в структуре материала кроме TiFe появляются твердый раствор на основе β -Ti (часто называемый фазой Ti_4Fe) и интерметаллидная фаза Ti_2Fe , которые действуют как своего рода «ворота» для водорода в фазу TiFe и снижают ее чувствительность к воздуху [6...8]. Кроме устранения необходимости активации в ряде работ [4, 5, 9...11] отмечается увеличение водородной емкости подобных материалов при первичном гидрировании, что свидетельствует о поглощении водорода не только основной фазой материала TiFe, но и вторичными - β -Ti и Ti_2Fe . Проведенный статистический анализ данных, полученных разными авто-

рами для трехфазных материалов на основе TiFe, не требующих активации и содержащих в своем составе избыточное количество Ti и/или Mn и Zr, показал [24, 25], что их водородная емкость при первичном гидрировании подчиняется закону аддитивности и может быть описана уравнением:

$$H = 0,0153699 * [TiFe]_m + 0,0321251 * [Ti_2Fe]_m + 0,0384707 * [Ti_4Fe]_m,$$

где H – водородная емкость материала, мас.%; $[TiFe]_m$, $[Ti_2Fe]_m$ и $[Ti_4Fe]_m$ – содержание в его составе фаз TiFe, Ti_2Fe и β -Ti соответственно, мас.%.

Как следует из приведенного уравнения водородная емкость TiFe в этом случае оказывается равной 1,54 мас.% (что близко к экспериментально определенной емкости гидрида $TiFeH$ 1,7-1,85 мас.% [10]), емкость β -Ti равна 3,85 мас.% (что соответствует емкости гидрида Ti_4FeH_8 3,7 мас.% [9]), а емкость Ti_2Fe достигает 3,21 мас.% (что несколько превышает теоретические оценки - 3,09 мас.% H для гидрида $Ti_2FeH_{4,75}$ с [9]). Интересно отметить, что в присутствии вторичных фаз - β -Ti и Ti_2Fe - основная фаза TiFe

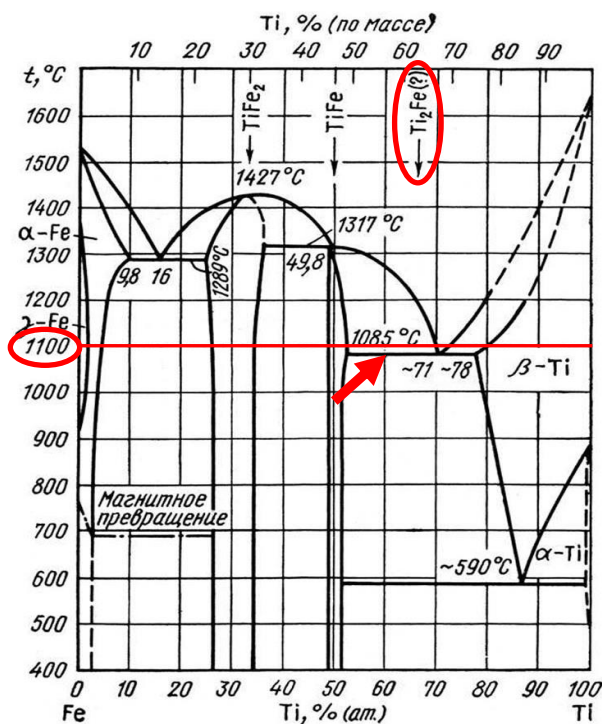


Рис. 1. Диаграмма стабильного фазового равновесия в системе Fe-Ti [32]

не образует гидрида TiFeH_2 с максимальной возможной емкостью 1,8-1,98 мас.% H [10], что с лихвой компенсируется, однако, вкладом $\beta\text{-Ti}$ и Ti_2Fe .

Вторым важным фактом, который следует из статистического анализа [24, 25] и совпадает с выводами работы [9] является тот факт, что насыщение водородом $\beta\text{-Ti}$ является необратимым: увеличение содержания данной фазы в структуре материалов приводит к уменьшению их обратимой водородной емкости. Водородсорбционные свойства Ti_2Fe существенно зависят от состава фазы. При отсутствии легирования или при легировании небольшим количеством Mn насыщение водородом является обратимым [25], а при легировании Zr, обеспечивающим максимальное содержание Ti_2Fe в структуре материала, – необратимым [9, 25]. Это позволяет сделать вывод, что наиболее перспективным путем совершенствования материалов системы Ti-Fe, способным двукратно увеличить их обратимую водородную емкость, является увеличение в их структуре содержания Ti_2Fe без использования легирования. Известные попытки решить эту проблему, основанные на сплавлении компонентов с последующим отжигом [16, 26, 27], закончились, однако, неудачей [5].

В данной работе рассмотрена попытка использования для этой цели взрывного

прессования смеси порошков железа и титана. Отправным пунктом выбора указанного метода послужил общеизвестный факт достаточно частого образования интерметаллидов при сварке взрывом сталей и титановых сплавов [28, 29], а также тот факт, что при взрывном компактировании порошков и при сварке взрывом область интенсивной пластической деформации на поверхности соединяемых компонентов формируется схожим образом [30, 31]. При этом использование порошка позволяет многократно увеличить в объеме материала площадь этой поверхности и уменьшить пути диффузии элементов при межфазном взаимодействии.

Материалы и методы проведения исследований

Для получения материалов использовали порошки титана (ТУ 14-22-57-92) и железа (ГОСТ 9849-86) промышленного назначения в состоянии поставки. Весовое содержание компонентов в порошковой смеси подбиралось таким образом, чтобы обеспечить их одинаковое объемное содержание. Весовое содержание компонентов при этом составляло 36% Fe и 64% Ti, что практически совпадает со стехиометрическим составом Ti_2Fe (см. рис. 1).

Взрывное прессование осуществлялось с использованием схемы нагружения [33], предусматривающей размещение исходной

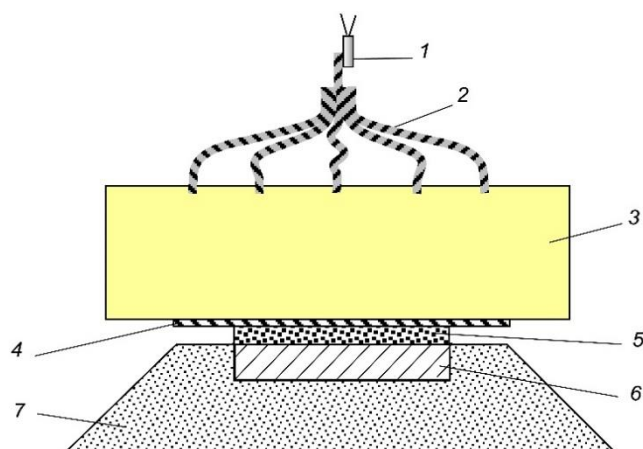


Рис. 2. Схема взрывного нагружения [33]:

1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ;
4 – промежуточная прокладка; 5 – порошок; 6 – подложка; 7 – песчаная подушка

смеси порошков на поверхности стального основания и ее нагружение плоской нормально падающей детонационной волной через промежуточную пластину, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 2).

В качестве ВВ применялся аммонит №6 ЖВ. Использование стальной подложки обеспечивало повышение давления прессования за счет отражения падающей ударной волны в порошке от поверхности подложки. Расчет физических параметров сжатия, реализуемых в опытах, производился методом (P, u) – диаграмм. Ударные адиабаты продуктов детонации для соответствующих моментов времени рассчитывали с учетом их разлета по формуле [33]:

$$P_H = \frac{64}{27} P_H \left(\frac{h}{D\tau} - \frac{u}{D} \right)^3,$$

где P_H – давление продуктов взрыва в плоскости Чепмена-Жуге; h – высота заряда взрывчатого вещества; D – скорость детонации; τ – время, отсчитываемое от момента инициирования детонации на свободной поверхности заряда.

Для построения адиабат металлических оснований и промежуточной прокладки использовали акустическое приближение:

$$P = \rho_0 \cdot c_0 \cdot u,$$

где P и u – давление и массовая скорость вещества за фронтом ударной волны; ρ_0 и c_0 – плотность и скорость объемных звуковых волн для металлов прокладки или подложки при нормальных условиях.

Ударную адиабату порошковых смесей строили, исходя из допущения [34] о равенстве плотности ударно-сжатого порошка плотности соответствующего монолитного материала:

$$P = \rho_0 \frac{u^2}{1 - \frac{\rho_k}{\rho_0}},$$

где ρ_0 , – исходная плотность порошковой смеси и ρ_k , – расчетная по составу порошка плотность соответствующего монолитного материала.

Прирост температуры порошка при сжатии ΔT находили, исходя из предположения о том, что, его разогрев происходит в первой ударной волне [33], по формуле:

$$\Delta T = u_1^2 / 2C_V,$$

где u_1 – массовая скорость частиц порошка за фронтом первой ударной волны и C_V – среднее значение удельной теплоемкости порошка в интервале температур его разогрева.

При этом теплоемкость порошковой смеси C_V рассчитывали по правилу аддитивности, исходя из весового содержания каждого из ее компонентов и их теплоемкостей, которые в свою очередь вычислялись, основываясь на правилах Дюлонга и Пти и Копп-Неймана в предположении о том, что температура разогрева в ударной волне превышает температуру Дебая соответствующих материалов. Результаты расчетов представлены в таблице.

Исследование фазового состава, структуры и химического состава фаз полученных образцов проводили методами рентгеновского фазового анализа с помощью рентгеновского дифрактометра Bruker D8 Advance и растровой электронной микроскопии с использованием РЭМ FEI Versa 3D LoVac с интегрированной системой микрорентгено-спектрального энергодисперсионного анализа EDAX ApolloX.

Результаты экспериментов

Исследование полученных взрывным прессованием материалов показало, что при использовании режима нагружения, обеспечивающего давление ударно-волнового сжатия $P = 11,5$ ГПа и разогрев в падающей ударной волне до 777°C , происходит уплотнение порошковой смеси до практически монолитного материала (рис. 3, а). При этом деформация частиц представляется результатом равномерного пластического течения, при котором частицы, имеющие замкнутые контуры, заметно сплющиваются по направлению ударного сжатия и растекают-

ся в поперечном направлении. Следов изменения первоначального фазового состава обнаружить не удастся (рис. 3, в). Даже в непосредственной близости от межфазных границ химический состав фаз остается практически без изменений (рис. 3, б).

При более жестком режиме нагружения ($P = 12,5$ ГПа и $t = 831$ °C) характер деформации частиц компонентов порошковой смеси принципиально изменяется. Видно (рис. 4, а), что пластическая деформация частиц локализована в их поверхностных слоях и имеет ярко выраженный струйный характер с образованием специфических «за-

вихрений» [33, 35].

На межфазных поверхностях при этом образуются сплошные прослойки толщиной до 20 мкм интерметаллида (рис. 4, б), который по химическому составу (рис. 4, в) и кристаллическому строению (рис. 4, д) может быть идентифицирован как метастабильная фаза Ti_2Fe .

Детальное рассмотрение микроструктуры зоны взаимодействия компонентов исходной порошковой смеси указывает (рис. 4, д) на ее химическую неоднородность, выражающуюся в периодических (с периодом 1,5-2,0 мкм) колебаниях состава интер-

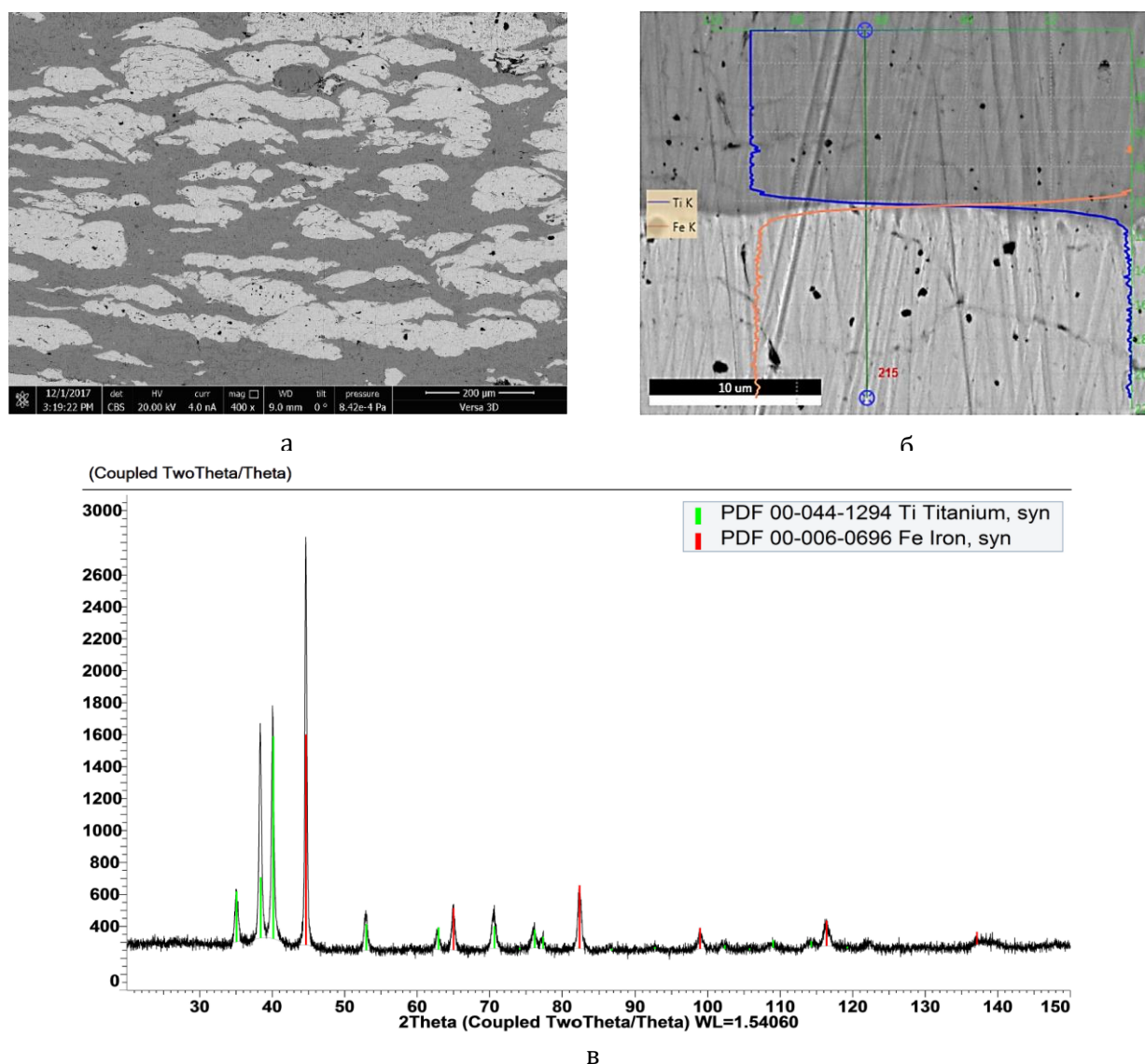
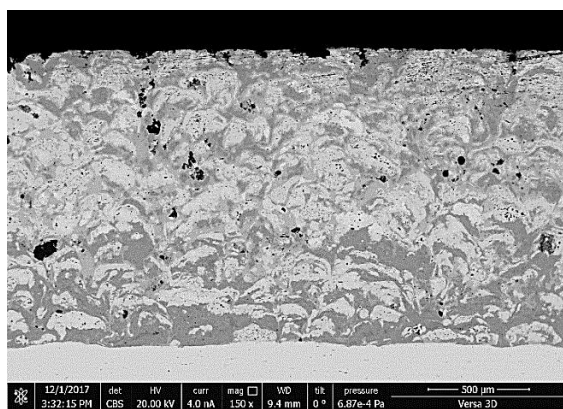


Рис. 3. Структура (а), химический (б) и фазовый состав (в) материалов, полученных на режиме нагружения:
 $t = 777$ °C, $P = 11,5$ ГПа

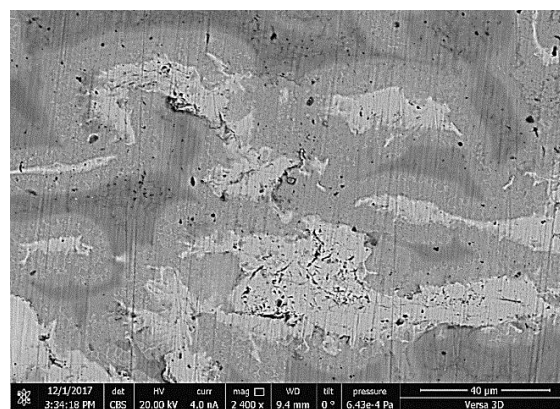
металлида. При этом отклонения от среднего стехиометрического соотношения компонентов доходит до 7 %.

Обсуждение результатов

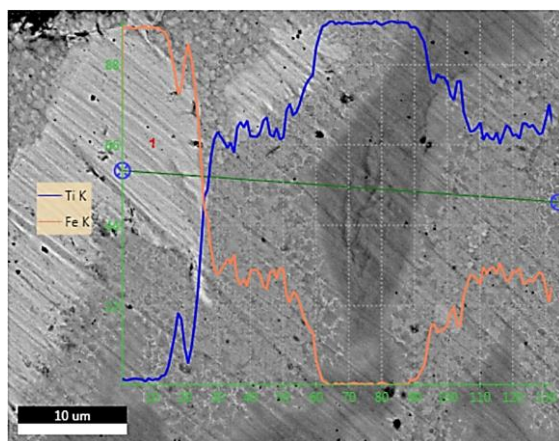
Полученные в результате проведенных исследований данные указывают, что механизм уплотнения порошковых смесей титана и железа при взрывном прессовании су-



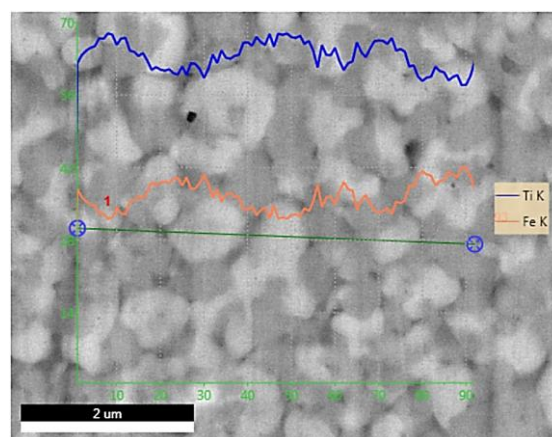
а



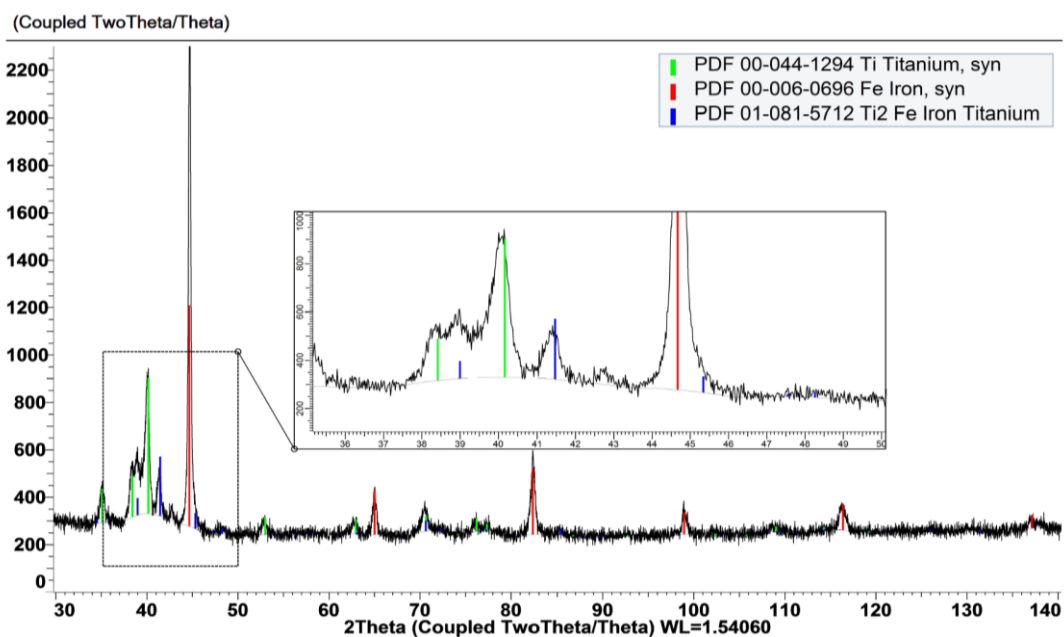
б



в



г



д

Рис. 4. Структура (а, б), химический (в, г) и фазовый состав (д) материалов, полученных на режиме нагружения:

$t = 831\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 12,5\text{ ГПа}$

щественно влияет на процесс образования метастабильной фазы Ti_2Fe . Можно высказать несколько предположений о природе этого влияния. Наиболее правдоподобной выглядит гипотеза о том, что интерметаллид образуется в том случае, когда при ударно-волновой обработке в материале образуется жидкая фаза. Данное суждение прежде всего не противоречит опыту сварки взрывом титановых сплавов и сталей [28, 29, 36].

Поскольку температура контактного плавления в системе Ti-Fe не высока и составляет в соответствии с диаграммой состояния системы $1085^{\circ}C$ (см. рис. 1), то ее достижение на границах частиц в случае

взрывного прессования на режимах, обеспечивающих среднюю расчетную температуру разогрева в $831^{\circ}C$, при наличии струйных течений металла и крайней неоднородности температурного поля является вполне вероятным. Неоднородность слоя образовавшегося интерметаллида в этом случае может быть результатом одновременного роста его зерен из достаточно большого числа центров кристаллизации в объеме жидкой фазы в условиях быстрого охлаждения за счет теплоотвода в «холодные» участки структуры и в металлическую подложку.

Для проверки высказанной гипотезы прессовки, полученные на режиме нагружения, обеспечивающем равномерное пласти-

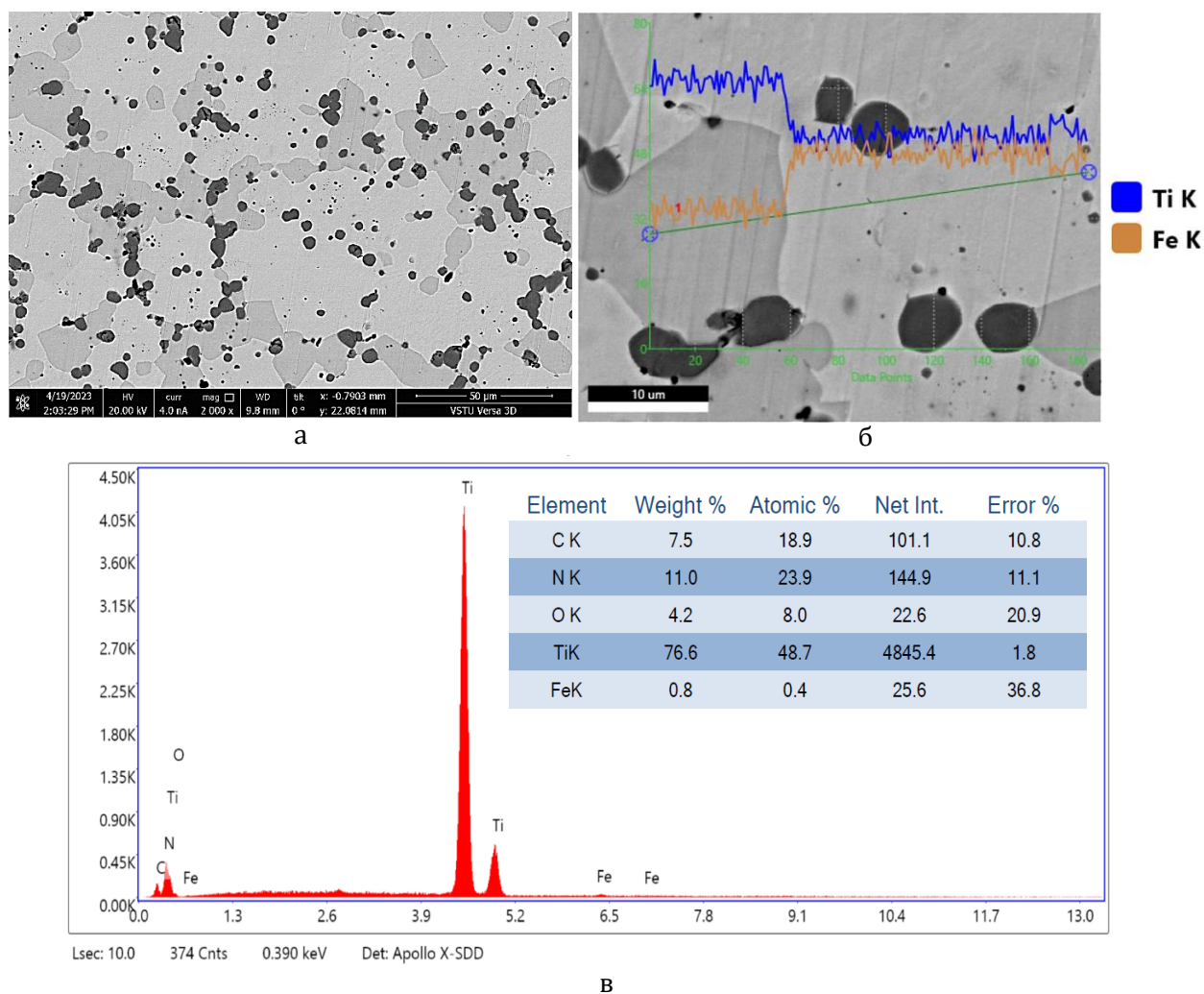


Рис. 5. Структура (а), химический состав интерметаллидных фаз (б) и оксикарбонитридных включений (в) материалов, полученных термической обработкой прессовок

ческое течение материала частиц, и не имеющие в своем составе интерметаллидой фазы, подвергли нагреву до 1100°C в вакууме с выдержкой в течении 1 часа с последующим охлаждением в потоке аргона. При этом исходные компоненты прессовок полностью прореагировали друг с другом, в результате чего сформировалась структура (рис. 5, а, б), состоящая из интерметаллидов TiFe и Ti₂Fe.

Присутствовавший в составе исходных порошков железа и титана углерод, кислород и азот оказались связанными в оксикарбонитриды (рис. 5, в), которые в результате коагуляции и коалисценции в жидкой фазе образовали включения, равномерно распределенные в объеме материала (рис. 5, а, б). Уход части Ti в эти включения, по всей видимости, послужил основной причиной того, что кроме интерметаллидной фазы Ti₂Fe в структуре материала образовалась фаза TiFe. Решение этой проблемы возможно путем увеличения (сверх стехиометрического) содержания Ti в исходной смеси порошков.

Вторым фактором, определившим наличие интерметаллида TiFe в структуре прессовок, полученных термической обработкой, явилось, вероятно, существенное увеличение длительности процесса межфазного взаимодействия при переходе от чисто взрывной обработки к взрывной и термической, в результате которого вероятность образования стабильной фазы TiFe и растворения метастабильной фазы Ti₂Fe возросла.

Выводы

1. На режимах взрывного прессования, обеспечивающих равномерную деформацию частиц порошка без струйных течений, смеси порошков Fe и Ti уплотняются до практически беспористого состояния и сохраняют фазовый состав, соответствующего составу исходной порошковой смеси.

2. При прессовании металлических порошков Fe и Ti на режимах с локализованной пластической деформацией и струйными течениями материала частиц, наблюдается

образование термодинамически неравновесного и химически неоднородного интерметаллида Ti₂Fe.

3. Эффективным методом получения материалов на основе метастабильного интерметаллида Ti₂Fe является совмещение взрывного прессования смеси порошков Fe и Ti с последующей термической обработкой в межкритическом интервале температур (реакционное спекание в присутствии жидкой фазы).

Библиографический список

1. Ададуров, Г. А. Экспериментальное исследование химических процессов в условиях динамического сжатия / Г. А. Ададуров / Успехи химии. – 1986. – № 55 (4). – С. 555-578.
2. Развитие в России динамических методов исследований высоких давлений / Л. В. Альтшулер, Р. Ф. Трунин, В. Д. Урлин, В. Е. Фортон, А. И. Фунтиков // Успехи физических наук. – 1999. – Т. 169, № 3. – С. 323-344.
3. Бацанов, С. С. Кристаллохимия высоких давлений / С. С. Бацанов // Журнал структурной химии. – 2009. – Т. 50, № 7. – С. 107-110.
4. Guéguen, A. 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) / A. Guéguen, M. Latroche // Journal of Alloys and Compounds. – 2011. – Vol. 509. – P. 5562-5566. [10.1016/j.jallcom.2011.02.036](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.036)
5. Ulate-Kolitsky, E. Hydrogenation of Ti_xFe_{2-x}-based alloys with overstoichiometric Ti ratio (x = 1.1, 1.15 and 1.2) / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46. – Iss. 77. – P. 38363-38369. [10.1016/j.ijhydene.2021.09.077](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.09.077)
6. Manna, J. First hydrogenation kinetics of Zr and Mn doped TiFe alloy after air exposure and reactivation by mechanical treatment / J. Manna, B. Tougas, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2020. – Vol. 45. – Iss. 20. – P. 11625-11631. [10.1016/j.ijhydene.2020.02.043](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.02.043)
7. Lv, P. Effect of high zirconium content on hydrogenation properties and anti-poisoning ability of air-exposed TiFe alloy / P. Lv, Z. Liu // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – Vol. 8. – Iss. 6. – P. 5972-5983. [10.1016/j.jmrt.2019.09.072](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.072)
8. Manna, J. Mechanical activation of air exposed TiFe + 4 wt% Zr alloy for hydrogenation by cold rolling and ball milling / J. Manna, B. Tougas, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2018. – Vol. 43. – Iss. 45. – P. 20795-20800. [10.1016/j.ijhydene.2018.09.096](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.09.096)
9. Ulate-Kolitsky, E. First Hydrogenation of TiFe with Addition of 20 wt.% Ti / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, J. Huot // Hydrogen. – 2022. – Vol. 3. – Iss. 4. – P. 379-388. [10.3390/hydrogen3040023](https://doi.org/10.3390/hydrogen3040023)
10. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives / A. K. Patel, A. Duguay, B. Tougas, C. Schade, P. Sharma, J. Huot // Interna-

tional Journal of Hydrogen Energy. – 2020. – Vol. 45. – Iss. 1. – P. 787-797. [10.1016/j.ijhydene.2019.10.239](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.10.239)

11. Fundamental hydrogen storage properties of TiFe-alloy with partial substitution of Fe by Ti and Mn. / E. M. Dematteis, D. M. Dreistadt, G. Capurso, J. Jepsen, F. Cuevas, M. Latroch // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 874. – P. 159925. [10.48550/arXiv.2012.00354](https://doi.org/10.48550/arXiv.2012.00354)

12. Schober, T. Activation of FeTi for hydrogen storage: a different view / T. Schober, D. G. Westlake // Scr. Metall. – 1981. – Vol. 15. – P. 913.

13. Metallic and complex hydride-based electrochemical storage of energy / F. Cuevas, M. Amdisen, M. Baricco, C. Buckley, Y. Cho, P. Jongh, L. Kort, J. Grinderslev, V. Gulino, B. Hauback, M. Heere, T. Humphries, T. Jensen, S. Kim, K. Kisu, Y.-S. Lee, L. Hai-Wen, R. Mohtadi, K. Møller, M. Latroche // Progress in Energy. – 2022. – Vol. 4. – P. 032001. [10.1088/2516-1083/ac665b](https://doi.org/10.1088/2516-1083/ac665b)

14. The power of multifunctional metal hydrides: A key enabler beyond hydrogen storage / M. S. Salman, Q. Lai, X. Luo, C. Prathana, N. Rambhujun, M. Costalin, T. Wang, P. Sapkota, W. Liu, A. Grahame, J. Tupe, K.-F. Aguey-Zinsou // Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – Vol. 920. – P. 165936. [10.1016/j.jallcom.2022.165936](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165936)

15. How to Design Hydrogen Storage Materials? Fundamentals, Synthesis, and Storage Tanks / Q. Lai, Y. Sun, T. Wang, P. Modi, C. Cazorla, U. B. Demirci, J. R. A. Fernandez, F. Leardini, K.-F. Aguey-Zinsou // Advanced Sustainable Systems. – 2019. – Vol. 3. – Iss.9. – P. 1900043. <https://doi.org/10.1002/adsu.201900043>

16. Reilly, J. J., & Wiswall, R. H. (1974). Formation and properties of iron titanium hydride / J. J. Reilly, R. H. Wiswall // Inorganic Chemistry. – 1974. – Vol. 13(1). – P. 218-222. <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/ic50131a042>

17. Effect of ball milling and cryomilling on the microstructure and first hydrogenation properties of TiFe+4 wt.% Zr alloy / P. Lv, M. Guzik, S. Sartori, J. Huot // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – Vol. 8(2). – 7 p. [10.1016/j.jmrt.2018.12.013](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.12.013)

18. Hydrogen storage behavior of TiFe alloy activated by different methods / F. Guo, K. Namba, H. Miyaoka, A. Jain, T. Ichikawa // Materials Letters: X. – 2021. – Vol. 9. – P. 100061. [10.1016/j.mlbox.2021.100061](https://doi.org/10.1016/j.mlbox.2021.100061)

19. First hydrogenation of mechanically processed TiFe-based alloy synthesized by gas atomization / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, B. Neumann, C. Schade, J. Huot, // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46. – Pp. 7381-7389. [10.1016/j.ijhydene.2020.11.237](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.237)

20. Hydrogen Absorption/Desorption Behavior of a Cold-Rolled TiFe Intermetallic Compound / V. Oliveira, C. Beatrice, N. R. Leal, W. Silva, L. Pessan, W. Botta, D. Leiva // Materials Research. – 2021. – Vol. 24 (6). – 10 p. [10.1590/1980-5373-mr-2021-0204](https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2021-0204)

21. Effect of chromium, manganese and yttrium on microstructure and hydrogen storage properties of TiFe-based alloy / Y. Liu, P. Wang, C. Xia, N. Liu, C. Liang, F. Yin, Q. Li, // International Journal of Hydrogen Energy. – 2020. – Vol. 45 (21). – 11 p. [10.1016/j.ijhydene.2020.02.086](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.02.086)

22. Effect of Fe substitution by Mn and Cr on first hydrogenation kinetics of air-exposed TiFe-based hydrogen storage alloy / K. Park, W.-S. Ko, J. Fadonougbo, T.-W. Na, H.-T. Im, J.-Y. Park, J.-W. Kang, H.-S. Kang, C.-S. Park, H.-K. Park // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 178. – P. 111246. [10.1016/j.matchar.2021.111246](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111246)

23. Faisal, M. Understanding first cycle hydrogenation properties of Ti-Fe-Zr ternary alloys / M. Faisal, J.-Y. Suh,

Y.-S. Lee // International Journal of Hydrogen Energy. – 2020. – Vol. 46. – Pp. 4241-4251. [10.1016/j.ijhydene.2020.11.025](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.025)

24. Анализ влияния фазового состава материалов системы "титан-железо" на водородную емкость при первичном гидрировании / А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ. Сер. Металлургия. – Волгоград, 2023. – № 7 (278). – С. 7-13.

25. Анализ влияния фазовых составляющих на водородную емкость материалов системы «титан-железо» / А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2023. – № 6 (277). – С. 47-51.

26. Phase transformations in the systems Ti₂Fe-H₂ and Ti₂Fe-NH₃ / V. Fokin, E. Fokina, I. Korobov, B. Tarasov // Russian Journal of Inorganic Chemistry. – 2016. – Vol. 61. – Pp. 891-895. [10.1134/S0036023616070044](https://doi.org/10.1134/S0036023616070044)

27. Characterization of microstructure and surface oxide of Ti_{1.2}Fe hydrogen storage alloy / K. Park, T.-W. Na, Y. Kim, J.-Y. Park, J.-W. Kang, H.-S. Kang, K. Park, H.-K. Park // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46. – Iss. 24. Pp. 13082-13087. [10.1016/j.ijhydene.2021.01.105](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.01.105)

28. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение - 1, 2005. – 544 с.

29. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун; ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.

30. Бондарь, М. П. Компактирование взрывом: тип микроструктуры контактных границ, созданный при образовании прочной связи / М. П. Бондарь // Физика горения и взрыва. – 2004. – Т. 40, № 4. – С. 131-140.

31. Бондарь, М. П. Исследование соединений на контактах металлических поверхностей, созданных динамическими методами / М. П. Бондарь // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 6. – С. 67-75.

32. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник : в 3 т. / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – Москва : Машиностроение, 1996. – 991 с.

33. Прессование порошков взрывом: монография / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – Москва, 2015. – 252 с.

34. Пай, В. В. Приближенная оценка параметров нагружения в композиционных материалах для случая сильных ударных волн / В. В. Пай, Г. Е. Кузьмин, И. В. Яковлев // Физика горения и взрыва. – 1995. – Т. 31, № 3–С.134-138.

35. Рогозин, В. Д. Изучение условий ударно-волнового сжатия порошковых материалов / В. Д. Рогозин // Сборник научных трудов Института проблем материаловедения "Высокие давления и свойства материалов". – Киев, 1988. – С.74-79.

36. Особенности формирования соединения композита титан-сталь при сварке взрывом с воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, М. П. Королев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, М. С. Зарубин, П. А. Петрушкин, В. А. Львов // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2020. – № 11 (246). – С. 19-23.