

УДК 539.213.536

Structural-Phase Transformations in the Zones of Localization of Plastic Deformation of Ti-Al Composite

**Ludmila I. Kveglis^a,
Timur V. Fadeev^a, Fedor M. Noskov^{*a},
Mihail B. Leskov^a and Riza B. Abylkalykova^b**

^a*Siberian Federal University
79 Svobodny, Krasnoyarsk, 660041, Russia*
^b*S. Amanzholov East Kazakhstan State University
34 30 Gvardeiskoi Divisii Str.,
Ust-Kamenogorsk, 070002, Kazakhstan*

Received 07.09.2019, received in revised form 03.10.2019, accepted 25.10.2019

The structural-phase state in the zone of localization of plastic deformation of the titanium-aluminum composite subjected to high-speed shock load was studied. A sinusoidal nature of the deformation of the boundary of the composite layers beyond the shear strain band, indicating the localization of plastic deformation waves in the stress concentration zone, is revealed. It is shown that the main phase forming in the zone of localization of plastic deformation is the atomically ordered metastable phase Al_3Ti , with the structure $Pm\bar{3}m$.

Keywords: aluminum-titanium composite, plastic deformation waves, intermetallic compounds, metastable Al_3Ti phase.

Citation: Kveglis L.I., Fadeev T.V., Noskov F.M., Leskov M.B., Abylkalykova R.B. Structural-phase transformations in the zones of localization of plastic deformation of Ti-Al composite, J. Sib. Fed. Univ. Eng. technol., 2019, 12(7), 852-860. DOI: 10.17516/1999-494X-0185.

© Siberian Federal University. All rights reserved

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

* Corresponding author E-mail address: yesoono@yandex.ru

Структурно-фазовые превращения в зонах локализации пластической деформации композита Ti-Al

Л.И. Квеглис^а, Т.В. Фадеев^а,
Ф.М. Носков^а, М.Б. Лесков^а, Р.Б. Абылкалыкова^б

^аСибирский федеральный университет

Россия, 660041, Красноярск, пр. Свободный, 79

^бВосточно-Казахстанский государственный университет
им. С. Аманжолова

Республика Казахстан, 070002, Усть-Каменогорск,
ул. 30 Гвардейской дивизии, 34

Исследовано структурно-фазовое состояние в зоне локализации пластической деформации композита титан-алюминий, подвергнутого высокоскоростной ударной нагрузке. Выявлен синусоидальный характер деформации границы слоев композита за полосой сдвиговой деформации, свидетельствующий о локализации волн пластической деформации в зоне концентрации напряжений. Показано, что основной фазой, формирующейся в зоне локализации пластической деформации, является атомноупорядоченная метастабильная фаза Al_3Ti со структурой $Pt3t$.

Ключевые слова: композит алюминий-титан, волны пластической деформации, интерметаллиды, метастабильная фаза Al_3Ti .

Введение

Композитные материалы на основе Ti-Al могут использоваться для изготовления лопаток газовых турбин, пустотелых и ребристых сварных конструкций для авиационной промышленности и др. [1, 2]. Достоинством таких материалов является их малая плотность, обеспечивающая возможность получать в итоге композиты с высоким уровнем удельной прочности.

Система Ti-Al исследована в равновесных условиях достаточно широко. Однако существует ряд вопросов, связанных с фазообразованием в неравновесных условиях, например при пластической деформации.

Цель работы: исследовать структурно-фазовое состояние в зоне локализации пластической деформации композита титан-алюминий, подвергнутого высокоскоростной ударной нагрузке.

Образцы и методы исследования

Образцы композита получены сваркой взрывом многослойного пакета пластин технически чистого титана ВТ 1-0 и алюминия А5 толщиной 0,5 и 1 мм соответственно. Пакет из чередующихся 11 титановых и 12 алюминиевых пластин сваривали взрывом одним зарядом взрывчатого вещества аммонита 6ЖВ по методике, описанной в работе [3].

Полученный композит подвергался воздействию концентрированной ударной нагрузкой в направлении, перпендикулярном плоскостям слоев. В результате в композите обра-

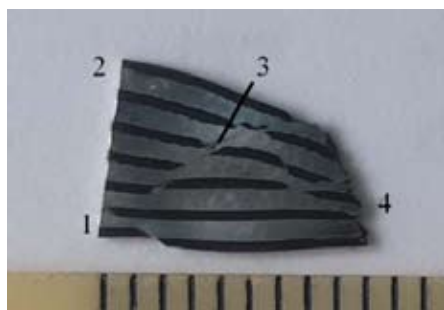


Рис. 1. Изображение темплета, вырезанного из деформированного многослойного образца: 1, 2 – участки, удаленные от зоны разрушения; 3 – линия сдвиговой деформации; 4 – зона разрушения

Fig. 1. Image of a templet cut from a deformed multilayer specimen: 1, 2 – areas remote from the zone of destruction; 3 – the line of shear deformation; 4 – the zone of destruction

зовалось отверстие диаметром 10 мм. На темпете, вырезанном из образца композитного материала Ti-Al после концентрированного ударного воздействия, наблюдается линия сдвиговой деформации, приведшей к относительному смещению слоев титана и алюминия (линия 3 на рис. 1).

Исследовали структуру переходных зон в плоскости поперечного среза (перпендикулярной слоям алюминия и титана) с помощью сканирующих электронных микроскопов с микроанализом ТМ-3000 и JEOL7001F. Фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре фирмы «Bruker» с медным анодом.

По данным [4], в системе алюминий-титан может существовать метастабильная фаза Al_3Ti с симметрией кристаллической решетки $Rm3m$ и атомным упорядочением по типу $AuCu_3$. Параметр кристаллической решетки этой фазы с учетом ее сверхструктурного строения (удвоение параметра) варьируется в пределах 7,82-7,94 Å. Нами с помощью программы Powder cell 2.4 была построена элементарная ячейка указанной фазы с заданной симметрией и смоделирована картина рентгеновской дифракции от данной фазы с параметром решетки 8,08 Å. Основная смоделированная информация об этой фазе, которая использовалась при расшифровке рентгеновских спектров, представлена в табл. 1.

Экспериментальные результаты

На рис. 2 приведены микрофотографии, полученные в сканирующем электронном микроскопе с зоны максимальной концентрации напряжений образца Ti-Al. В этой зоне появилась синусоидальная граница раздела между титаном и алюминием. Отметим, что до деформации в композиционном материале границы раздела были прямолинейными (рис. 2а слева).

Выявленный синусоидальный характер деформации границы слоев композита за полосой сдвиговой деформации свидетельствует о локализации волн пластической деформации в зоне концентрации напряжений [5].

Элементный состав в зоне сдвигового разрушения, снятый с помощью микроанализатора в сканирующем электронном микроскопе, указывает на отсутствие других элементов кроме титана и алюминия. Это свидетельствует об отсутствии влияния посторонних примесей на характер самоорганизации.

Таблица 1. Набор межплоскостных расстояний фазы Al_3Ti ($Pm\bar{3}m$) с параметром $8,08 \text{ \AA}$ Table 1. The set of interplanar distances of the Al_3Ti phase ($Pm\bar{3}m$) with a parameter of 8.08 \AA

Н К L	Угол 2θ , град.	Межплоскостное расстояние, \AA	Относительная интенсивность, %
2 2 0*	31,168	2,86732	2,80
2 2 2	38,419	2,34116	64,07
4 0 0	44,658	2,02750	42,97
4 2 0*	50,272	1,81345	3,45
4 2 2*	55,461	1,65545	2,98
4 4 0	64,999	1,43366	61,26
6 0 0*	69,485	1,35167	0,52
4 4 2*	69,485	1,35167	2,07
6 2 0*	73,842	1,28230	1,87
6 2 2	78,105	1,22263	100,00
4 4 4	82,303	1,17058	31,33
6 4 0*	86,459	1,12465	1,48

Примечание: сверхструктурные рефлексы в первом столбце помечены «*»

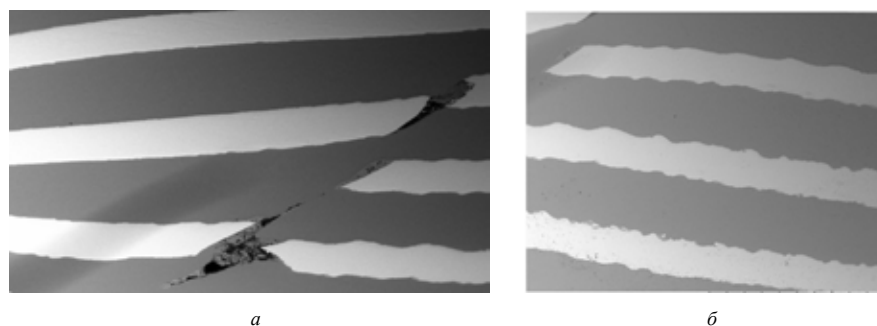


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение композита титан-алюминий: *a* – в зоне полосы сдвиговой деформации; *b* – синусоидальный характер деформации границы слоев композита за полосой сдвиговой деформации

Fig. 2. Electron microscopic image of the titanium-aluminum composite: *a* – in the zone of the shear deformation band; *b* – sinusoidal character of deformation of the boundary of the composite layers behind the shear deformation band

На рис. 3 представлены электронно-микроскопические изображения зоны контакта Ti-Al в электронах и в рентгеновских лучах. Алюминий обозначен зеленым цветом, а титан – красным. Видна область смешивания. Зона перемешивания титана и алюминия составляет от единиц до нескольких десятков микрометров. Завихрения на границе Ti-Al, подобные изображенному на рис. 3, концентрируются в области между зоной разрушения и линией сдвиговой деформации (линиями 3 и 4 на рис. 1).

Рентгенофазовое исследование проводили с разных областей образца, указанных на рис. 1 цифрами 1-4. Картины рентгеновской дифракции показаны на рис. 4. Расшифровка дифракционных спектров представлена в табл. 2.

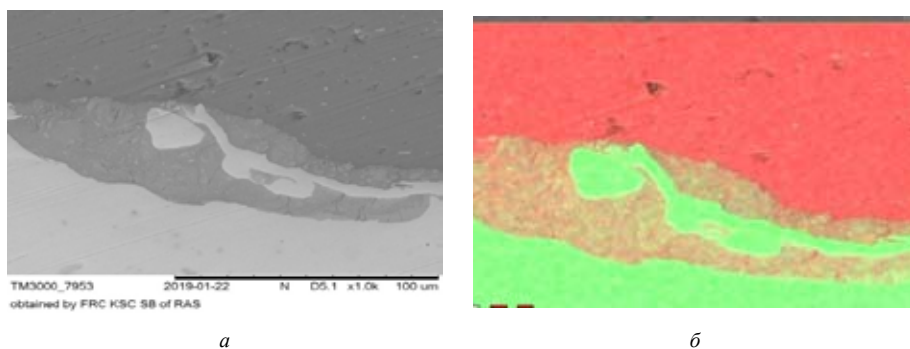


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение Ti-Al: *a* – в электронах; *б* – в рентгеновских лучах
 Fig. 3. Electron microscopic image Ti-Al: *a* – in electrons beam; *б* – in x-rays beam

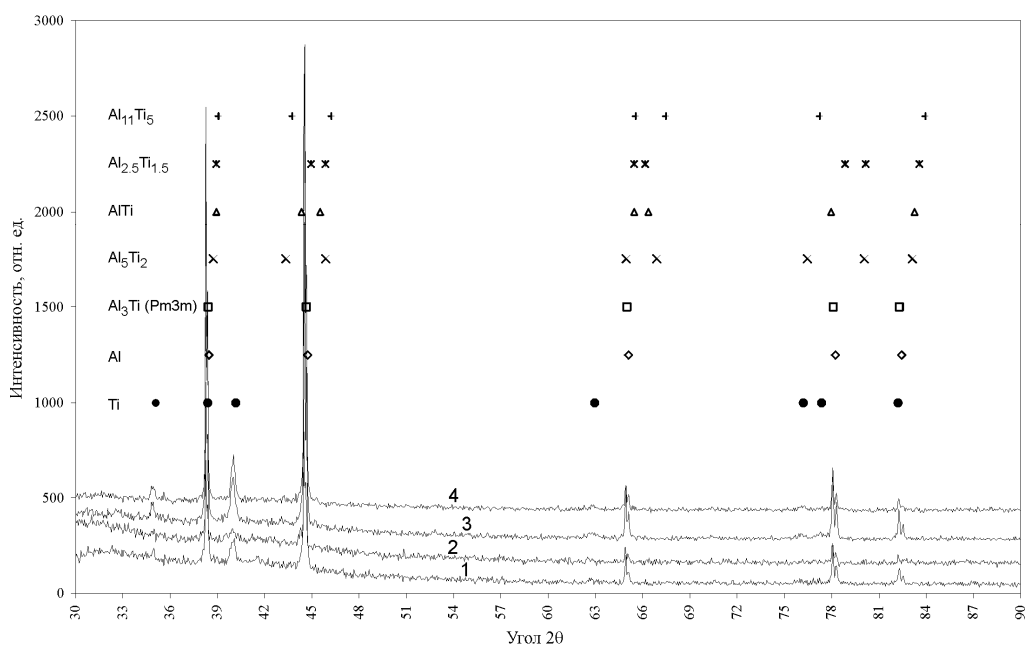


Рис. 4. Совмещенные картины рентгеновской дифракции от различных областей образца (номера дифрактограмм соответствуют областям, подписанным на рис. 1)

Fig. 4. Combined x-ray diffraction patterns from different regions of the sample (the diffractogram numbers correspond to the regions signed in Fig. 1)

Из данных табл. 2 видно, что во всех спектрах выявляется сверхструктурная фаза Al_3Ti ($Pm\bar{3}m$), которая по своему атомно-кристаллическому строению очень близка к чистому алюминию. Однако существуют принципиальные различия, связанные со сверхструктурным атомным упорядочением интерметаллида и соответствующим удвоением параметра кристаллической решетки, рассмотренной в табл. 1. На дифрактограммах хорошо видно расщепление всех рефлексов, отвечающих чистому алюминию, что, очевидно, вызвано формированием фазы Al_3Ti . Наличие этой фазы подтверждается также и присутствием т.н. сверхструктурных рефлексов (например, на угле $2\theta \approx 31^\circ$, сравн. табл. 1 и рис. 4).

Наряду с интерметаллидной фазой Al_3Ti (Pm3m) обнаружены слабые рефлексы следующих фаз: Al_5Ti_2 , AlTi, $Al_{11}Ti_5$, $Al_{2,5}Ti_{1,5}$. Подобная картина с наличием большого количества интерметаллидных неравновесных фаз характерна для композиционных материалов системы алюминий-титан, полученных сваркой взрывом [6]. Такое структурное состояние реализуется за счет небольших атомных смещений в зоне кривизны кристаллической решетки [7].

Картины рентгеновской дифракции также иллюстрируют формирование текстуры с осью зоны [200] алюминия (рис. 4). Под действием пластической деформации изменились интенсивности дифракционных рефлексов.

Обсуждение

Согласно работе [8] соотношение для скачка давления P в зоне контакта различных сред, зависимость между разностью давлений и скоростью массопереноса V представляют собой соотношение, полученное для плоских упругих волн:

$$\Delta P = \rho V c,$$

где ρ – плотность материала; V – скорость взаимодействующих элементов; c – скорость звука в среде.

Сделаем элементарный расчет для титана как упрочнителя композита. Плотность ρ титана 4500 кг/м^3 , скорость концентрированной деформации V 735 м/с , а скорость звука c в титане 4140 м/с . В этих условиях перепад давления ΔP , развивающийся в зоне деформации материала, составляет $13,7 \text{ ГПа}$. Такая нагрузка может развиваться в зонах локализации пластической деформации при ударном воздействии на композиционный материал. Для возникновения волн пластической деформации эта величина вполне допустима [9]. Таким образом, мы непосредственно наблюдаем возбуждение волн пластической деформации в зоне концентрации напряжений как волну, возникающую на границе титан-алюминий.

В зоне концентрации также наблюдается твердофазный синтез с образованием фазы Al_3Ti в структурной модификации Pm3m. Согласно дифракционной картине, в зоне контакта образуются различные интерметаллиды, указанные в табл. 2, имеющие разные кристаллические решетки [4, 10].

Традиционно при образовании интерметаллидных фаз в системе алюминий-титан большое внимание уделяют стабильной фазе Al_3Ti из-за ее уникальных свойств [11, 12]. В нашем

Таблица 2. Расшифровка дифракционных спектров на рис. 4

Table 2. Decoding of diffraction spectra from Fig. 4

Номер спектра	Выявленные фазы
1	Al_3Ti (Pm3m), Al_5Ti_2 , AlTi, $Al_{2,5}Ti_{1,5}$
2	Al_3Ti (Pm3m), Al_5Ti_2 , $Al_{2,5}Ti_{1,5}$, $Al_{11}Ti_5$
3	Al_3Ti (Pm3m), Al_5Ti_2 , AlTi
4	Al_3Ti (Pm3m), Al_5Ti_2 , $Al_{11}Ti_5$

Таблица 3. Характеристики фаз Al₃Ti [4]Table 3. Characteristics of Al₃Ti phases [4]

Фаза	Тип решетки	Средняя молярная теплота образования кДж/моль	Объем элементарной ячейки, Å ³
Стабильная Al ₃ Ti	I4/mmm	39,7	15,929
Метастабильные Al ₃ Ti	Pm3m	37,0	15,737
	I4/mmm	40,0	15,819

эксперименте стабильная фаза Al₃Ti не обнаружена. Для объяснения этого факта обратимся к характеристикам различных фаз Al₃Ti (табл. 3).

По данным табл. 3 видно, что существует три типа фаз Al₃Ti: одна стабильная и две метастабильные. Они отличаются типом кристаллической структуры и атомным объемом, причем фаза со структурой Pm3m обладает наименьшим атомным объемом. Известно [13], что наиболее устойчивой фазой, являющейся продуктом механохимической реакции, будет фаза, у которой наименьший атомный объем.

Второй важный фактор – молярная теплота образования фаз, также представленная в табл. 3.

Разница энергий образования E для стабильной фазы со структурой I4/mmm и метастабильной фазы со структурой Pm3m в зоне перепада давления Δp (перепад давления при ударном воздействии) = 13,7 ГПа определяется изменением объема на одну кристаллическую ячейку $\Delta V = 15,929 - 15,737 = 0,192 \text{ \AA}^3$ (табл. 3). В структурах I4/mmm и Pm3m на одну элементарную ячейку приходится два атома, поэтому при расчете энергии на моль следует умножать на число Авогадро, деленное на два. Таким образом, энергетический выигрыш при образовании метастабильной фазы Al₃Ti в условиях нашего эксперимента составил:

$$E = \Delta p \times \Delta V \times N_A / 2 = 13,7 \times 10^9 \times 0,192 \times 10^{-30} \times 6,022 \times 10^{23} / 2 = 792 \text{ Дж/моль.}$$

Таблица 3 демонстрирует, что в среднем молярная теплота образования стабильной фазы выше на величину порядка 1-2 кДж/моль, чем метастабильной. Эти данные хорошо согласуются с оценочным расчетом, представленным выше.

Таким образом, вероятность образования метастабильной фазы намного выше, чем стабильной фазы Al₃Ti как по структурным, так и по энергетическим соображениям. В результате формируется фаза с большей плотностью и, следовательно, с большей прочностью [14].

Выводы

1. Исследовано структурно-фазовое состояние в зоне локализации пластической деформации композита титан-алюминий, подвергнутого высокоскоростной ударной нагрузке.

2. Выявлен синусоидальный характер деформации границы слоев композита за полосой сдвиговой деформации, свидетельствующий о локализации волн пластической деформации в зоне концентрации напряжений.

3. Основной фазой, формирующейся в зоне локализации пластической деформации, является атомноупорядоченная метастабильная фаза Al_3Ti , со структурой $Rm\bar{3}m$.

Благодарности

Авторы выражают благодарность А.К. Абкаряну (Сибирский федеральный университет, г. Красноярск), И.В. Немцеву (ЦКП КНЦ СО РАН, г. Красноярск), а также студентам К.А. Волкову и Е.А. Бельской (Сибирский федеральный университет, г. Красноярск) за помощь в проведении экспериментов и обсуждении результатов.

Список литературы

[1] Бадамшин И.Х., Кусова О.И. Температурная зависимость модуля упругости интерметаллидов $TiAl$ и Ni_3Al – основных компонентов сплавов лопаток газовых турбин, *Вестник УГАТУ*, 2012, 16, 5(50), 41-43 [Badamshin I.H., Kustova O.I. Temperature dependence of the modulus of elasticity of intermetallides $TiAl$ and Ni_3Al -the main components of alloys of gas turbine blades, *Vestnik UGATU*, 2012, 16, 5(50), 41-43 (In Russ.)]

[2] Пономарев Д.В., Гадалов В.Н., Башурин А.В., Мастихин Е.Ю. Диффузионная сварка слоистых титано-алюминевых панелей, *Вестник ВГТУ*, 2008, 4(10), 40-43 [Ponomarev D.V., Gadalov V.N., Bashurin A.V., Mastikhin E.Yu. Diffusion welding of layered titanium-aluminum panels, *Vestnik VSTU*, 2008, 4(10), 40-43 (In Russ.)]

[3] Mali V.I., Pavliukova D.V., Bataev I.A., Bataev A.A., Smirnov A.A., Yrtsev P.S., Bazarkina V.V. Formation of the intermetallic layers in Ti-Al multilayer composites, *Advanced Materials Research*, 2011, 311-313, 236-239.

[4] Ghosh G., Asta M. First-principles calculation of structural energetics of Al-TM (TM = Ti, Zr, Hf) intermetallics, *Acta Materialia*, 2005, 53, 3225–3252.

[5] Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д. Природа локализации пластической деформации твердых тел, *Журнал технической физики*, 2007, 77(8), 62-69 [Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Moiseenko D.D. Nature of localization of plastic deformation of solids, *Journal of technical physics*, 2007, 77(8), 62-69 (In Russ.)]

[6] Носков Ф.М., Квеглис Л.И., Мали В.И., Лесков М.Б., Захарова Е.В. Исследование неравновесных фаз, образующихся при сварке взрывом титана и алюминия, *Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета им. академика М.Ф. Решетнева*, 2017, 18(1), 205-210 [Noskov F.M., Kveglis L.I., Mali V.I., Leskov M.B., Zakharova E.V. Investigation of nonequilibrium phases formed during explosion welding of titanium and aluminum, *Bulletin of Siberian state aerospace University. Akademika M.F. Reshetneva*, 2017, 18(1), 205-210 (In Russ.)]

[7] Панин В.Е. Фундаментальная роль локальной кривизны кристаллической структуры в нелинейном поведении твердых тел в полях внешних воздействий, *Физическая мезомеханика*, 2013, 16(3), 5-6 [Panin V.E. Fundamental role of local curvature of crystal structure in nonlinear behavior of solids in fields of external influences, *Physical mesomechanics*, 2013, 16(3), 5-6 (In Russ.)]

[8] Кольский Г. *Волны напряжения в твердых телах*. М.: Иностранная литература, 1955. 194 с. [Kolskiy G. *Tension waves in solids*. M., Foreign literature, 1955. 194 p. (In Russ.)]

[9] Лаврентьев М.А., Шабат Б.В. *Проблемы гидродинамики и их математические модели*. М.: Наука, 1973. 416 с. [Lavrentiev M.A., Shabat B.V. *Problems of hydrodynamics and their mathematical models*. M., Science, 1973. 416 p. (In Russ.)]

[10] Wu Z.L., Pope D.P. L₁₂ Al₃Ti-based alloys with Al₂Ti precipitates – I. Structure and stability of the precipitates, *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42, 509-518.

[11] Vecchio K.S. Synthetic multifunctional metallic–intermetallic laminate composites, *JOM*, 2005, 57(3), 25–31.

[12] Bataev I.A., Bataev A.A., Mali V.I., Pavliukova D.V. Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing, *Materials & Design*, 2012, 35, 225-234.

[13] Takacs, L. Mechanochemistry and the Other Branches of Chemistry: Similarities and Differences, *Acta physica polonica A*, 2012, 121, 3, 711–714.

[14] Westbrook J.H., Fleischer R.L. *Structural Application of Intermetallic Compounds*. New York (NY): Wiley, 1994. 991 p.