



УДК 621.762.016

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-4-28-39>

Научная статья

Research article



Особенности уплотнения, формирования структуры и свойств порошкового титана при горячей штамповке

В. Ю. Дорофеев¹, А. Н. Свиридова¹,С. В. Свиридова², Л. И. Свистун³¹ Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова
Россия, 346428, Ростовская обл., г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132² Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина
Россия, 392000, г. Тамбов, ул. Интернациональная, 33³ Кубанский государственный технологический университет
Россия, 350072, г. Краснодар, ул. Московская, 2 dvyu56.56@mail.ru

Аннотация. Работы в области порошковой металлургии титана проводятся уже более 60 лет. Несмотря на это, примеров практического использования порошкового титана не так много, что связано с неудовлетворительным характером показателей надежности и долговечности получаемых изделий. Способность титановых изделий сопротивляться воздействию статических и динамических нагрузок определяется наличием остаточной пористости, неметаллических включений, а также характеристиками микроструктуры. В настоящее время при изготовлении изделий из порошкового титана наибольшее распространение получила технология прессования–спекания. Однако пористость спеченного титана составляет 3–15 %, что снижает его сопротивляемость действию нагрузок и обуславливает актуальность разработки эффективных методов снижения пористости. Большой потенциал в решении указанной задачи имеют методы горячей обработки давлением, в частности горячая штамповка пористых заготовок. В работе представлены результаты исследования особенностей уплотнения, формирования структуры и свойств порошкового титана при горячей штамповке. Предложена технология получения горячештампованного порошкового титана, включающая выполнение операций гидрирования–дегидрирования пористой заготовки, обеспечивающих восстановление оксидов, локализованных на поверхностях открытых пор, водородом и их активизацию, что способствует улучшению условий формирования межчастичного сращивания при последующей горячей допрессовке и повышению трещиностойкости и пластичности получаемых образцов в сравнении с образцами-свидетелями. Установлены значения величины максимальной приведенной работы горячего уплотнения пористого порошкового титана, необходимой для достижения плотности монолита, при разных температурах преддеформационного нагрева заготовок. Показано, что немонотонность температурной зависимости максимальной приведенной работы уплотнения связана с формированием крупнозернистой структуры и с уменьшением пластичности деформируемого материала в интервале температур фазового $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения.

Ключевые слова: горячая штамповка, пористые заготовки, порошковый титан, работа уплотнения, трещиностойкость, пластичность, прочность, вязкий излом, межчастичное разрушение, восстановление оксидов, гидрирование, дегидрирование, межчастичное сращивание, активация

Благодарности: Снимки на растровом микроскопе-микроанализаторе Quanta 200 i 3D получены в Центре коллективного пользования «Нанотехнологии» ЮРГПУ (НПИ). Авторы выражают благодарность компании «Хёганес Восточная Европа» за предоставленный железный порошок ABC100.30 производства фирмы Höganas AB.

Для цитирования: Дорофеев В.Ю., Свиридова А.Н., Свиридова С.В., Свистун Л.И. Особенности уплотнения, формирования структуры и свойств порошкового титана при горячей штамповке. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2025;19(4):28–39. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-4-28-39>

Features of densification, structure formation, and properties of powder titanium under hot die forging

V. Yu. Dorofeyev¹ , A. N. Sviridova¹,
S. V. Sviridova², L. I. Svistun³

¹Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI)
132 Prosveshcheniya Str., Rostov region, Novocherkassk 346428, Russia

²Tambov State University named after G.R. Derzhavin
33 Internatsionalnaya Str., Tambov 392000, Russia

³Kuban State Technological University
2 Moskovskaya Str., Krasnodar 350072, Russia

 dvyyu56.56@mail.ru

Abstract. Research in the field of titanium powder metallurgy has been ongoing for more than 60 years. Nevertheless, there are relatively few examples of the practical application of powder titanium, which is associated with insufficient reliability and durability of the manufactured products. The ability of titanium parts to withstand static and dynamic loads is determined by residual porosity, non-metallic inclusions, and microstructural characteristics. At present, the most widely used method for producing powder titanium components is the press–sinter route. However, the porosity of sintered titanium typically ranges from 3 to 15 %, which reduces its load-bearing capacity and highlights the need for effective methods to minimize porosity. Hot working methods, particularly hot die forging of porous preforms, hold considerable potential in addressing this issue. This study presents the results of investigating the features of densification, structure formation, and properties of powder titanium under hot die forging. A technology for producing hot-forged powder titanium is proposed, which includes hydriding–dehydriding of porous preforms. This operation promotes the reduction of oxides localized on the surfaces of open pores by hydrogen and their activation, thereby improving conditions for interparticle bonding during subsequent hot repressing. As a result, the obtained samples demonstrate higher fracture toughness and ductility compared with reference samples. The values of the maximum specific work of hot densification of porous powder titanium, required to achieve monolithic density at different preheating temperatures of the preforms, were determined. It was shown that the non-monotonic temperature dependence of the maximum specific densification work is associated with the formation of a coarse-grained structure and with reduced ductility of the deformable material in the temperature range of the $\alpha \rightarrow \beta$ phase transformation.

Keywords: hot die forging, porous preforms, powder titanium, densification work, fracture toughness, ductility, strength, ductile fracture, interparticle fracture, oxide reduction, hydriding, dehydriding, interparticle bonding, activation

Acknowledgements: The SEM images were obtained using a Quanta 200 i 3D microanalyzer at the Nanotechnology Shared Research Facility of Platov South-Russian State Polytechnic University. The authors express their gratitude to Höganäs Eastern Europe for providing the ABC100.30 iron powder manufactured by Höganäs AB.

For citation: Dorofeyev V.Yu., Sviridova A.N., Sviridova S.V., Svistun L.I. Features of densification, structure formation, and properties of powder titanium under hot die forging. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2025;19(4):28–39. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-4-28-39>

Введение

Уникальные свойства титана – высокая удельная прочность и коррозионная стойкость, а также хорошая биосовместимость, обуславливают широкое применение этого металла и сплавов на его основе в аэрокосмической промышленности, автомобилестроении, медицине и других отраслях [1]. Перспективность порошковых технологий получения изделий на основе титана и его сплавов определяется высокой затратностью альтернативных литейных технологий [2; 3]. Затратность производства литого титана усугубляется его большими потерями при механообработке. Среднее значение коэффициента использования материала при получении титановых

изделий из проката не превышает 18 %, а зачастую и намного меньше [4].

Работы в области порошковой металлургии титана проводятся уже более 60 лет. Несмотря на это, примеров его практического использования не так много. Зачастую потребители предпочитают литой титан порошковому из-за неудовлетворительных механических свойств и/или высокой стоимости последнего [1]. Задача снижения стоимости изделий из порошкового титана предполагает необходимость разработки экономически эффективных технологий производства как титанового порошка, так и изделий на его основе [5].

Одним из направлений снижения стоимости титанового порошка является использование в качестве

исходного сырья побочных продуктов производства титановой губки. Определенные перспективы в этом плане имеет также технология гидрирования–дегидрирования (HDH – *hydride–dehydride*), которая предусматривает механическое измельчение предварительно гидрированного губчатого титана, стружки, обрезки и других отходов металлообработки с последующим дегидрированием измельченного материала [6–8].

Задача повышения механических свойств изделий из порошка титана в процессе его технологического передела имеет важное самостоятельное значение, хотя зачастую успех в ее решении напрямую зависит от качества исходного порошка [9]. Способность титановых изделий сопротивляться воздействию статических и динамических нагрузок определяется наличием остаточной пористости, неметаллических включений, а также характеристиками микроструктуры [10]. Величина остаточной пористости порошкового титана определяется технологией его получения. В последние десятилетия наибольшее распространение получила технология прессования–спекания [1; 11; 12]. Пористость порошкового титана в спеченном (недеформированном) состоянии составляет 3–15 %. Поры, будучи концентраторами напряжений, уменьшают «живое» сечение образца и снижают сопротивляемость материала действию нагрузок. В связи с этим повышение физико-механических свойств порошкового титана предполагает необходимость разработки эффективных методов снижения пористости [1].

Использование мелкодисперсных, аморфных и наноструктурированных порошков, а также термодиффузия в интервале температур фазового $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения ($t = 800 \div 1100$ °C), термомеханическая обработка и технология искрового плазменного спекания являются эффективными методами активирования процесса спекания [11; 13–15]. Кроме того, положительные результаты в этом плане обеспечивает применение активирующих добавок, которые подразделяются на 2 типа [16].

Добавки первого типа активируют самодиффузию элемента основы, что улучшает условия уплотнения при спекании. Диффузия переходных металлов и фосфора в α -Ti на 3–5 порядков выше, чем его самодиффузия [17]. Самодиффузию титана увеличивают также элементы, снижающие температуру солидуса сплава [16].

К добавкам второго типа относят элементы, которые способствуют формированию жидкой фазы, исчезающей в процессе спекания и обеспечивающей эффективные диффузионные пути массопереноса, что обуславливает увеличение плотности спеченных изделий. Кроме того, механизм формирования жидкой фазы может быть связан с эвтектической

реакцией между двумя выделившимися фазами (твердожидкое спекание). Существенная активация уплотнения наблюдается при жидкофазном спекании аморфных порошков титана [13]. В качестве активаторов используют порошки железа, никеля, кремния, кобальта и меди [18–26]. Тем не менее технология жидкофазного спекания имеет ряд недостатков: искажение формы заготовок, сегрегация твердой и жидкой фаз, а также быстрый рост зерен, оказывающие негативное влияние на механические и эксплуатационные свойства изделий.

Высокая скорость массопереноса наблюдается в процессе спекания титанового порошка, полученного по технологии гидрирования–дегидрирования [27]. Это связано с формированием большого количества дефектов кристаллической решетки при дегидрировании, которые способствуют активации процессов диффузии [28].

К числу новых технологий активации спекания порошкового титана следует отнести методы индукционного вакуумного спекания, а также технологию FAST (*Field-assisted sintering technology*), предусматривающую использование сильных электромагнитных полей [29; 30]. Серьезным ограничением их использования является необходимость применения дорогостоящего специализированного оборудования, что повышает себестоимость изделий [31].

Лимитирующими факторами являются также низкие пластичность и вязкость порошкового титана и его сплавов, что негативным образом отражается на показателях трещиностойкости и выносливости [32; 33]. В связи с этим уместно вспомнить одно событие из совсем недавнего прошлого. В 2021 г. на Олимпиаде в Токио произошла авария велосипеда австралийского гонщика, причина которой заключалась в усталостном разрушении руля, изготовленного по технологии аддитивного производства из порошкового сплава Ti–6Al–4V [34; 35].

Несмотря на то, что показатели удельной прочности порошкового титана примерно в 4 раза превышают аналогичные характеристики сталей, его сопротивление действию циклических нагрузок зачастую находится на низком уровне в связи с малой пластичностью. Помимо пористости негативное влияние на пластичность, трещиностойкость и выносливость оказывают примеси элементов внедрения (O, H, N, C) и характеристики микроструктуры [32]. Наличие примесей связано с высоким химическим сродством титана к указанным элементам, что обуславливает необходимость проведения операций нагрева в вакууме или в инертных средах.

Зависимость усталостной долговечности от характеристик микроструктуры определяется длиной пути скольжения при пластическом сдвиге кристаллической решетки, которая в материалах на основе титана

соответствует диаметру зерна α -фазы в равноосных структурах, либо ширине пластины α -фазы в структурах типа корзиночного плетения, либо размеру колоний в пластинчатых структурах [33]. Уменьшение длины пути скольжения при измельчении структурных составляющих способствует повышению выносливости. Следует отметить, что длительные высокотемпературные выдержки при спекании приводят к росту зерен. Это обуславливает целесообразность применения при производстве изделий из порошкового титана методов, обеспечивающих возможность одновременного снижения пористости и размеров структурных составляющих.

Большой потенциал в решении указанной задачи заключают в себе методы горячей обработки давлением. Первые работы в этом направлении были выполнены в конце 1950-х – начале 1960-х гг. В Новочеркасском политехническом институте И.Н. Гончаровым был предложен способ кузнечной сварки под молотом частиц титанового порошка или измельченной титановой губки [36]. Уплотнение проводилось в изотермических условиях в предварительно нагретой матрице при $t = 900 \div 920$ °С. Полученные образцы имели высокую плотность (4,46–4,48 г/см³). Также отмечались высокая пластичность и деформируемость ковального порошкового титана. Поскольку горячей деформации подвергался порошок или частицы губки, предложенный в те годы И.Н. Гончаровым метод получения титана в современной терминологии следует отнести к технологии прямой штамповки порошка (DPF – *direct powder forging*).

В практику промышленного производства горячая штамповка (ГШ) свободно насыпанного в оболочку порошка была внедрена позднее – в 1970-х гг., применительно к получению высоколегированных инструментальных сталей [37]. В последнее время проведены работы по изучению возможности применения технологии DPF для производства изделий из порошкового титана [31; 38]. Получен высокоплотный порошковый материал Ti–6Al–4V с однородной пластинчатой двухфазной ($\alpha + \beta$)-структурой, который характеризуется высокой пластичностью, низким содержанием примесей как на поверхности, так и в объеме экспериментальных образцов, а также незначительными отклонениями от химического состава исходного порошка. По этой технологии получен имплант бедренной кости, отвечающий требованиям стандарта ASTM F136-13 (2021) [39].

В качестве преимущества применения технологии DPF отмечается то обстоятельство, что большие напряжения и деформации, возникающие при штамповке на поверхностях раздела «оболочка – порошковый материал», способствуют разрушению сформировавшихся здесь интерметаллидов и оксидов,

что облегчает последующее удаление оболочки. Представляется, однако, что это преимущество может заключать в себе определенную проблему: поверхность порошкового материала после удаления оболочки представляет собой рельеф излома и предполагает необходимость проведения механической обработки.

Исследования по горячей штамповке пористых заготовок (ГШПЗ) из титана были проведены С.С. Кипарисовым с соавторами в конце 1960-х – начале 1970-х гг. [11; с. 47, 48]. В этих работах установлены оптимальные параметры ГШПЗ из титана: температура нагрева 900 °С, энергия удара 2000–2500 кДж/м². Однако верхняя граница интервала варьирования температур нагрева не превышала 900 °С, а значения энергии удара приведены не к объему образца в компактном состоянии, а к площади, что затрудняет практическое применение установленных режимов уплотнения.

Позднее В.А. Павловым с соавторами были проведены исследования по горячей обработке давлением порошков титана и других цветных металлов [40; 41]. Рассмотрены особенности штамповки пористых титановых заготовок в открытых и закрытых штампах, их нагрева в различных условиях (без защиты, с защитой стеклопокрытиями, в аргоне и в вакууме), определены характеристики деформируемости, а также энергетические затраты при холодном гидростатическом прессовании порошка титана. Однако величины энергетических затрат на уплотнение порошкового титана до беспористого состояния при горячей штамповке определены не были. Отсутствует также соответствующая информация и в работах Ю.Г. Дорофеева и представителей руководимой им научной школы. Отсутствие данных по значениям параметра $W_{\max}$ (максимальная приведенная работа уплотнения, т. е. работа, необходимая для достижения плотности монолита [42; 43]) при ГШПЗ из титана затрудняет назначение технологических режимов при получении изделий, поскольку энергия уплотнения является одним из основных управляющих параметров при реализации процессов динамической консолидации порошковых материалов [44].

Цель настоящей работы заключалась в изучении особенностей уплотнения, формирования структуры и свойств порошкового титана при горячей штамповке.

Методика исследования

Опытные образцы изготавливали на основе порошка титана электролитического марки ПТЭС-1, ТУ 48-10-22-85. Применяли порошок фракции $-0,63 + 0,18$ мм с насыпной плотностью $1,5 \cdot 10^3$ кг/м³. Технологические схемы получения образцов приве-

дены на рис. 1. На начальном этапе исследований определяли энергетические характеристики горячего уплотнения на цилиндрических образцах размером $\varnothing 20 \times 8$ мм (схема 1). При этом отношение конечной высоты образца (h_k) к диаметру (d) не изменяли ($h_k/d = 0,4 = \text{const}$). Пористость холоднопрессованных заготовок находилась в интервале 22–25 %. После нагрева до различных температур (800–1050 °С) проводили допрессовку заготовок на лабораторном копре с массой падающих частей 50 кг. Работу уплотнения (W) варьировали в интервале 30–150 МДж/м³. Нагрев заготовок перед допрессовкой осуществляли в переносном контейнере из жаростойкой стали, в который подавался гелий. Переносной контейнер с образцом помещали в муфель лабораторной печи с силитовыми нагревателями, в который также подавался гелий.

Величину W_{max} определяли графоаналитическим путем обработкой графиков зависимостей $\lg W = f(\lg \beta)$ по методике Ю.Г. Дорофеева (β – относительный объем) [42; 43]. Плотность образцов оценивали гидростатическим взвешиванием по ГОСТ 18898–89.

На следующем этапе исследований для определения механических свойств и проведения структурного анализа изготавливали призматические образцы размером 130×26×15 мм. Заготовки для получения

призматических образцов были биметаллическими для снижения вероятности окисления. Наружный слой заготовок (оболочку) получали из железного порошка марки ABC100.30 (Höganäs AB) повышенной прессуемости.

После ГШ заготовки подвергали механической обработке. Величину трещиностойкости K_{Ic} определяли на образцах типа 4 (ГОСТ 25.506–85) размером 12,5×25×112,5 мм с предварительно нанесенной трещиной по методу трехточечного изгиба. Трещину наводили при циклическом нагружении. Значения K_{Ic} рассчитывали по методике [45]. Испытания на одноосное растяжение выполняли на гагаринских образцах II типа (ГОСТ 1497–84) с диаметром рабочей части $d_0 = 5$ мм и расчетной длиной $l_0 = 25$ мм.

С учетом результатов первого этапа исследований ГШ-образцов определение механических свойств и трещиностойкости проводили при значении приведенной работы уплотнения $W = 195$ МДж/м³. Поскольку беспористые образцы на первом этапе исследований не получились, температуру преддеформационного нагрева заготовок варьировали в интервале $t_{\text{ГШ}} = 1000 \div 1200$ °С.

При изготовлении образцов по технологической схеме 3 предусматривалось выполнение операции гидрирования пористых холоднопрессованных заготовок в водороде с последующим их дегидри-

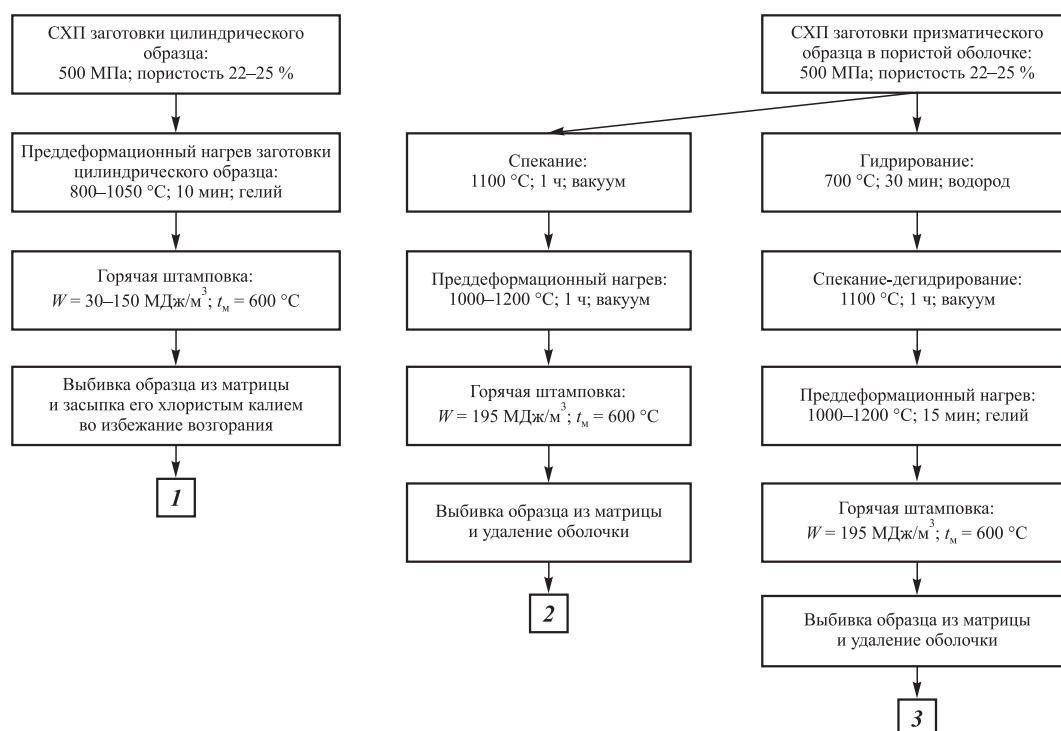


Рис. 1. Технологические схемы получения горячештампованного порошкового титана

СХП – статическое холодное прессование; t_m – температура подогрева матрицы пресс-формы для ГШ; W – приведенная работа уплотнения

Fig. 1. Processing flowcharts for producing hot die forged powder titanium

СХП – static cold pressing; t_m – preheating temperature of the die matrix for HDF; W – specific densification work

рованием при вакуумном спекании. При этом преследовалась цель снижения количества примесей и активации припоровых поверхностей в процессе последующей горячей допрессовки, которые наблюдались ранее после гидрирования–дегидрирования исходных порошков титана при спекании [27]. Для обеспечения возможности проведения сравнительного анализа изготавливались образцы-свидетели по технологической схеме 2, при реализации которой операция гидрирования холоднопрессованных заготовок не предусматривалась.

Изломы образцов изучали на растровом микроскопе-микроанализаторе Quanta 200 i 3D и бинокулярном микроскопе МБС-9. Долю элементов поверхности разрушения определяли методами сеток и площадей на электронно-микроскопических изображениях [46]. При этом изучали 10–12 полей. Металлографический анализ проводили с использованием оптического микроскопа AltamiMET-1M (ООО «Альтами», Россия) на травленных и нетравленных шлифах. В качестве травителя использовали водный раствор Кролла: 2 мл HNO_3 + 2 мл HF + 96 мл H_2O . Время травления составляло 20 с.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены зависимости $\lg W = f(\lg \beta)$ для различных температур преддеформационного нагрева пористых заготовок из титана. Построенные

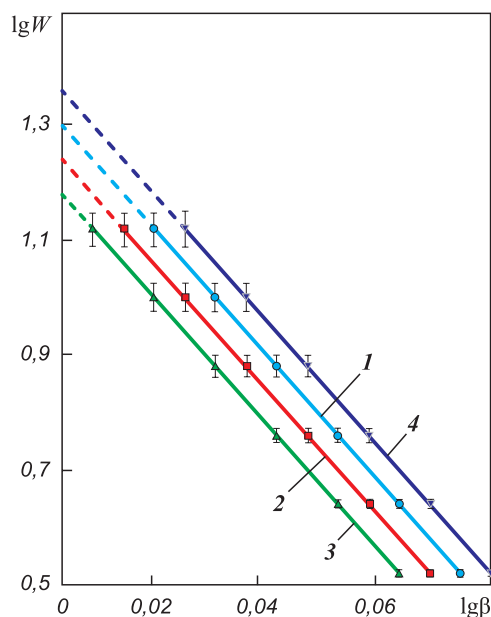


Рис. 2. Зависимости $\lg W = f(\lg \beta)$ при горячей штамповке холоднопрессованных заготовок из титанового порошка
 $t_{\text{ГШ}}$, °C: 1 – 800, 2 – 900, 3 – 950, 4 – 1000; $h_k/d = 0,4$

Fig. 2. $\lg W = f(\lg \beta)$ dependences during hot die forging of cold-pressed titanium powder billets

$t_{\text{ГШ}}$, °C: 1 – 800, 2 – 900, 3 – 950, 4 – 1000; $h_k/d = 0.4$

в логарифмических координатах зависимости удельного объема порошкового титана и приведенной работы уплотнения имеют линейный вид, что характерно для пластичных материалов [42]. Значения W_{max} могут быть определены путем продолжения линий графиков 1–4 до пересечения с осью ординат (штриховые линии).

Зависимость определенных таким образом значений W_{max} от температуры горячей допрессовки представлена на рис. 3. Видно, что она носит немонотонный характер. Увеличение $t_{\text{ГШ}}$ в интервале 800–950 °C приводит к снижению значений W_{max} в связи с повышением пластичности α -фазы; при $t_{\text{ГШ}} = 950 \div 1000$ °C величина W_{max} возрастает, что обусловлено протеканием фазового превращения и формированием β -фазы, характеризующейся пониженной пластичностью и повышенной прочностью при этих температурах; при $t_{\text{ГШ}} > 1000$ °C пластичность β -фазы увеличивается, что способствует снижению W_{max} .

Влияние фазового превращения на характеристики уплотнения и деформируемость отмечалось ранее при изучении динамического и взрывного горячего прессования пористых заготовок на основе железа [42; 43]. В отношении деформируемости титана и его сплавов существует противоречивая информация [11]. Некоторые авторы отмечают монотонный характер роста пластичности всех титановых сплавов при повышении температуры [47], другие, напротив, указывают на ее немонотонный характер [48]. При этом снижение пластичности в интервале температур фазового $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения связывают с формированием крупнозернистой структуры [49].

В наших экспериментах размер зерна в образцах, полученных при $t_{\text{ГШ}} = 950$ °C, составил 10–20 мкм (рис. 4, а), что соответствует баллу 2–3 по шкале микроструктур титановых сплавов, принятой для контроля на металлургических заводах [49], а при

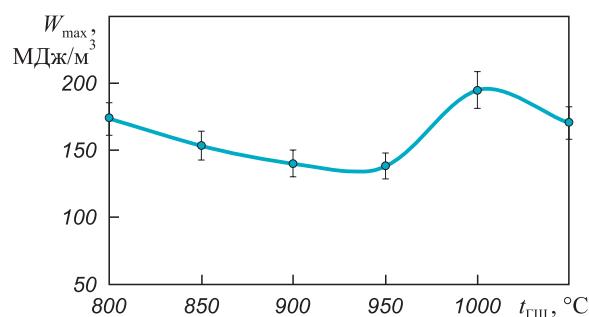


Рис. 3. Зависимость максимальной приведенной работы уплотнения от температуры нагрева пористых заготовок из титана

Fig. 3. Dependence of the maximum specific densification work on the heating temperature of porous titanium billets

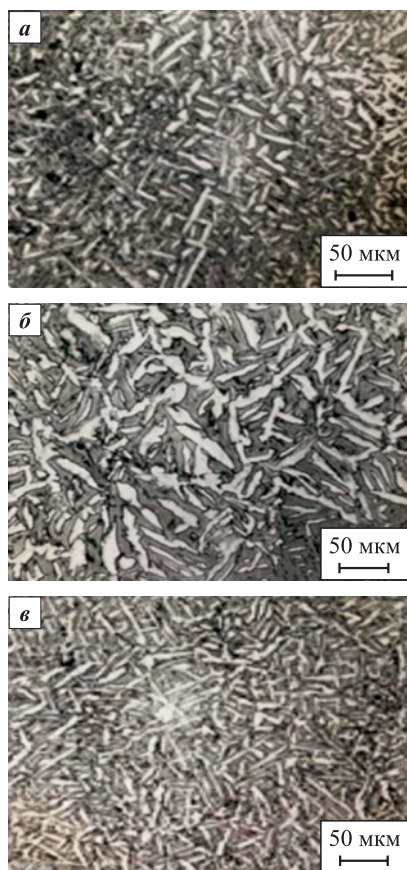


Рис. 4. Микроструктура горячештампованного порошкового титана

а, б – схема 1, в – схема 2; $t_{ГШ}$, °C: 950 (а), 1000 (б) и 1200 (в)

Fig. 4. Microstructure of hot die forged powder titanium

а, б – scheme 1, в – scheme 2; $t_{ГШ}$, °C: 950 (а), 1000 (б) and 1200 (в)

$t_{ГШ} = 1000$ °C он находился в интервале 25–35 мкм (балл 5–6) (рис. 4, б). Это позволяет с достаточной степенью достоверности предположить, что немонотонность зависимости $W_{max} = f(t_{ГШ})$ также связана с ростом зерна при фазовом превращении. В образцах наблюдается пластинчатая внутризеренная структура α -фазы с участками структуры корзиночного плетения. Ее формирование связано с распределением температур в заготовке в процессе деформации и последующего охлаждения.

Аналогичная пластинчатая внутризеренная структура α -фазы формируется в титановых отливках в условиях медленного охлаждения [48]. Поскольку в наших экспериментах охлаждение образцов после горячей деформации было достаточно медленным (после выбивки образцов из подогретой до 600 °C матрицы дальнейшее их охлаждение проходило под слоем хлористого калия), образование пластинчатой структуры можно связать с протеканием фазовой $\beta \rightarrow \alpha$ -перекристаллизации. При этом пластины α -фазы зарождаются на границах зерен β -фазы, а в дальнейшем растут вглубь зерна. Формирование

участков структуры корзиночного плетения связано, по всей видимости, с подстуживанием поверхностных слоев заготовки при контакте с внутренней поверхностью матрицы в процессе горячей допрессовки. Деформация этих зон начинается в β -области, а заканчивается в $\alpha + \beta$ -области, что является условием формирования структуры корзиночного плетения [50].

Значения величины W_{max} в исследованном интервале температур преддеформационного нагрева составляют 150–200 МДж/м³, теплота плавления титана в сопоставимых единицах измерения существенно больше – 1411 МДж/м³ [51]. Это свидетельствует о том, что при получении порошкового титана методом ГШ, как и других металлов, затраты энергии значительно меньше, чем при плавке, поскольку при уплотнении деформируется лишь часть материала частиц, которая определяется пластическими свойствами материала [43]. Значительно меньше также установленные значения W_{max} – энергии активации спекания порошкового титана, приведенной в работе [52] и составляющей ~15 000 МДж/м³, что примерно соответствует энергии активации самодиффузии в β -Ti.

На рис. 5 приведены зависимости трещиностойкости и механических свойств порошкового титана

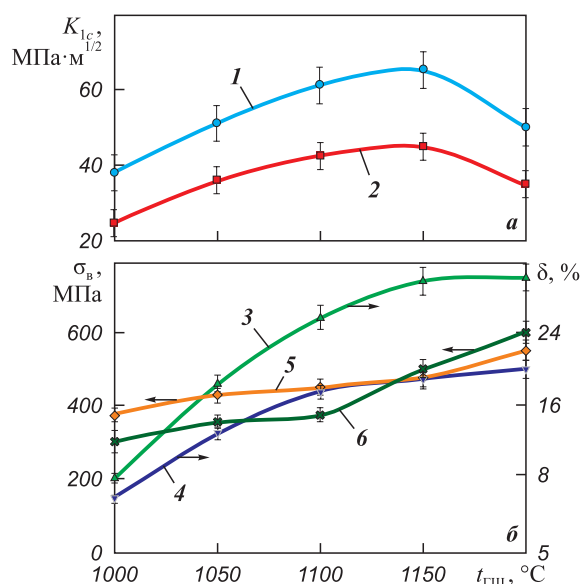


Рис. 5. Влияние температуры преддеформационного нагрева пористых заготовок из титана на трещиностойкость (а) и механические свойства (б)

1 – K_{Ic} (схема 3), 2 – K_{Ic} (схема 2); 3 – δ (схема 3), 4 – δ (схема 2), 5 – σ_b (схема 3), 6 – σ_b (схема 2); $W = 195$ МДж/м³

Fig. 5. Effect of pre-deformation heating temperature of porous titanium billets on fracture toughness (а) and mechanical properties (б)

1 – K_{Ic} (scheme 3), 2 – K_{Ic} (scheme 2); 3 – δ (scheme 3); 4 – δ (scheme 2); 5 – σ_b (scheme 3); 6 – σ_b (scheme 2); $W = 195$ MJ/m³

от температуры горячей допрессовки. Образцы изготавливались по технологическим схемам 2 и 3. Зависимости $K_{Ic} = f(t_{ГШ})$ носят немонотонный характер. Увеличение $t_{ГШ}$ до 1150 °С приводит к росту K_{Ic} в связи с улучшением деформируемости материала пористой заготовки. Дальнейшее повышение $t_{ГШ}$ до 1200 °С обуславливает снижение значения K_{Ic} , что объясняется уменьшением размера зерна (см. рис. 4, в).

Измельчение зерен в структуре образцов, полученных при $t_{ГШ} > 1150$ °С, связано с увеличением скорости последеформационного охлаждения при повышении градиента температур нагрева пористой заготовки и матрицы пресс-формы. Трещиностойкость образцов, полученных по схеме 3, во всем исследованном интервале значений $t_{ГШ}$ оказалась больше, чем образцов-свидетелей, полученных по схеме 2 (ср. кривые 1 и 2 на рис. 5, а). Это связано с различиями в особенностях разрушения сравниваемых типов образцов.

Увеличение температуры горячей допрессовки пористых заготовок обуславливает изменение характеристик излома образцов. В образцах-свидетелях,

полученных при $t_{ГШ} = 1000 \div 1100$ °С, рельеф излома исходной усталостной трещины характеризуется наличием вторичных трещин в очаге разрушения (рис. 6, а). В зоне долома, формирование которой проходило в условиях статического нагружения, излом носит вязкий мелкоямочный характер с участками межчастичного разрушения (рис. 6, б, в). Размеры ямок были в интервале 4–6 мкм. При $t_{ГШ} > 1100$ °С вторичные трещины в очаге разрушения не наблюдались, однако в зоне долома участки межчастичного разрушения фиксировались. Размеры ямок вязкого разрушения в этой зоне больше, чем в образцах-свидетелях, полученных при $t_{ГШ} = 1000 \div 1100$ °С (10–12 мкм), что свидетельствует о повышении пластичности материала (рис. 6, з).

Изломы образцов, изготовленных по схеме 3, характеризуются отсутствием вторичных трещин в очаге разрушения при всех исследованных значениях $t_{ГШ}$ (рис. 6, д). В зоне долома межчастичное разрушение не обнаружено, что предопределяет более высокую энергоёмкость разрушения по сравнению с образцами-свидетелями. При этом характер изменения размера ямок вязкого излома в зависимости

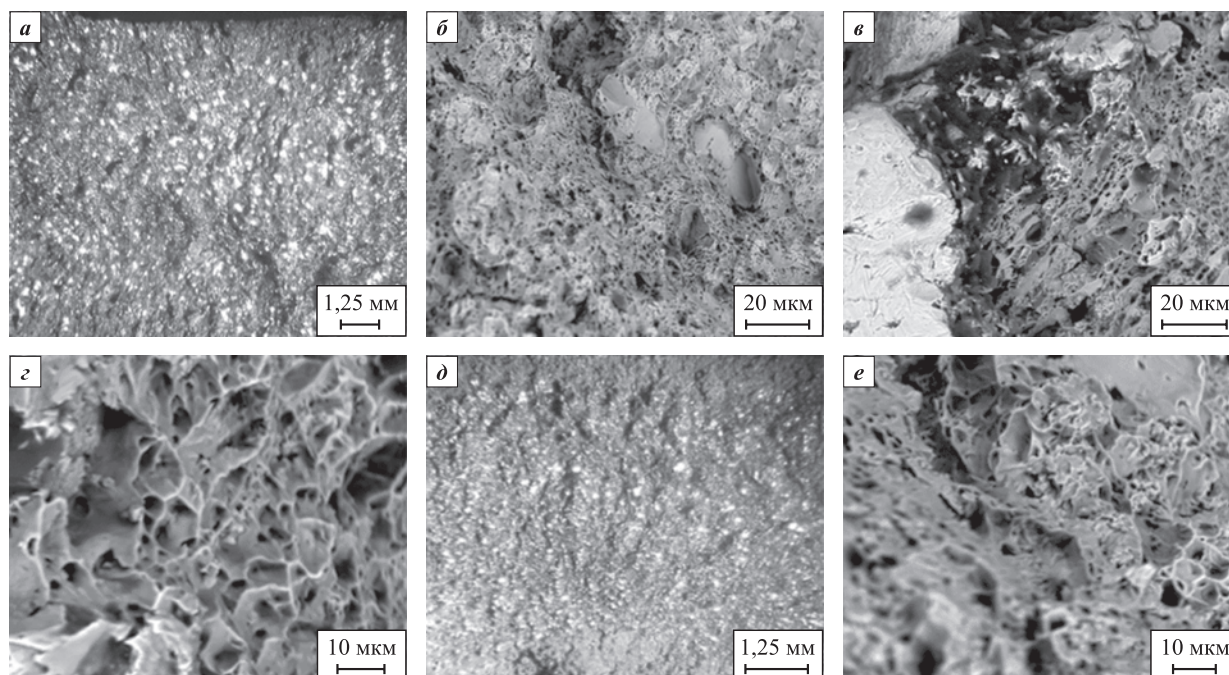


Рис. 6. Поверхности разрушения образцов порошкового титана, полученных по схемам 2 (а–з) и 3 (д, е), после испытаний на трещиностойкость

а, д – панорама излома; б, в, з, е – зона статического долома;
 б – участок вязкого мелкоямочного разрушения, в – участок межчастичного разрушения,
 з – крупные ямки вязкого излома с участками межчастичного разрушения, е – вязкий излом
 $t_{ГШ}$, °С: 1000 (а, б, в); 1100 (д, е); 1200 (з)

Fig. 6. Fracture surfaces of powder titanium samples fabricated by schemes 2 (a–z) and 3 (d, e) after fracture toughness tests

а, д – fracture panorama; б, в, з, е – final static fracture zone;
 б – area of ductile fine-dimple fracture, в – area of interparticle fracture,
 з – large dimples of ductile fracture with interparticle fracture areas, е – ductile fracture
 $t_{ГШ}$, °С: 1000 (a, b, v); 1100 (d, e); 1200 (z)

Содержание примесей в порошке титана и материалах на его основе

Impurity content in titanium powder and materials produced from it

Материал/схема получения	Содержание, мас. %						
	Fe	Cl ₂	N ₂	O ₂	C	Si	H ₂
Порошок ПТЭС-1	0,06	0,03	0,020	0,06	0,02	0,02	0,010
Схема 2	0,06	0,02	0,011	0,15	0,03	0,02	0,003
Схема 3	0,06	0,01	0,008	0,03	0,02	0,02	0,002

от $t_{ГШ}$ аналогичен описанному выше для образцов-свидетелей (см. рис. 6, е). Отсюда следует, что преобладающее влияние на формирование характеристик трещиностойкости образцов, полученных по схеме 3, оказывает проведение операций гидрирования–дегидрирования. Анализ состава примесей в исходном порошке титана и в образцах на его основе свидетельствует о том, что при реализации схемы 2 концентрация кислорода в получаемом материале увеличивается примерно в 2 раза (см. таблицу).

В образцах, полученных по схеме 3, напротив, содержание кислорода существенно снижается. В количестве других примесей значимых изменений не наблюдалось. Это связано с тем, что водород, выделяющийся из состава гидридов титана при вакуумном спекании пористых заготовок после гидрирования, способствует восстановлению оксидов, локализованных на поверхностях открытых пор, и их активизации. Аналогичный процесс активации спекания при использовании гидрированного порошка титана наблюдался ранее [27]. В наших экспериментах активация припоровых поверхностей и рафинирование их от оксидов способствуют улучшению условий формирования срачивания при последующей горячей допрессовке [53]. Относительно высокое содержание кислорода в образцах-свидетелях (схема 2), связанное с наличием оксидов на «схлопываемых» при горячей допрессовке поверхностях пор, напротив, привело к ухудшению условий контактного взаимодействия на межчастичных поверхностях и вызвало снижение трещиностойкости по сравнению с образцами, полученными по схеме 3 (рис. 5, а).

Показатели прочности и пластичности менее чувствительны к качеству межчастичных контактов и определяются в основном размером зерна. В связи с этим зависимости показателей σ_v и δ от $t_{ГШ}$ носят монотонный характер: увеличение температуры приводит к росту указанных характеристик во всем исследованном интервале (см. рис. 5, б). В данном случае преобладающее влияние оказывает уменьшение размера зерна по мере повышения $t_{ГШ}$ (см. рис. 4, в). Улучшение условий формирования межчастичного срачивания при горячей допрессовке заготовок после гидрирования–дегидрирования обеспечило большую пластичность образцов, получен-

ных по схеме 3, в сравнении с образцами-свидетелями (ср. кривые 3 и 4 на рис. 5, б).

Выводы

1. Установлены значения величины максимальной приведенной работы горячего уплотнения пористого порошкового титана, необходимой для достижения плотности монолита, при разных температурах преддеформационного нагрева заготовок. Показано, что немонотонность зависимости W_{max} от $t_{ГШ}$ связана с формированием крупнозернистой структуры и с уменьшением пластичности деформируемого материала в интервале температур фазового $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения.

2. Предложена технология получения горячештампованного порошкового титана, включающая выполнение операций гидрирования–дегидрирования пористой заготовки, обеспечивающих восстановление водородом оксидов, локализованных на поверхностях открытых пор, и их активизацию, что способствует улучшению условий формирования межчастичного срачивания при последующей горячей допрессовке и повышению трещиностойкости и пластичности получаемых образцов в сравнении с образцами-свидетелями.

3. Повышение температуры горячей допрессовки пористых заготовок порошкового титана способствует увеличению энергоемкости разрушения и пластичности образцов. При этом снижается вероятность образования вторичных трещин в очаге разрушения исходной усталостной трещины и увеличивается размер ямок вязкого разрушения в зоне долома.

Список литературы / References

1. Fang Z.Z., Paramore J.D., Sun P., Chandrana K.S.R., Zhang Y., Xia Y., Cao F., Koopman M.M., Free M.M. Powder metallurgy of titanium – past, present, and future. *International Materials Reviews*. 2018;63(7):407–459. <https://doi.org/10.1080/09506608.2017.1366003>
2. Froes F.H., Eylon D. Powder metallurgy of titanium alloys. *International Materials Reviews*. 1990;35(1):162–184. <https://doi.org/10.1179/095066090790323984>

3. Fang Z.Z., Sun P. Pathways to optimize performance/cost ratio of powder metallurgy titanium – a perspective. *Key Engineering Materials*. 2012;520:15–23.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.520.15>
4. Seong S., Younossi O., Goldsmith B.W., Lang Th., Neumann M. Titanium – industrial base, price trends, and technology initiatives. Santa Monica (CA): RAND Corporation; 2009. 128 p.
<https://doi.org/10.7249/MG789>
5. Froes F.H.S., Gungor M.N., Ashraf Imam M. Cost-affordable titanium: The component fabrication perspective. *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*. 2007;59(6):28–31.
<https://doi.org/10.1007/s11837-007-0074-8>
6. Рубцов А.Н., Олесов Ю.Г., Антонова М.М. Гидрирование титановых материалов. Киев: Наукова думка, 1971. 128 с.
7. Zhu L., Kong L., Yang B., Xu B. Production of low-oxygen titanium powder by thermochemical and electrochemical processes: Current state and perspectives. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025;36:1522–1535.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.03.226>
8. Barbis D., Gasior R.M., Walker G.P., Capone J.A., Schaeffer T.S. Titanium powders from the hydride-dehydride process. In: *Titanium powder metallurgy: science, technology and applications*. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2015. P. 101–116.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-800054-0.00007-1>
9. Hidalgo A.A., Frykholm R., Ebel Th., Pyczak F. Powder metallurgy strategies to improve properties and processing of titanium alloys: A review. *Advanced Engineering Materials*. 2017;19(6):1600743.
<https://doi.org/10.1002/adem.201600743>
10. Wang H., Fang Z.Z., Sun P. A critical review of mechanical properties of powder metallurgy titanium. *International Journal of Powder Metallurgy*. 2010;46(5):45–57.
11. Анциферов В.Н., Устинов В.С., Олесов Ю.Г. Спеченные сплавы на основе титана. М.: Металлургия, 1984. 168 с.
12. Majima K., Hirata T., Shouji K. Effects of purity of titanium powder and porosity on static tensile properties of sintered titanium specimens. *Journal of The Japan Institute of Metals*. 1987;51(12):194–200.
https://doi.org/10.2320/JINSTMET1952.51.12_1194
13. Liu L.H., Yang C., Kang L.M., Qu S.G., Li X.Q., Zhang W. W., Chen W.P., Li Y.Y., Li P.J., Zhang L.C. A new insight into high-strength $Ti_{62}Nb_{12.2}Fe_{13.6}Co_{6.4}Al_{5.8}$ alloys with bimodal microstructure fabricated by semi-solid sintering. *Scientific Reports*. 2016;6(1):23467.
<https://doi.org/10.1038/srep23467>
14. Panigrahi B.B., Godkhindi M.M. Sintering of titanium: Effect of particle size. *International Journal of Powder Metallurgy*. 2006;42(2):35–42.
15. Robertson I., Schaffer G. Some effects of particle size on the sintering of titanium and a master sintering curve model. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009;40(8):1968–1979.
<https://doi.org/10.1007/s11661-009-9894-1>
16. Qian M., Yang Y.F., Luo S.D., Tang H.P. Pressureless sintering of titanium and titanium alloys: sintering densification and solute homogenization. In: *Titanium powder metallurgy: science, technology and applications*. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2015. P. 201–218.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-800054-0.00012-5>
17. Pereloma E.V., Savvakini D.G., Carman A., Gazder A., Ivasishin O.M. Microstructure development and alloying elements diffusion during sintering of near- β titanium alloys. In: *Powder Metallurgy of Titanium*. Brisbane, Australia: Trans Tech Publications Ltd, 2012. P. 49–56.
<https://doi.org/10.4028/b-HGgP7a>
18. Panigrahi B.B. Sintering behaviour of Ti–2Ni and Ti–5Ni elemental powders. *Materials Letters*. 2007;61(1):152–155.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2006.04.025>
19. Xia Y., Schaffer G. B., Qian M. The effect of a small addition of nickel on the sintering, sintered microstructure, and mechanical properties of Ti–45Al–5Nb–0.2C–0.2B alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2013;578:195–201.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.05.104>
20. Liu H.-W., Bishop D. P., Plucknett K. P. A comparison of Ti–Ni and Ti–Sn binary alloys processed using powder metallurgy. *Materials Science and Engineering A*. 2015;644:392–404.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.085>
21. Robertson I.M., Schaffer G.B. Design of titanium alloy for efficient sintering to low porosity. *Powder Metallurgy*. 2009;52(4): 311–315.
<https://doi.org/10.1179/003258909X12502872942499>
22. Liu Y., Chen L.F., Tang H.P., Liu C.T., Liu B., Huang B.Y. Design of powder metallurgy titanium alloys and composites, *Materials Science and Engineering: A*. 2006;418:25–35.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.10.057>
23. Esteban P.G., Bolzoni L., Ruiz-Navas E.M., Gordo E. PM processing and characterisation of Ti–7Fe low cost titanium alloys. *Powder Metallurgy*. 2011;54(3):242–252.
<https://doi.org/10.1179/174329009X457063>
24. Yang Y.F., Luo S.D., Bettles C.J., Schaffer G.B., Qian M. The effect of Si additions on the sintering and sintered microstructure and mechanical properties of Ti–3Ni alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(24):7381–7387.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.06.029>
25. Xia Y., Yu P., Schaffer G.B., Qian M. Cobalt-doped Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy fabricated by cold compaction and pressureless sintering. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;574:176–185.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.023>
26. Xia Y., Luo S.D., Wu X., Schaffer G.B., Qian M. The sintering densification, microstructure and mechanical properties of gamma Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy with a small addition of copper. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;559:293–300.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.100>
27. Savvakini D.H., Humenyak M.M., Matviichuk M.V. Мольяр О.Н. Role of hydrogen in the process of sintering of titanium powders. *Materials Science*. 2012;47(5):651–661.
<https://doi.org/10.1007/s11003-012-9440-y>
28. Ивасишин О.М., Саввакин Д.Г., Гуменьяк Н.М. Дегидрирование порошкового гидрида титана и его роль в активации спекания. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2011;33(7):899–917.

- Ivasishin O.M., Savvakina D.G., Gumenyak N.M. Dehydrogenation of powder titanium hydride and its role in the activation of sintering. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2011;33:899–917. (In Russ.).
29. Raynova S., Yang F., Bolzoni L. Mechanical behaviour of induction sintered blended elemental powder metallurgy Ti alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;799:140–157.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140157>
30. Weston N., Jackson M. FAST-forging – A new cost-effective hybrid processing route for consolidating titanium powder into near net shape forged components. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017;243:335–346.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.12.013>
31. Careau S.G., Ulate-Kolitsky E., Tougas B. Direct powder forging – A new approach for near net shape processing of titanium. *Powders*. 2023;2(1):21–31.
<https://doi.org/10.3390/powders2010002>
32. Singh A.P., Gabbitas B., Zhang D. Fracture toughness of powder metallurgy and ingot titanium alloys – A review. *Key Engineering Materials*. 2013;551:143–160.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.551.143>
33. Romero C., Yang F., Bolzoni L. Fatigue and fracture properties of Ti alloys from powder-based processes – A review. *International Journal of Fatigue*. 2018;117:407–419.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.08.029>
34. Weston R. Anatomy of an AM part failure: Lessons for managers, designers and producers from 2021's Olympic bike crash. *Additive Manufacturing*. 2022;8(2):115–125. URL: <https://www.metal-am.com/articles/anatomy-of-an-am-part-failure-lessons-for-managers-designers-and-producers-from-2021s-olympic-bike-crash/>
35. Baker J. An investigation into the handlebar failure that occurred in the Australian men's team pursuit race at the Tokyo 2020 Olympics. *Report*. 2022. 171 p. URL: https://assets.ausecycling.org.au/s3fs-public/2022-02/handlebar-9_21-ev-3_5-combined-inc-annexes-appendicies.pdf?utm_source=Metal+AM&utm_medium=magazine (Accessed: 30.04.2025).
36. Гончаров И.Н. Способ переработки титановой губки и устройство для осуществления способа: Авт. св-во 132409 (СССР). 1960.
37. Olsson L.R., Lampe V., Fischmeister H. Direct forging of high-alloy steel powders to bar stock. *Powder Metallurgy*. 1974;17(34):347–362.
<https://doi.org/10.1179/pom.17.34.1974.007>
38. Careau S.G., Bernard Tougas B., Ulate-Kolitsky E. Effect of direct powder forging process on the mechanical properties and microstructural of Ti–6Al–4V ELI. *Materials*. 2021;14(16):4499.
<https://doi.org/10.3390/ma14164499>
39. ASTM F136–21. Standard specification for wrought titanium–6aluminium–4vanadium ELI (Extra Low Interstitial) alloy for surgical implant applications (UNS R56401). West Conshohocken, PA: ASTM International, 2018. 5 p.
40. Павлов В.А., Кипарисов С.С., Щербина В.В. Обработка давлением порошков цветных металлов. М.: Металлургия, 1977. 170 с.
41. Павлов В.А. Обработка давлением порошков цветных металлов. Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2010. 347 с.
42. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование пористых материалов. М.: Наука, 1968. 120 с.
43. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование в металлокерамике. М.: Металлургия, 1972. 176 с.
44. Роман О.В., Шуганов А.Д., Смирнов Г.В. Высокоэнергетические технологии, основанные на применении взрывчатых веществ. В сб.: *50 лет порошковой металлургии Беларуси. История, достижения, перспективы*. Минск: ГНПО порошковой металлургии, 2010. С. 583–601.
45. Brown W.F.Jr., Srawley J.E. Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials. In: *Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*. Ed. Committee E-24. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1966. 129 p.
<https://doi.org/https://doi.org/10.1520/STP44663S>
46. Murphy Th.F., Lindsley B. Metallographic analysis of PM fracture surfaces. 15 p. URL: <https://studylib.net/doc/10702066/metallographic-analysis-of-pm-fracture-surfaces--hoeganae...> (Accessed: 30.04.2025).
47. Мажарова Г.Е., Комановский А.З., Чечулин Б.Б., Важенин С.Ф. Обработка титановых сплавов давлением. М.: Металлургия, 1977. 96 с.
48. Илларионов А.Г., Попов А.А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов. Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та, 2014. 137 с.
49. Салищев Г.А., Кайбышев О.А., Гордиенко Е.Г., Черняков М.И. Влияние исходной структуры на эффект сверхпластичности титанового сплава ВТЗ-1. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 1976;4:104–107.
 Salishchev G.A., Kajbyshev O.A., Gordienko E.G., Chernyakov M.I. Influence of initial structure on superplasticity effect of VTZ-1 titanium alloy. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 1976;4:104–107. (In Russ.).
50. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Белозеров А.П., Бовчар Г.А., Брун М.Я., Ерманок М.З. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: ОНТИ ВИЛС, 1996. 581 с.
51. Бердоносков С.С. Титан. В кн.: *Физическая энциклопедия*. В 5 т. (гл. ред. А.М. Прохоров). М.: Большая российская энциклопедия, 1994. Т. 4. 704 с.
52. Robertson I.M., Schaffer G.B. Some Effects of particle size on the sintering of titanium and a master sintering curve model. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009;40A: 1968–1979.
<https://doi.org/10.1007/s11661-009-9894-1>
53. Дорофеев Ю.Г., Попов С.Н. Исследование срачивания металлов при динамическом горячем прессовании. *Порошковая металлургия*. 1971;98(2):44–51.
 Dorofeev Yu.G., Popov S.N. Welding together of metals during dynamic hot pressing. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 1971;10(2):118–124.
<https://doi.org/10.1007/BF00796409>

Сведения об авторах



Владимир Юрьевич Дорофеев – д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение и технология машиностроения», Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова (ЮРГПУ (НПИ))

 **ORCID:** 0000-0001-6743-1727

 **E-mail:** dvyu56.56@mail.ru

Анна Николаевна Свиридова – к.т.н., доцент кафедры «Автомобили и транспортно-технологические комплексы», ЮРГПУ (НПИ)

 **ORCID:** 0000-0002-9851-1073

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

Светлана Владимировна Свиридова – ординатор института медицины и здоровьесбережения, Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина

 **ORCID:** 0009-0007-5260-3726

 **E-mail:** dr.sviridova27@inbox.ru

Лев Иванович Свистун – д.т.н., профессор кафедры инженерии систем управления, материалов и технологий в машиностроении, Кубанский государственный технологический университет

 **ORCID:** 0009-0001-8552-2582

 **E-mail:** levsvistun45@gmail.com

Information about the Authors

Vladimir Yu. Dorofeyev – Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of material science and engineering technology, Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI), (PSRSPU (NPI))

 **ORCID:** 0000-0001-6743-1727

 **E-mail:** dvyu56.56@mail.ru

Anna N. Sviridova – Cand. Sci. (Eng.), Associate Prof. of the Department of Automobiles and Transport-Technological Complexes, PSRSPU (NPI)

 **ORCID:** 0000-0002-9851-1073

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

Svetlana V. Sviridova – Resident of the Institute of Medicine and Health Preservation, Tambov State University named after G.R. Derzhavin

 **ORCID:** 0009-0007-5260-3726

 **E-mail:** dr.sviridova27@inbox.ru

Lev I. Svistun – Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of Engineering of Control Systems, Materials and Technologies in Mechanical Engineering, Kuban State Technological University

 **ORCID:** 0009-0001-8552-2582

 **E-mail:** levsvistun45@gmail.com

Вклад авторов



В. Ю. Дорофеев – научное руководство, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста, формулировка выводов.

А. Н. Свиридова – проведение механических испытаний, анализ результатов исследований.

С. В. Свиридова – проведение исследований структуры и состава опытных образцов.

Л. И. Свистун – подготовка и проведение эксперимента, руководство проведением эксперимента.

Contribution of the Authors

V. Yu. Dorofeyev – scientific supervision, formulation of research objectives and tasks, manuscript preparation, and drafting of conclusions.

A. N. Sviridova – mechanical testing and analysis of research results.

S. V. Sviridova – structural and compositional analysis of experimental samples.

L. I. Svistun – preparation and execution of the experiment, supervision of experimental work.

Статья поступила 11.05.2025 г.
Доработана 19.05.2025 г.
Принята к публикации 30.05.2025 г.

Received 11.05.2025
Revised 19.05.2025
Accepted 30.05.2025