

ISSN 1561-8323 (Print)
ISSN 2524-2431 (Online)

ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ
TECHNICAL SCIENCES

УДК 621.983.044
<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2024-68-5-413-420>

Поступило в редакцию 16.09.2024
Received 16.09.2024

А. И. Покровский¹, Б. Б. Хина¹, Йонг Сю², Ши-Хонг Жанг², Баоченг Янг²

¹Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

²Институт исследования металлов Китайской академии наук,
Шеньян, Китайская Народная Республика

**ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ СКОРОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ
НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ
ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V**

(Представлено академиком А. П. Ласковнёвым)

Аннотация. Исследовано механическое поведение и структурообразование листовых образцов титанового сплава Ti-6Al-4V. Сравнивали медленную (квазистатическую) деформацию со скоростью $\dot{\epsilon} = 0,001, 0,01, 0,1$ и 1 c^{-1} и быструю (динамическую) деформацию по методу Хопкинсона с $\dot{\epsilon} = 1290, 2066, 3567$ и 3828 c^{-1} . Определены особенности механизма структурообразования сплава Ti-6Al-4V при высокоскоростной деформации ($\approx 3800 \text{ c}^{-1}$), заключающиеся в том, что наряду со скольжением дислокаций развивается двойникование, изменяются характеристики текстуры, присутствующей в исходном листовом материале, происходит пластическая деформация как по всему объему зерен α -фазы, так и зерен β -фазы (в то время как в квазистатическом режиме происходит в основном пластическая деформация зерен α -фазы), формируются дислокационные скопления и ячейки внутри зерен, что свидетельствует об интенсивном взаимодействии дислокаций. Установленные механизмы приводят к существенному повышению технологической пластичности титанового сплава при гидроударной штамповке по сравнению с квазистатической деформацией.

Ключевые слова: структура, текстура, дислокации, титановый сплав Ti-6Al-4V, скорость деформации, гидроударная штамповка

Для цитирования. Влияние больших скоростей деформации на механическое поведение и структурообразование титанового сплава Ti-6Al-4V / А. И. Покровский [и др.] // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2024. – Т. 68, № 5. – С. 413–420. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2024-68-5-413-420>

Artur I. Pokrovsky¹, Boris B. Khina¹, Yong Xu², Shi-Hong Zhang², Baocheng Yang²

¹Physical-technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

²Institute of Metals Research of the Chinese Academy of Sciences, Shenyang, People's Republic of China

**EFFECT OF HIGH STRAIN RATES ON THE MECHANICAL BEHAVIOR AND STRUCTURE
FORMATION OF THE TITANIUM ALLOY Ti-6Al-4V**

(Communicated by Academician Alexander P. Laskovnev)

Abstract. The mechanical behavior and structure formation of sheet specimens of the titanium alloy Ti-6Al-4V is studied. Low strain rate (quasi-static) deformation at $\dot{\epsilon} = 0.001, 0.01, 0.1$ and 1 s^{-1} is compared with fast (dynamic) deformation performed using the Hopkinson method with $\dot{\epsilon} = 1290, 2066, 3567$, and 3828 s^{-1} . The features of the structure formation mechanism of the titanium alloy Ti-6Al-4V under high-strain-rate ($\approx 3800 \text{ s}^{-1}$) deformation have been determined, namely that along with the dislocation glide, the twinning develops, the characteristics of texture present in the original sheet material undergo changes, plastic deformation occurs throughout the entire volume of the α -phase and β -phase grains (while in the quasi-static mode, mainly plastic deformation of the α -phase grains takes place), dislocation pile-ups and cells inside the grains are formed, which points to intensive interaction of dislocations. The established mechanisms lead to a substantial increase in technological plasticity of the titanium alloy during impact hydroforming as compared to quasi-static deformation.

Keywords: structure, texture, dislocations, titanium alloy Ti–6Al–4V, strain rate, impact hydroforming

For citation. Pokrovsky A. I., Khina B. B., Yong Xu, Shihong Zhang, Baocheng Yang. Effect of high strain rates on the mechanical behavior and structure formation of the titanium alloy Ti–6Al–4V. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2024, vol. 68, no. 5, pp. 413–420 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2024-68-5-413-420>

Введение. Одной из актуальных проблем в области материаловедения и технологий обработки металлов давлением является анализ влияния скорости пластической деформации $\dot{\epsilon} = d\epsilon / dt$, где ϵ – степень деформации, на структурообразование металлов и сплавов. Эта проблема тесно связана с повышением технологической пластичности листовых материалов, особенно современных высокопрочных и труднодеформируемых сплавов. При традиционном прессовании на гидравлических и механических прессах имеет место медленная (квазистатическая) деформация, когда $\dot{\epsilon}$ не превышает $0,1\text{--}1\text{ с}^{-1}$. При высокоскоростной импульсной (динамической) деформации, которая реализуется в условиях гидроударной штамповки (ГУШ), разработанной в ФТИ НАН Беларуси с использованием промежуточных сред (станочная эмульсия или полиуретан) [1; 2], значение $\dot{\epsilon}$ составляет $\sim 10^3\text{ с}^{-1}$. В литературе показано, что при динамической деформации изменяется механическое поведение металлов, т. е. кривые «напряжение–деформация» [3]. При этом возможно существенное изменение механизмов деформации и структурообразования, например, протекание динамического возврата, появление двойникования и другие необычные явления в материалах, где при медленной деформации имеет место только скольжение дислокаций [1].

Из вышеизложенного вытекает цель данной работы: выполнить сравнительные исследования механического поведения, эволюции микроструктуры, дислокационного ансамбля и механизмов структурообразования при переходе от медленной к высокоскоростной деформации на примере гидроударной штамповки титанового сплава Ti–6Al–4V (TC4). Это позволит определить причины экспериментально наблюдаемого повышения технологической пластичности металлов при ГУШ.

Материалы и методы исследования. Химический состав титанового сплава следующий (мас. %): основа – титан, 5,99 Al, 4,04 V, 0,09 Fe, 0,024 C, 0,016 N, 0,0073 H, 0,14 O. Этот сплав марки Ti–6Al–4V по ISO 24034:2010 (в Китае маркируется как TC4) относится к группе конструктивных высокопрочных деформируемых сплавов и имеет двухфазную ($\alpha + \beta$)-структуру, где высокотемпературная β -фаза титана стабилизирована за счет легирования алюминием и ванадием. Его полным аналогом является сплав ВТ6с по ГОСТ 19807–91, широко применяемый в аэрокосмической промышленности.

Структуру и деформационное поведение сплава изучали в состоянии поставки без дополнительной термообработки. Исследование механического поведения сплава, т. е. получение зависимостей «напряжение–деформация», выполняли на разрывной машине (медленная деформация растяжения при $\dot{\epsilon} = 0,001, 0,01, 0,1$ и 1 с^{-1}) и по методу Хопкинсона, описанному в [1] (динамическая деформация при $\dot{\epsilon} = 1290, 2066, 3567$ и 3828 с^{-1}).

Для структурных исследований использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) Inspect F50 фирмы FEI Europe B.V. PO., Нидерланды, с приставкой для анализа дифракции обратно рассеянных электронов (Electron BackScatter Diffraction – EBSD) фирмы Oxford Instruments. Микроскоп обладает следующим разрешением во вторичных электронах: 1 нм при ускоряющем напряжении 15 кВ, 1,7 нм при 1 кВ, 4,0 нм при 100 кВ. Метод EBSD позволяет исследовать текстуру металлического материала, определить распределение средней разориентации зерен и визуализировать скопления дислокаций у границ или внутри зерен [4]. Для анализа дислокационной структуры использовали просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) Tecnai G2 F20 той же фирмы.

Результаты и их обсуждение. Влияние скорости нагружения на механическое поведение сплава Ti–6Al–4V. На рис. 1 представлены кривые «напряжение–деформация» для разных значений $\dot{\epsilon}$ в квазистатическом (рис. 1, а) и динамическом (рис. 1, б) режимах [5].

Как видно из рис. 1, а в области медленных скоростей деформации имеется незначительное различие в степени деформационного упрочнения (всего на несколько процентов). При динамической

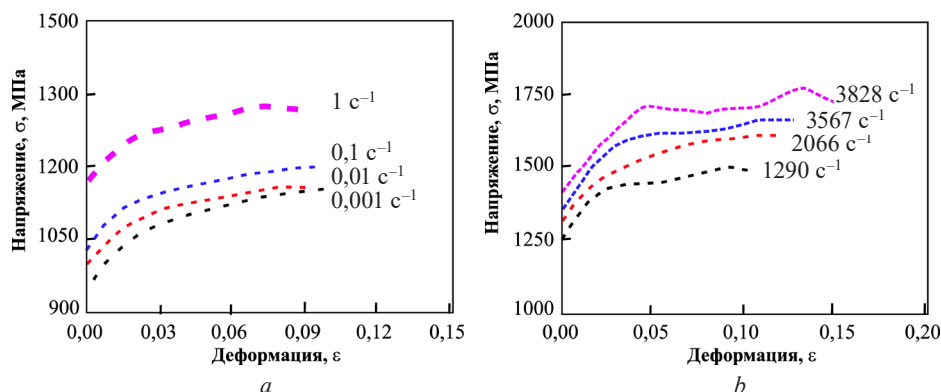


Рис. 1. Кривые «напряжение–деформация» для титанового сплава Ti–6Al–4V: $a - \dot{\epsilon} = 0,001, 0,01, 0,1$ и 1 с^{-1} (квазистатические испытания); $b - \dot{\epsilon} = 1290, 2066, 3567$ и 3828 с^{-1} (динамические испытания)

Fig. 1. Stress-strain curves for titanium alloy Ti–6Al–4V: $a - \dot{\epsilon} = 0,001, 0,01, 0,1$ and 1 s^{-1} (quasi-static tests); $b - \dot{\epsilon} = 1290, 2066, 3567$ and 3828 s^{-1} (dynamic tests)

деформации наблюдается рост как прочностных, так и пластических характеристик – соответственно в 1,47 и 1,67 раза по сравнению со скоростью деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$ (рис. 1, *b*).

Испытания на формуемость при медленной и быстрой деформации осуществляли, используя пробу Эриксона [6; 7]: заготовка, прижатая к наружной поверхности матрицы, выдавливается пуансоном с шарообразным наконечником до образования первой трещины. Отношение глубины лунки h к исходному диаметру заготовки d является мерой технологической пластичности (т. е. штампуемости). Установлено, что с увеличением скорости деформирования имеет место существенное повышение штампуемости титанового сплава Ti–6Al–4V: при гидроударном нагружении величина h/d увеличивается примерно в 1,89 раза по сравнению с квазистатической деформацией [8].

Микроструктурные исследования причин повышения пластичности титанового сплава при динамическом нагружении. По данным РФА, сплав состоит из α - и β -фаз в следующем количественном соотношении в исходном состоянии: 82,7 % α и 17,3 % β . Более мелкие зерна размером 2–3 мкм, часто неправильной формы, представляют собой β -фазу. Они располагаются преимущественно по границам (и иногда внутри) более крупных (3–5 мкм) зерен α -фазы. Деформационно-индуцированных фазовых превращений не обнаружено.

На рис. 2 приведены микроструктуры титанового сплава, полученные методом СЭМ с EBSD, для малой скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$ (рис. 2, *a*) и для деформации в динамическом режиме при $\dot{\epsilon} = 3828 \text{ с}^{-1}$ (рис. 2, *b*), также распределение средней разориентации ядер зерен (Kernel Average Misorientation – KAM) в исходном листе титанового сплава (рис. 2, *c*) и после деформации в двух указанных режимах (рис. 2, *d, e*).

По данным EBSD, при малой скорости деформации в листовом материале, как и в исходном образце, имеется текстура в базисной кристаллографической плоскости $(0\ 0\ 0\ 1)$ ГПУ-решетки, и при медленной деформации она незначительно уменьшается. При высокой скорости деформации текстура в базисной плоскости несколько увеличивается и при этом также формируется текстура в призматической плоскости $(0\ 1\ \bar{1}\ 0)$. Это свидетельствует о несколько более однородной деформации заготовки в трехмерном пространстве, что является одной из возможных причин повышения технологической пластичности титанового сплава.

На рис. 2, *c–e* различная ориентация ядер зерен выделена разным цветом: желтым, синим, голубым. Видно, что в исходном сплаве (рис. 2, *c*) и при малой скорости деформации (рис. 2, *d*) средняя разориентация ядер меньше, чем после динамической деформации (рис. 2, *e*).

При исследовании методом EBSD выявлено также распределение скоплений дислокаций внутри зерен разных фаз титанового сплава (рис. 3).

Видно, что в исходном сплаве в состоянии поставки, т. е. после прокатки, в отдельных зернах α -фазы присутствуют скопления дислокаций у границ зерен (рис. 3, *a*), в то время как в зернах β -фазы они не наблюдаются (рис. 3, *d*). После медленной (квазистатической) деформации такие

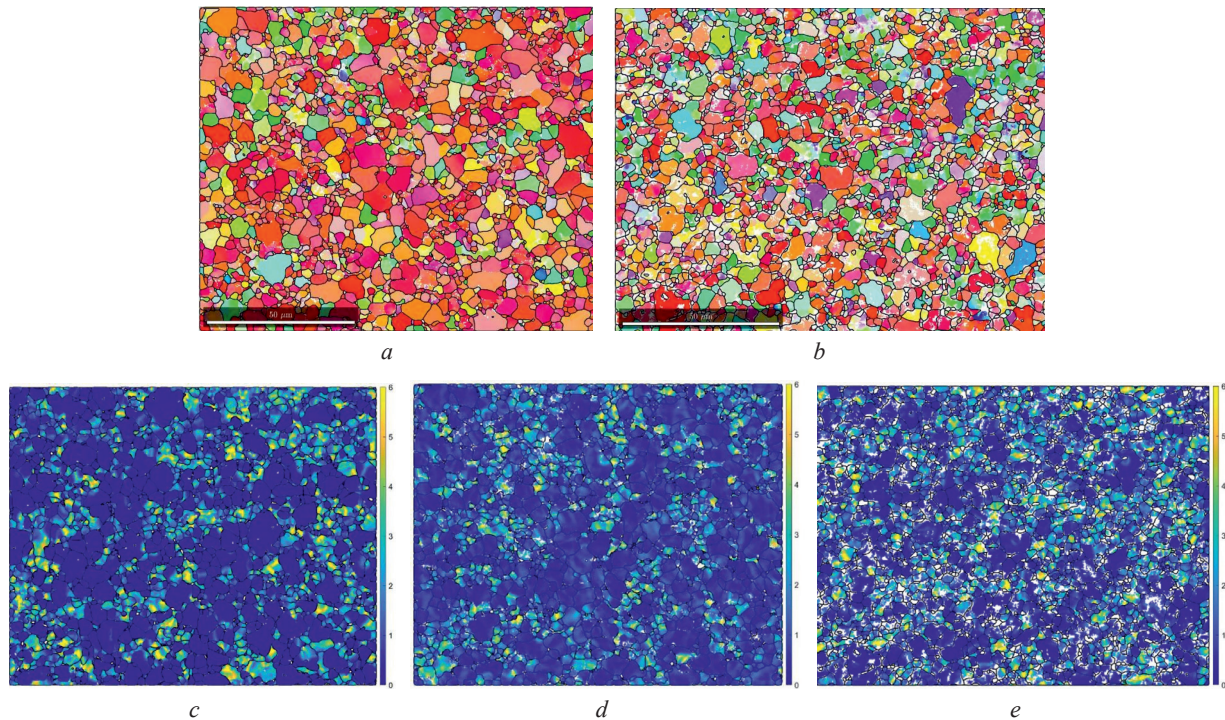


Рис. 2. Микроструктуры деформированного титанового сплава по данным СЭМ с EBSD и распределение средней разориентации ядер зерен (Kernel Average Misorientation – KAM): *a* – после квазистатической деформации; *b* – после динамической деформации; *c* – KAM в исходном листе; *d* – KAM после квазистатической деформации; *e* – KAM после динамической деформации

Fig. 2. Microstructure of deformed titanium alloy according to SEM with EBSD and kernel average misorientation (KAM): *a* – after quasi-static deformation; *b* – after dynamic deformation; *c* – KAM in initial sheet; *d* – KAM after quasi-static deformation; *e* – KAM after dynamic deformation

скопления дислокаций у границ наблюдаются в большом числе зерен α -фазы, а их форма и размеры меняются (рис. 3, *b*). В то же время в зернах β -фазы скопления дислокаций не выявлены, их форма почти не меняется, а размеры в плоскости шлифа уменьшаются (рис. 3, *e*) по сравнению с исходным состоянием (рис. 3, *d*). Такой характер деформации зерен α -фазы может быть объяснен с использованием механизма Коттрелла, описывающего эстафетную передачу деформации от одного зерна к другому в поликристаллах [9], и отдельных положений теории Мейерса–Эшворта [10]. Поскольку высокоугловые границы зерен в общем случае являются непреодолимыми препятствиями для дислокаций, при начале пластической деформации дислокации, скользящие в одном зерне, скапливаются у границы с соседним. Возникающие поля внутренних напряжений приводят к торможению работы источников Франка–Рида в данном зерне и инициированию их работы в соседнем зерне вблизи границы. При достаточно высоких напряжениях инициируется большое число таких источников. Кроме того, в некоторых случаях возможна генерация новых дислокаций самой границей зерен. В результате этого в приграничных областях зерен развивается множественное скольжение. При этом из-за пересечения дислокаций образуется большое число стопоров (locks), которые препятствуют дальнейшему скольжению дислокаций в глубь зерен, что и приводит к образованию скоплений дислокаций в приграничных объемах. В результате происходит неоднородная деформация по телу зерен – преимущественно деформируются приграничные области. Кроме того, в процессе деформации определенную роль может играть зернограничное проскальзывание.

После быстрой (динамической) деформации в процессе гидроударного воздействия зерна α -фазы становятся вытянутыми, т. е. сильно деформированными, а скопления дислокаций у их границ наблюдаются в значительно меньшем числе зерен (рис. 3, *c*) по сравнению с квазистатическим случаем (рис. 3, *b*). При этом форма зерен β -фазы также меняется – они становятся вытянутыми (рис. 3, *f*).

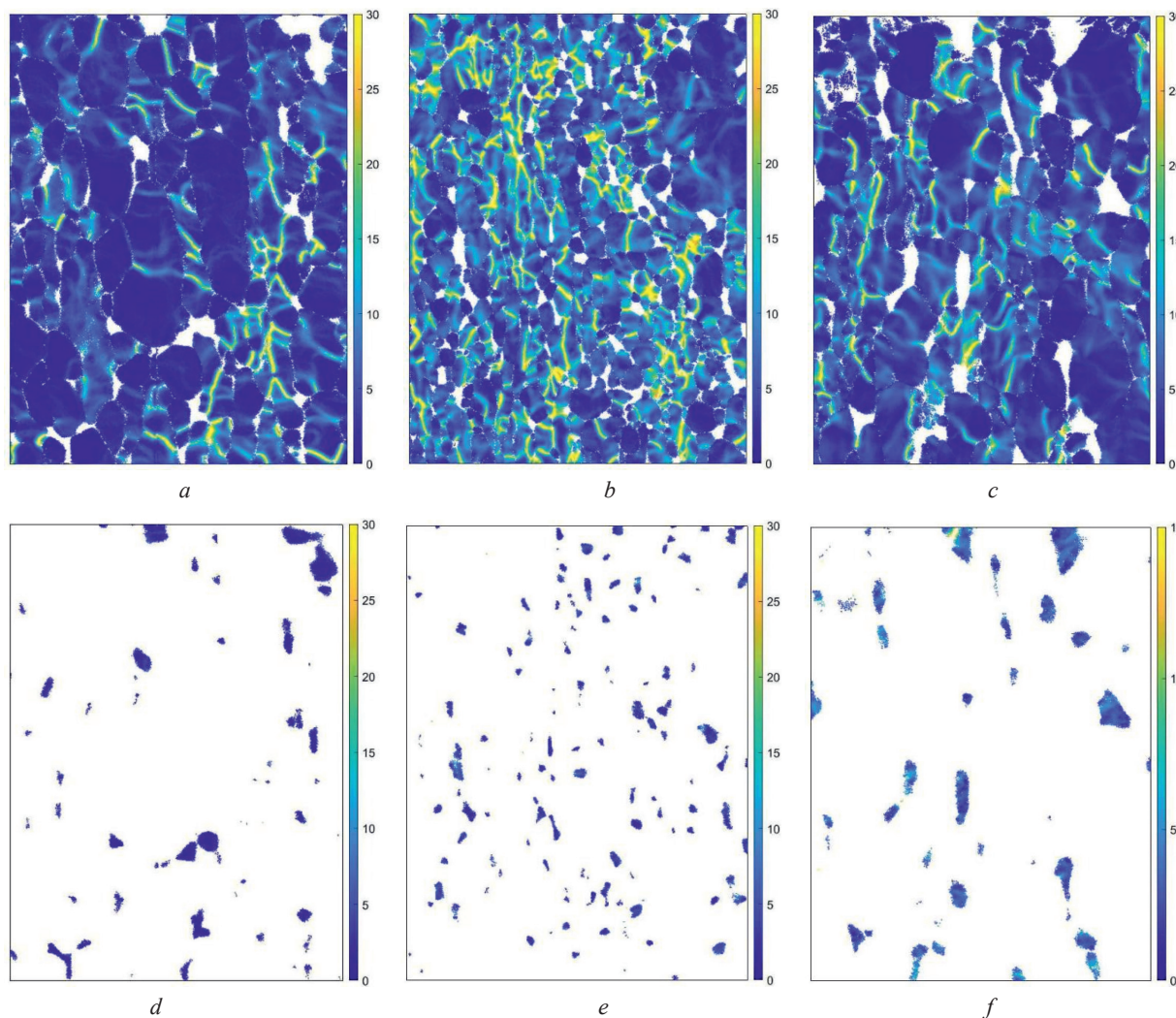


Рис. 3. Скопления дислокаций (желтый цвет) в зернах разных фаз сплава Ti–6Al–4V: *a* – исходный сплав, зерна α -фазы; *b* – квазистатическая деформация, зерна α -фазы; *c* – динамическая деформация, зерна α -фазы; *d* – исходный сплав, зерна β -фазы; *e* – квазистатическая деформация, зерна β -фазы; *f* – динамическая деформация, зерна β -фазы

Fig. 3 Dislocation pileups in grains of different phases in alloy Ti–6Al–4V: *a* – initial alloy, α -phase grains; *b* – quasi-static deformation, α -phase grains; *c* – dynamic deformation, α -phase grains; *d* – initial alloy, β -phase, grains; *e* – quasi-static deformation, β -phase grains; *f* – dynamic deformation, β -phase grains

Таким образом, в квазистатическом режиме происходит в основном пластическая деформация зерен α -фазы и при этом во многих зернах протекает преимущественная деформация в областях, прилегающих к границам, в то время как зерна β -фазы почти не деформируются. В динамическом режиме механизм деформации изменяется: поскольку скопления дислокаций у границ наблюдаются в небольшом числе зерен, то имеет место скольжение дислокаций и, соответственно, пластическая деформация по всему объему зерен α -фазы. При этом происходит существенная деформация и зерен β -фазы – они вытягиваются в направлении течения сплава. Обнаруженные закономерности, а именно вовлечение зерен β -фазы в пластическую деформацию, также обуславливают повышение технологической пластичности титанового сплава при динамическом нагружении.

Сравнительные исследования титанового сплава на просвечивающем электронном микроскопе. На рис. 4 показаны дислокационные субструктуры исходной листовой заготовки (рис. 4, *a*) и после квазистатической (рис. 4, *b*) и динамической деформации (рис. 4, *c–e*). Видно, что в исходном образце плотность дислокаций низкая (рис. 4, *a*). После квазистатической деформации

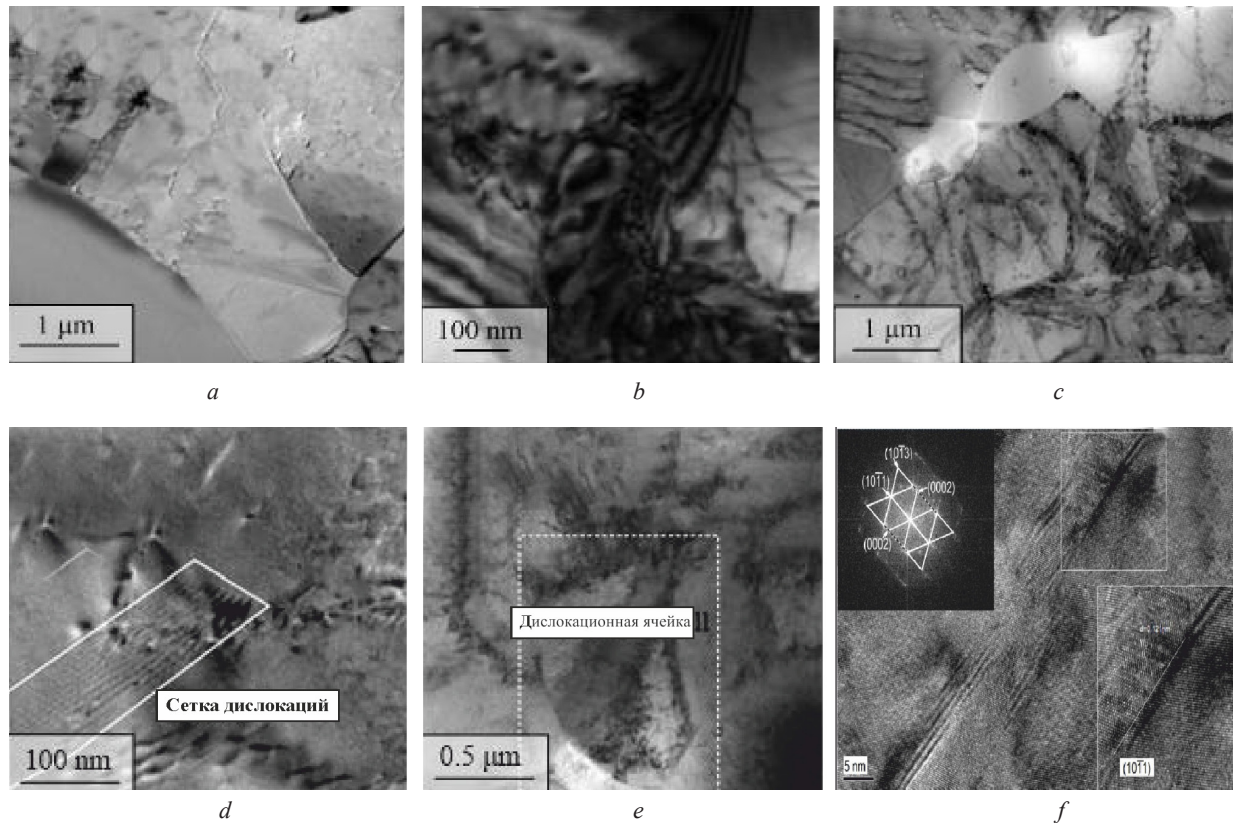


Рис. 4. Дислокационная субструктура и двойники в сплаве Ti–6Al–4V (ПЭМ): *a* – исходная заготовка; *b* – квазистатическая деформация; *c–e* – динамическая деформация; *f* – микродвойники после динамической деформации

Fig. 4. Dislocation substructure and twins in alloy Ti–6Al–4V (transmission electron microscopy): *a* – initial blank; *b* – quasi-static deformation; *c–e* – dynamic deformation; *f* – microtwins after dynamic deformation

в зернах происходит размножение и перераспределение дислокаций (рис. 4, *b*), что согласуется с данными, полученными методом EBSD, а у границ зерен появляются полосы сдвига (рис. 4, *b*).

После динамической деформации в зернах α -фазы возле границ имеет место генерация и размножение дислокаций, что обеспечивает деформацию этой фазы, в то время как в β -фазе плотность дислокаций ниже (рис. 4, *c*). Это также согласуется с результатами EBSD-анализа. При больших увеличениях заметны дислокационные сетки и ячейки (рис. 4, *d, e*), что говорит об интенсивном взаимодействии дислокаций между собой и с другими препятствиями – например, с границами зерен. При еще большем увеличении обнаружено, что в определенных локальных зонах в середине зерен появляются микродвойниковые структуры, а также небольшие двойниковые полосы (рис. 4, *f*). На врезке (рис. 4, *f*) показана ориентация двойника и его кристаллографическая структура. Плоскость двойникового (габитуса) $[1\ 0\ \bar{1}\ 1]$.

Таким образом, развитие двойникового наряду с дислокационным механизмом пластической деформации при высокоскоростном нагружении также является одной из причин повышения пластичности листовых заготовок титанового сплава Ti–6Al–4V в условиях гидроударной штамповки.

Выводы.

1. Показано, что динамическое нагружение, характерное для гидроударной штамповки, приводит к изменению как механического поведения титанового сплава Ti–6Al–4V, так и механизма структурообразования при деформации, что в конечном итоге обеспечивает существенное улучшение технологической пластичности.

2. Установлены особенности механизма структурообразования сплава Ti–6Al–4V во время пластической деформации при высоких скоростях ($\approx 3800\text{ с}^{-1}$) в процессе гидроударного воздействия, заключающиеся в том, что:

изменяются характеристики текстуры материала по сравнению со случаем медленной (квазистатической) деформации,

скопления дислокаций у границ сильно деформированных зерен α -фазы наблюдаются в значительно меньшем числе зерен по сравнению с квазистатическим случаем,

происходит пластическая деформация как зерен α -фазы, так и зерен β -фазы, в то время как в квазистатическом режиме происходит в основном пластическая деформация только зерен α -фазы,

формируются дислокационные сетки и ячейки, что свидетельствует об интенсивном взаимодействии дислокаций между собой и с другими препятствиями в объеме зерен при динамической деформации,

наряду со скольжением дислокаций развивается двойникование.

Таким образом, полученные экспериментальные результаты открывают новые перспективы практического применения методов высокоскоростной импульсной деформации, таких как гидроударная штамповка, вследствие повышения технологической пластичности материала. При этом расширяются возможности получения за одну операцию тонкостенных изделий сложной формы, которые требуют значительных степеней деформации, из листовых заготовок. Это важно, в частности, для деталей аэрокосмической техники.

Благодарности. Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант Т24КИТГ-014/2024УФЕ0108800).

Acknowledgements. The work was carried out with the financial support of the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (grant no. T24KITG-014/2024UFE0108800).

Список использованных источников

1. Влияние скорости деформации на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава AA2B06-O системы Al-Cu-Mg / Б. Б. Хина [и др.] // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2021. – Т. 27, № 4. – С. 59–69. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-59-69>
2. Покровский, А. И. Развитие технологий пластического формообразования металлов с использованием промежуточных сред (гидродинамическое выдавливание, гидроударная штамповка) // Вестн. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2016. – № 1. – С. 80–92.
3. Ващенко, А. П. Экспериментальные методы и механические свойства конструкционных материалов при высокоскоростной деформации ($10^2 \dots 10^5 \text{ c}^{-1}$) и температурах 77...773 К // Проблемы прочности. – 2002. – № 3. – С. 55–61.
4. Brandon, D. Microstructural characterization of materials / D. Brandon, W. D. Kaplan. – Chichester, England, 2008. – 536 p. <https://doi.org/10.1002/9780470727133>
5. Spring-back behaviors of Ti-6Al-4V sheet under the effect of strain rate / Hao Li [et al.] // International Journal of Mechanical Sciences. – 2023. – Vol. 260. – Art. 108646. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2023.108646>
6. Романовский, В. П. Справочник по холодной штамповке / В. П. Романовский. – Л., 1979. – 520 с.
7. Замоторин, М. И. Механические испытания металлов / М. И. Замоторин, Л. П. Зайцева. – Л., 1975. – 132 с.
8. Оценка штампуемости листовых титановых сплавов / А. И. Покровский [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр.: в 2 кн. – Минск, 2022. – Кн. 1: Материаловедение / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – С. 208–216.
9. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб; пер. с англ. – М., 1972. – 408 с.
10. Meyers, M. A. A model for the effect of grain size on the yield strength of metals / M. A. Meyers, E. Ashworth // Philosophical Magazine A. – 1982. – Vol. 46, N 5. – P. 737–759. <https://doi.org/10.1080/01418618208236928>

References

1. Khina B. B., Pokrovsky A. I., Shi-Hong Zhang, Yong Xu, Da-Yong Chen, Marysheva A. A. Effect of strain rate on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy AA2B06-O of the Al-Cu-Mg system. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2021, vol. 62, pp. 545–553. <https://doi.org/10.3103/s1067821221050060>
2. Pokrovsky A. I. Development of plastic metal forming technologies with use of intermediate media (impact hydroforming and hydrodynamic extrusion). *Vestsi Natsyyanal' nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2016, no. 1, pp. 80–92 (in Russian).
3. Vashchenko A. P. Experimental methods and mechanical properties of structural materials subjected to high-rate deformation $10^2 \text{--} 10^5 \text{ s}^{-1}$ at temperatures of 77–773 K. *Strength of Materials*, 2002, vol. 34, no. 3, pp. 246–250. <https://doi.org/10.1023/a:1016258314337>
4. Brandon D., Kaplan W. D. *Microstructural characterization of materials*. Chichester, England, 2008. 536 p. <https://doi.org/10.1002/9780470727133>
5. Hao Li, Si-Rui Xie, Shi-Hong Zhang, Shuai-Feng Chen, Hong-Wu Song, Yong Xu, Pokrovsky A. I., Khina B. B. Spring-back behaviors of Ti-6Al-4V sheet under the effect of strain rate. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2023, vol. 260, art. 108646. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2023.108646>

6. Romanovskiy V. P. *Handbook on cold metal forming*. Leningrad, 1979. 520 p. (in Russian).
7. Zamotorin M. I., Zaytseva L. P. *Mechanical testing of metals*. Leningrad, 1975. 132 p. (in Russian).
8. Pokrovskii A. I., Petrakouski V. S., Khina B. B., Glushakov A. N., Shparlo D. A., Tolkachova O. A. Evaluation of formability of sheet titanium alloys. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sbornik nauchnykh trudov: v 2 knigakh. Kniga 1: Materialovedenie* [Advanced methods and technologies of materials development and processing. Collection of scientific papers in 2 volumes. Volume 1: Materials Science]. Minsk, 2022, pp. 208–216 (in Russian).
9. Honeycombe R. W. K. *The plastic deformation of metals*. London, UK, 1968. 483 p.
10. Meyers M. A., Ashworth E. A model for the effect of grain size on the yield strength of metals. *Philosophical Magazine A*, 1982, vol. 46, no. 5, pp. 737–759. <https://doi.org/10.1080/01418618208236928>

Информация об авторах

Покровский Артур Игоревич – канд. техн. наук, доцент, заведующий лабораторией. Физико-технический институт НАН Беларуси (ул. Купревича, 10, 220084, Минск, Республика Беларусь). E-mail: art@phti.by.

Хина Борис Борисович – д-р физ.-мат. наук, профессор, гл. науч. сотрудник. Физико-технический институт НАН Беларуси (ул. Купревича, 10, 220084, Минск, Республика Беларусь). E-mail: khina_brs@mail.ru.

Йонг Шю – профессор, руководитель группы. Институт исследования металлов Китайской академии наук (72, Wenhua Road, Shenyang, 110016, China). E-mail: yxu@imr.ac.cn.

Ши-Хонг Жанг – профессор, научный консультант. Институт исследования металлов Китайской академии наук (72, Wenhua Road, Shenyang, 110016, China). E-mail: shzhang@imr.ac.cn.

Баоченг Янг – научный сотрудник. Институт исследования металлов Китайской академии наук (72, Wenhua Road, Shenyang, 110016, China). E-mail: bchyang19b@imr.ac.cn.

Information about the authors

Pokrovsky Artur I. – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Head of the Laboratory. Physical-technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220084, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: art@phti.by.

Khina Boris B. – D. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Chief Researcher. Physical-technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220084, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: khina_brs@mail.ru.

Yong Xu – Professor, Ph. D., Head of the Group. Institute of Metal Research of the Chinese Academy of Sciences (72, Wenhua Road, Shenyang, 110016, China). E-mail: yxu@imr.ac.cn.

Shi-Hong Zhang – Professor, Ph. D., Scientific Consultant. Institute of Metal Research of the Chinese Academy of Sciences (72, Wenhua Road, Shenyang, 110016, China). E-mail: shzhang@imr.ac.cn.

Baocheng Yang – Ph. D., Researcher. Institute of Metal Research of the Chinese Academy of Sciences (72, Wenhua Road, Shenyang, 110016, China). E-mail: bchyang19b@imr.ac.cn.