

Секция 1. Проблемы прочности современных конструкционных материалов

Список литературы

1. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978 – 165 с.
2. Бердыченко А. А. Теоретические основы технологии сварки взрывом в среде защитных газов / А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Межвузовский сборник научных трудов / ВолГТУ, Волгоград– 2002 – с. 134–151.
3. Бердыченко. А. А. Трудности сварки взрывом крупногабаритных листов биметалла с плакирующим слоем из титана и пути их преодоления / А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин // Ползуновский альманах. № 3, 2008. – С. 25–27.
4. Sil'chenko T.Sh. Infringement of collision geometry during explosive cladding of long-sized plates / T.Sh.Sil'chenko, S.V. Kuz'min, V.I. Lysak, and Yu.G. Dolgii //Shok-Assisted Synthesis and Modification of Materials /Edited by A.A. Deribas and Yu.B. Scheck – Moscow. – 2006 – P. 116-117.

МИКРОМЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Н.С. СУРИКОВА¹, Э.В. МАНЖИНА²,

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

MICROMECHANISMS OF DEFORMATION AND FRACTURE IN A LAYERED VT6-BASED MATERIAL UNDER SHOCK LOADING

N.S. SURIKOVA¹, E.V. MANZHINA²,

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS.

² National Research Tomsk Polytechnic University

Annotation. The paper studies the phase composition, microstructure, and mechanisms of plastic deformation and fracture under shock loading in a layered material obtained by pressure welding of VT6 titanium alloy sheets. Under shock loading at 20 and 196 °C, the material is delaminated into sheet piles and this changes their fracture rate. At fracture surfaces, the initial crystal structure experiences structural phase decomposition resulting in dynamic rotations. In crystalline sublayers of the fracture surfaces and delamination, the material is fragmented. The effects are more pronounced at T = -196 °C.

Keywords: layered material, titanium alloy, shock loading at 20 and –196 °C, structural decomposition at fracture surfaces, fragmentation in sublayers.

Введение

Ударная вязкость слоистого материала зависит как от микромеханизмов деформации и разрушения непосредственно пластин титанового сплава, так и от микромеханизмов деформации и разрушения материала в областях твердофазного соединения. Поэтому данная статья является продолжением исследований, начатых в работе [1] и нацелена на изучение структурно-фазовых превращений в зонах разрушений слоистого материала из сплава ВТ6 после ударной деформации и их зависимости от температуры.

Материал и методики эксперимента

Исследования проводили на слоистом материале, полученном в [1] сваркой под давлением тринадцати листовых заготовок сплава ВТ6 промышленного проката с размерами 220x 105x 0.8 мм при температуре 750 °С. До сборки в пакет поверхности соединяемых листовых заготовок механически полировали на войлочном круге с использованием пасты ГОИ до шероховатости $R_a = 0.4$ мкм, затем промывали в химически чистом ацетоне. Заготовки укладывали в пакет, так чтобы угол между направлениями прокатки в соседних листах составлял 90°. Нагрев, выдержку под давлением и охлаждение пакета осуществляли в вакууме $2 \cdot 10^{-3}$ Па.

На ударный изгиб испытывали слоистые образцы стандартных размеров 10x 10x 15 мм по ГОСТ 9454-78. Геометрия нагружения образцов соответствовала образцам с «тормозящим» трещину расположением поверхностей раздела слоев. Величина пористости в зоне твердофазного соединения L_p была большой и составляла 0.32.

Испытания на ударный изгиб проводили при комнатной температуре и температуре жидкого азота на маятниковом копре Tinius Olsen IT542M с записью диаграммы ударного нагружения в координатах «усилие - перемещение» [1]. Внешний вид образцов, разрушенных в результате ударного изгиба, приведен на рисунок 1.

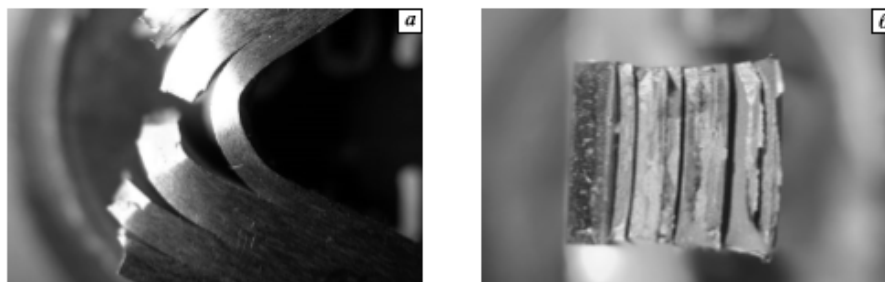


Рисунок 1 – Внешний вид слоистых образцов из сплава ВТ6 с относительной протяженностью пор 0.32, деформированных ударным нагружением при 20⁰ С (а) и –196⁰ С (б)

Исследование микроструктуры и фазового состава сплава выполняли на электронном просвечивающем микроскопе JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ и рентгеновской установке ДРОН-7.

Фольги для электронной микроскопии готовили методом струйной полировки на модифицированном приборе ПТФ. Использовали охлажденный электролит состава 95 % CH_3COOH + 15 % HClO_4 при напряжении на электродах 75 В. Микромеханизмы разрушения исследовали на сканирующем растровом микроскопе Philips SEM 515. В работе с помощью оптического интерферометра белого света New View 6300 по профилю поверхности излома непосредственно под надрезом количественно оценивали величину шероховатости изломов. Рассчитывали универсальную наиболее часто используемую характеристику шероховатости R_a по формуле

$$R_a = 1/l \int_0^l |y(x)| dx \quad (1)$$

где $y(x)$ — функция, описывающая профиль рельефа на базовой длине

Результаты исследования и их обсуждение

Электронно-микроскопические исследования тонких фольг показали (рисунок 2), что микроструктура листов сплава ВТ6 после сварки пакета состоит в основном из зерен α -фазы глобулярной формы со средним размером $\sim 3,5$ мкм, окружен-

ных межкристаллитными прослойками β -фазы. На рисунке 2 *в* в темнопольном изображении, полученном в рефлексе 110_{β} , показаны межкристаллитные прослойки β -фазы в зернах А и С. В редких случаях более тонкие прослойки β -фазы присутствовали внутри зерен α -фазы. Содержание остаточной нестабильной β -фазы в сплаве после сварки пакета составляло примерно 7 % от общего объема материала. В отдельных зернах α -фазы (рисунке 2 *г*) наблюдалась достаточно высокая плотность дислокаций $\rho \sim 1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что может свидетельствовать о протекании высокотемпературной пластической деформации в благоприятно ориентированных относительно внешне приложенного напряжения зернах при сварке пакета. На контурах экстинкции видна рябь (области предвыделения), а иногда мелкие частички выделившейся фазы Ti_3Al (α_2 -фазы), что свидетельствует о спинодальном распаде однородного твердого раствора зерен α -фазы [2, 3].

Для изучения влияния ударного нагружения на структуру и разрушение слоистого титанового материала из деформированных образцов вырезали фольги двух типов: параллельно поверхности разрушения и параллельно поверхности твердофазного соединения в зоне расслоения листовых заготовок (см. рисунок 1).

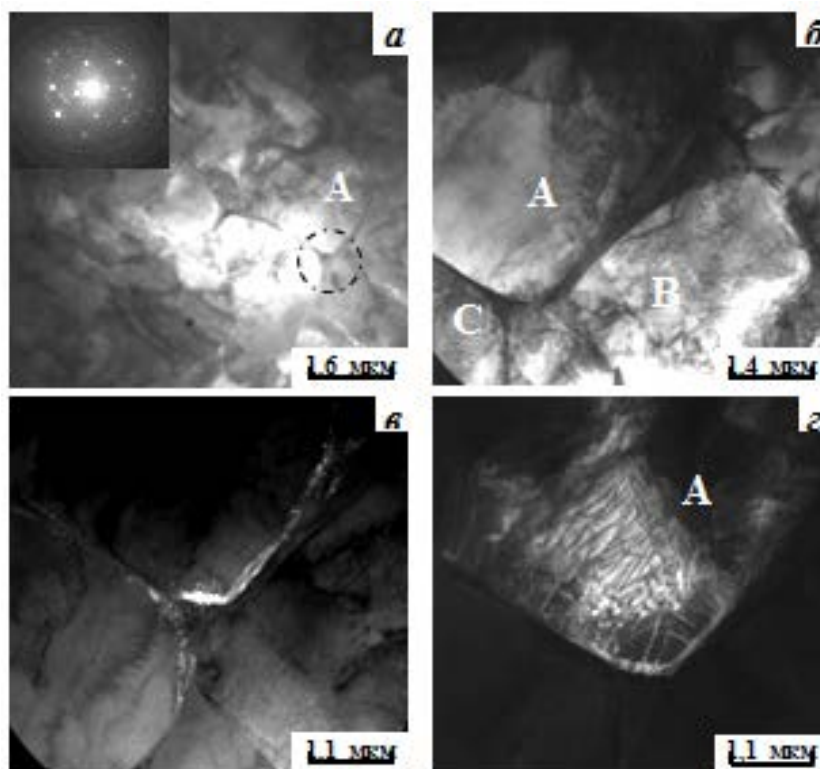


Рисунок 2 – Структура листовой заготовки титанового сплава после сварки, продольное сечение. *а*, *б* – светлопольные изображения, буквами А, В, С обозначены отдельные зерна, дифракция со стыка трех зерен (область очерченная пунктирным кругом); *в* – темнопольное изображение в рефлексе типа 110_{β} фазы Ti , светятся области β -фазы; *г* – темнопольное изображение в рефлексе типа 100_{α} фазы

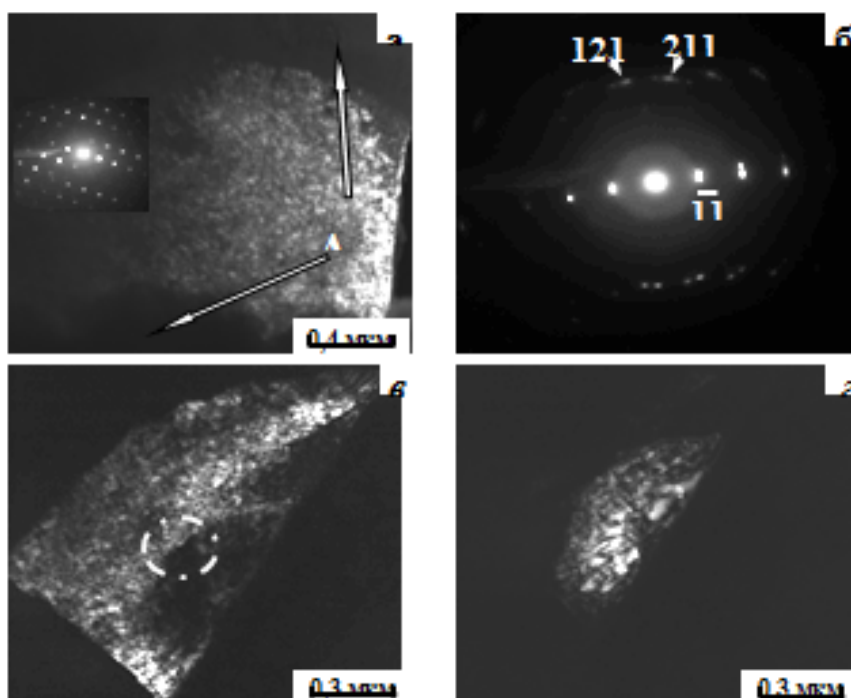


Рисунок 3 – *а* – Деформационная структура в пластине титанового сплава под поверхностью расслоя, темнопольное изображение. Буквой А обозначены границы окисной пленки; *б* – микродифракция к рис. *в* и *г*, с участка, очерченного белой окружностью, наблюдаются две зоны [11-3] α -фазы; *в*, *г* – темнопольные изображения в рефлексах $1\bar{1}0$ от разных субзерен.

Из рисунка 1 видно, что вязкость образца, деформированного при комнатной температуре ($KCU \sim 3.2$ МДж/м²), намного больше, чем вязкость образца, деформированного при температуре -196 °С ($KCU \sim 2.09$ МДж/м²). Поскольку при низкотемпературном ударе образец, состоящий из тринадцати листов, расслаивается на пять более мелких пакетов, а при 20 °С — только на три. При этом четыре мелких пакета листов при -196 °С испытывают разрушение по схеме нормального отрыва, один пакет разрушается вязко. При 20 °С разрушение по схеме нормального отрыва происходит только в двух мелких пакетах, третий мелкий пакет деформируется пластически сильным изгибом без разрушения.

При электронно-микроскопическом исследовании зоны твердофазного соединения в листах, расслоившихся после удара при $T = 20$ °С, оказалось, что на поверхностях листов титанового сплава присутствует слой окисной пленки, которая имеет периодические просветы, очевидно, в местах пор, существовавших на поверхности соединения (рисунок 3). Материал листа под порой (светящаяся область на рисунок 3, *а*) имеет высокую скалярную плотность дислокаций $\rho \sim (1 \text{ } ^2) \cdot 10^{12}$ см⁻² и малоугловую субструктуру, разориентированную на углы до 5° (рисунок 3, *б-г*). Такая высокая плотность дислокаций обусловлена, вероятно, как дислокациями, осуществляющими пластическую деформацию внутри листовых заготовок при ударном изгибе и накопившимися в приграничной зоне, так и дислокациями несоответствия на межфазной границе «окисная пленка - лист титанового сплава». Ди-

фракционных картин, характерных для частиц фазы Ti_3Al (α_2 -фазы), здесь не наблюдалось.

Для анализа окисных слоев, образующихся на поверхностях листовых заготовок при сварке, с торцевой поверхности недеформированного слоистого образца, была снята рентгенограмма, приведенная на рисунке 4.

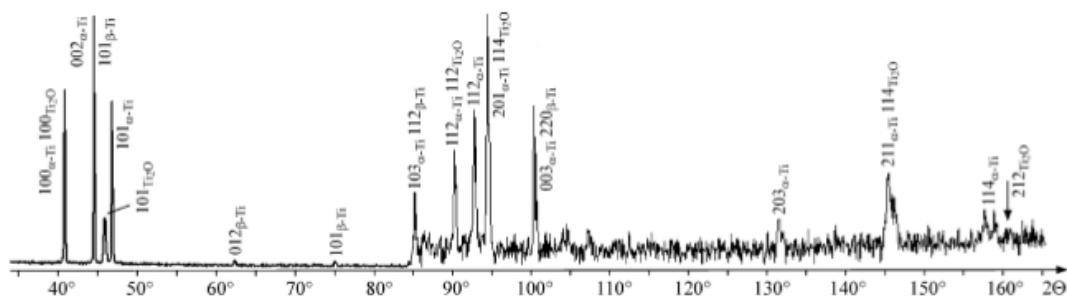


Рисунок 4 – Рентгенограмма с поперечного сечения слоистого образца из сплава ВТ6 до деформации ударным изгибом

Видно, что кроме максимумов, близких к отражениям ГПУ α -фазы титана с параметрами решетки $a=2,92 \text{ \AA}$ и $c=4,67 \text{ \AA}$ и ОЦК β -фазы титана с параметром $a=3,307 \text{ \AA}$, присутствуют отражения от окисной ГПУ фазы Ti_2O с параметрами, близкими к $a=2,959 \text{ \AA}$ и $c=4,845 \text{ \AA}$. Образование окисла Ti_2O обусловлено, очевидно, присутствием α -стабилизаторов в сплаве титана [2] и давления, приложенного при сварке пакета. Соотношение интенсивностей рентгеновских пиков обеих фаз не совпадают с табличными, очевидно, из-за наличия текстуры в листовых заготовках сплава ВТ6.

Рентгенограмма, полученная с поверхности расслоения листовых заготовок после ударной деформации (поверхность твердофазного соединения), показала наличие только максимумов, близких к отражениям α - и β -фаз. Однако при программном анализе рентгенограммы было установлено, что некоторые максимумы широкие и «стремятся разделиться на части». Поэтому авторы сделали предположение, что на отдельные максимумы α -фазы накладываются максимумы от окисной пленки TiO_2 (рутил), богатой кислородом, которая имеет тетрагональную решетку с параметрами $a=4,58 \text{ \AA}$ и $c=2,95 \text{ \AA}$ [4]. Ряд межплоскостных расстояний в кристаллической решетке α -фазы титанового сплава имеют значения близкие к межплоскостным расстояниям окисла TiO_2 .

Анализируя приведенные результаты, можно сделать вывод, что в процессе сварки пакета на поверхности листовых заготовок из сплава ВТ6 формируются окисные пленки. Непосредственно к поверхности листов примыкает оксидный слой Ti_2O , а далее следует тонкий окисный слой богатый кислородом TiO_2 . Разделение материала на слои при ударном нагружении происходит, фактически, в результате разрушения хрупких оксидных слоев, сформировавшихся на поверхности твердофазного соединения. Отсутствие интерметаллидных частиц Ti_3Al вблизи поверхности раздела листов, очевидно связано с тем, что титан расходуется на образование оксидных фаз.

Деформационную структуру листовых заготовок сплава ВТ6 после разрушения при ударном изгибе слоистых образцов исследовали на фольгах, вырезанных параллельно поверхностям разрушения листов в зонах предразрушения. На рисунке

5 показан пример структуры в зоне предразрушения слоистого материала при комнатной температуре.

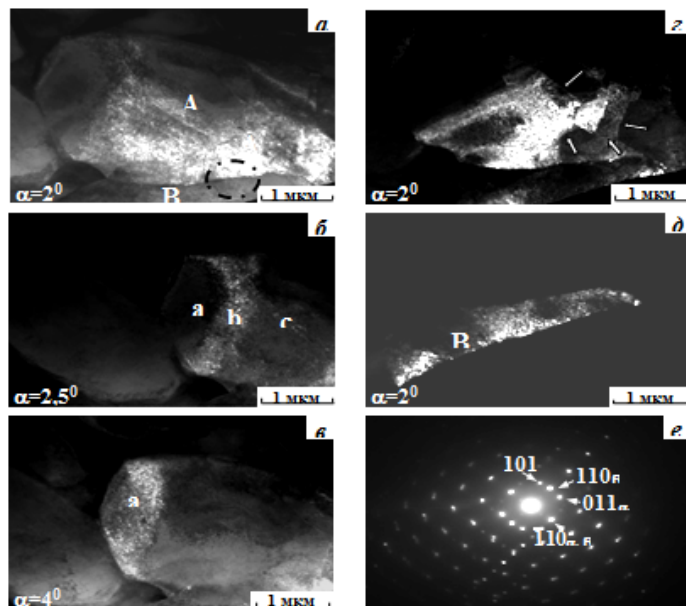


Рисунок 5 – Деформационная структура в зоне разрушения слоистого материала из титанового сплава ВТ6 после ударного изгиба при $T=20^0$ С. Темнопольные изображения в отражениях 101 α -фазы (а, б, в), 011 α -фазы (г) и 110 β -фазы (д) при разных углах α наклона фольги в гониометре электронного микроскопа. На микродифракции (е), полученной от очерченной области (рис. а), две зоны находятся в отражающем положении: $[11\bar{1}]_{\alpha}$ зона α -фазы и $[001]_{\beta}$ зона β -фазы титана

На темнопольном изображении в отражении $101_{\alpha-Ti}$ видно, что внутри зерна α -фазы (А) наблюдается высокая плотность дислокаций $\rho \sim 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рисунке 5 б, в), непрерывные (рисунке 5 б, в) и дискретные (рисунке 5 г) разориентировки кристаллографических плоскостей. Малоугловые субграницы с углом разориентации до $\sim 1^0$ градуса хорошо выявляются в рефлексе $011_{\alpha-Ti}$ на рисунке 5 г (указаны белыми стрелками). В межкристаллитных прослойках β -фазы (область В на рисунке 5 д) также наблюдается дислокационное скольжение, хотя прочностные характеристики β -фазы выше (700-1200 МПа), чем α -фазы (560-700 МПа) [3]. Очевидно, деформация в α -зерне приводит к тому, что большое количество дислокаций скапливается на межфазной α/β границе, увеличивая уровень внутренних локальных напряжений в этой зоне. Когда уровень суммарных напряжений (внешних и внутренних) превысит уровень критических напряжений для дислокационного скольжения в решетке β -фазы, начинается пластическая деформация межкристаллитных прослоек.

Это подтверждается анализом поведения контура экстинкции. На рисунке б показаны темнопольные изображения зерна α -фазы в рефлексе $1\bar{1}1_{\alpha}$ при разных углах наклона гониометра, можно различить также межкристаллитную прослойку β -фазы. В области, очерченной белой окружностью, контур, соответствующий от-

ражающим плоскостям $(1\bar{1}1)$ α -фазы, сохраняет свое положение при наклоне фольги в интервале углов $16 \div 20,54^\circ$.

На всех изображениях (рисунок 5 и 6) вблизи контуров экстинкции можно видеть мелкие частицы α_2 -фазы размером до ~ 20 нм, которые свидетельствуют о распаде α -твердого раствора при комнатной температуре деформации.

Деформация слоистого материала при температуре -196°C отличается тем, что низкая температура и деформация ударным изгибом инициирует фазовое $\beta \rightarrow \alpha$ превращение и усиливает распад α -фазы в листах сплава ВТ6. Об этом свидетельствует отсутствие межкристаллитных прослоек β -фазы вокруг α -зерен и увеличение размера частиц фазы Ti_3Al (в отдельных областях материала они достигали размера $\sim 50\text{-}150$ нм). Субзеренная структура характеризовалась большими (до $\sim 5^\circ$) углами разориентации, чем субструктура, формирующаяся в процессе деформации при комнатной температуре.

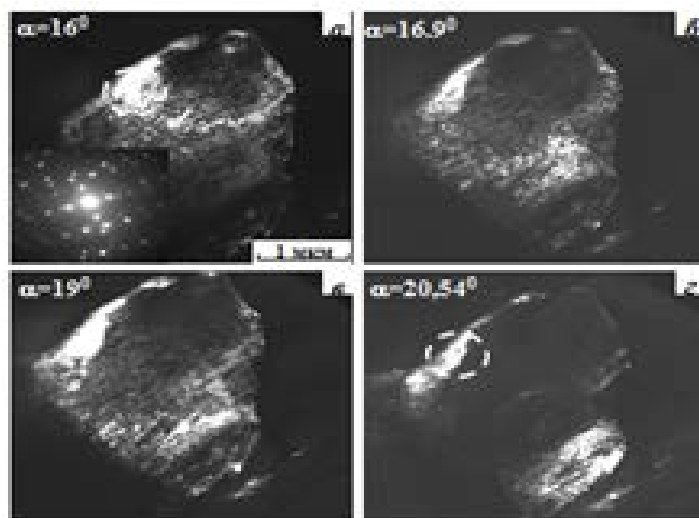


Рисунок 6 – Темнопольное изображение зерна в рефлексе 1-11 α -фазы при разных углах наклона фольги в гониометре, на дифракции присутствуют несколько зон рефлексов от двух соседних α -зерен: $[141]\alpha$ -фазы и $[231]\alpha$ -фазы

В темном поле в рефлексе от частиц α_2 -фазы при разных углах наклона фольги можно видеть, что соседние области в α -зерне разориентированы на углы $\sim 2,5^\circ$.

Это свидетельствует о том, что в условиях низкой подвижности дислокаций при криогенной температуре и высокой скорости деформации значительный вклад в пластическую деформацию связан с фрагментацией кристаллической структуры. Это хорошо согласуется с известными литературными данными, что в условиях больших пластических деформаций фрагментация материала является основным механизмом пластической деформации ОЦК- и ГЦК-металлов [5, 6].

Непосредственно в зонах разрушения листов ВТ6 при температуре -196°C наблюдаются разные структурно-фазовые состояния: усиливается распад α -твердого раствора с выделением частиц Ti_3Al , формируются мартенситные α' и α'' -фазы, появляются пластинчатые выделения интерметаллидной фазы TiAl_3 , имеющей тетрагональную гранецентрированную решетку [7]. Пространственно-ориентированные выделения частиц Ti_3Al TiAl_3 могут быть связаны с распадом α -

твёрдого раствора в полосах адиабатического сдвига, которые обычно развиваются при ударном нагружении [8].

Заключение

Слоистый материал представляет собой многоуровневую иерархически организованную систему, в которой, кроме кристаллической 3D подсистемы пластин сплава ВТ6, важную роль играет планарная 2D подсистема, состоящая из поверхностей твердофазного соединения. Именно планарная подсистема контролирует микромеханизмы деформации и разрушения слоистого материала.

Влияние «гормозящего» трещину расположения поверхностей раздела слоев зависит от температуры деформации. При $T_{\text{def}} = 20$ °С многослойный образец расслаивается на три мелких пакета, при этом один из них деформируется только пластически без разрушения. При $T_{\text{def}} = 196$ °С образец расслаивается на пять мелких пакетов, которые все последовательно разрушаются. Это определяет более высокую жесткость напряженного состояния при разрушении, низкий коэффициент торможения трещины и, соответственно, более низкую ударную вязкость многослойных образцов при $T_{\text{def}} = 196$ °С.

В кристаллических подслоях поверхностей разрушения и расслоения происходит фрагментация материала с дискретной разориентацией мезофрагментов. Возникают пространственно-ориентированные выделения микрочастиц Ti_3Al и $TiAl_3$, которые связываются со структурно-фазовым распадом сплава ВТ6 в полосах адиабатического сдвига.

Список литературы

1. Саркеева А.А., Круглов А.А., Бородин Е.М. и др. Поведение при ударном нагружении слоистого материала из титанового сплава. //Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15. – № 5. – С. 51-57.
2. Цвиккер У. Титан и его сплавы. Пер. с немецкого. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.
3. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов. Пер. с английского. – М.: Металлургия, 1988. – 223 с.
4. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. – М.: Изд-во физико-математической литературы, 1961. – 863 с.
5. Коротяев А.Д., Тюменцев А.Н., Суховаров В.Ф. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. – М.: Наука, 1989. – 208 с У.Д. Каллистер ,Д.Дж. Ретвич Материаловедение: От технологии к применению (металлы, керамика, полимеры) – Спб.: Научные основы и технологии, 2011. – 896 с.
6. Быков В.А., Лихачев В.А., Никонов Ю.А., Сербина Л.Л., Шибалова Л.И. Фрагментирование и динамическая рекристаллизация в меди при больших и очень больших деформациях // ФММ. – 1987. – Т. 45 – №1. – С. 163–169.
7. Рыбин В. В. большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 19Х6. 224 с.