Мосина, Р.М. Определение механических свойств образцов из стали 03Х17Н14М2 и сплава ВТ6, полученных аддитивными СЛП и ПЛВ технологиями, в зависимости от пористости и температуры / Р.М. Мосина, В.Ф. Гильмутдинов, М.Д. Кривилев. – DOI: 10.15593/perm.mech/2025.6.11 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2025. – № 6. – С. 116–134.

Perm Polytech Style: Mosina R.M., Gilmutdinov V.F., Krivilyov M.D. Evaluation of mechanical properties of 316L steel and Ti-6Al-4V samples obtained by additive SLM and DED techniques as a function of porosity and temperature. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2025, no. 6, pp. 116–134. DOI: 10.15593/perm.mech/2025.6.11

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 6, 2025
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2025.6.11
УДК 539.32

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 03Х17Н14М2 И СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМИ СЛП И ПЛВ ТЕХНОЛОГИЯМИ, В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПОРИСТОСТИ И ТЕМПЕРАТУРЫ

Р.М. Мосина[1], В.Ф. Гильмутдинов[2], М.Д. Кривилев[1,2]

[1]Удмуртский государственный университет, Ижевск, Российская Федерация
[2]Удмуртский федеральный исследовательский центр
Уральского отделения Российской академии наук, Ижевск, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 30 сентября 2025 г.
Одобрена: 12 декабря 2025 г.
Принята к публикации:
15 декабря 2025 г.

Ключевые слова:

механические свойства, аналитические модели, полиномиальные модели, температура, пористость, конструкционные стали и сплавы, механика сплошных сред

АННОТАЦИЯ

Современные технологии аддитивного производства, такие как селективное лазерное плавление (СЛП) и прямое лазерное выращивание (ПЛВ), позволяют создавать сложнопрофильные металлические изделия с уникальными свойствами. Неотъемлемой особенностью этих процессов является формирование специфической микроструктуры, наличие остаточных напряжений и определенного уровня пористости. Совокупное воздействие этих факторов приводит к выраженной анизотропии механических характеристик и их сильной зависимости от многочисленных технологических параметров печати. В связи с этим актуальной задачей является разработка надежных математических моделей, способных прогнозировать механические свойства таких материалов. В работе рассмотрены подходы для описания механических свойств композиционных материалов, предложенные в литературе и основанные на методе пространственного осреднения. Использованы для сравнения математические модели, включая вилки Фойгта – Рейса и Хашина – Штрикмана, модели Мори – Танака, Кристенсена и Эшби, применяемые для расчета зависимости модуля Юнга, модуля сдвига, коэффициента Пуассона и предела текучести от пористости. Для описания механических характеристик в зависимости от температуры рассмотрены модели Вачтмана для модуля Юнга и пороговых напряжений (mechanical threshold stress) для модуля сдвига. Основной целью исследования являлась проверка применимости и оценка точности моделей, применяемых для анализа анизотропных металлических материалов, полученных СЛП и ПЛВ способами аддитивной 3D-печати. Согласно результатам нашего исследования, модель Кристенсена, а также модель Гибсона – Эшби продемонстрировали хорошее согласие с экспериментальными данными, доступными в современной научной литературе, что позволяет рекомендовать их для инженерных расчетов, связанных с влиянием пористости. В то же время, математические модели, учитывающие температурные изменения механических характеристик, показали неудовлетворительное или невысокое соответствие реальным экспериментальным данным, полученным для материалов аддитивного производства. В качестве альтернативы в статье предлагается использование полиномиального разложения для описания зависимостей механических характеристик от температуры. Таким образом, на основе проведенного в работе комплексного и детального анализа для каждой отдельной механической характеристики предложена и формализована конкретная регрессионная модель, которая рекомендуется для использования в практических инженерных расчетах и численном моделировании.

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

© **Мосина Ринетта Маратовна** – аспирант, младший научный сотрудник учебно-научной лаборатории «Физика конденсированных сред», e-mail: rinetta.mosina@bk.ru, ORCID: 0000-0002-1027-2857
Кривилев Михаил Дмитриевич – доктор физико-математических наук, заведующий учебно-научной лабораторией «Физика конденсированных сред», e-mail: mk@udsu.ru, ORCID: 0000-0002-0239-2883
Гильмутдинов Виталий Фаатович – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник отдела теоретической физики, e-mail: vital@udman.ru, ORCID: 0000-0003-3499-3808

Rinetta M. Mosina – PhD student, junior researcher at the Educational and Scientific Laboratory of Condensed Matter Physics, e-mail: rinetta.mosina@bk.ru, ORCID: 0000-0002-1027-2857
Mikhail D. Krivilyov – PhD. Habil. in Physics and Mathematics, Head of the Educational and Scientific Laboratory of Condensed Matter Physics; Leading Researcher, Department of Theoretical Physics, e-mail: mk@udsu.ru, ORCID: 0000-0002-0239-2883
Vitaly F. Gilmutdinov – Ph.D. in Physics and Mathematics, Senior Researcher, Department of Theoretical Physics, e-mail: vital@udman.ru, ORCID: 0000-0003-3499-3808

EVALUATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF 316L STEEL AND TI-6AL-4V SAMPLES OBTAINED BY ADDITIVE SLM AND DED TECHNIQUES AS A FUNCTION OF POROSITY AND TEMPERATURE

R.M. Mosina[1], V.F. Gilmutdinov[2], M.D. Krivilyov[1,2]

[1] Udmurt State University, Izhevsk, Russian Federation
[2] Udmurt Federal Research Center of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Izhevsk, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 30 September 2025
Approved: 12 December 2025
Accepted for publication:
15 December 2025

Keywords:

primary mechanical properties, analytical models, polynomial models, temperature, porosity, experimental data, structural steels and alloys, continuum mechanics

ABSTRACT

Modern techniques of additive manufacturing, such as selective laser melting (SLM) and direct energy deposition (DED), enable the creation of complex metal parts with unique properties. However, an inherent characteristic of these processes is the formation of a specific microstructure, residual stresses, and a certain level of porosity. The combined effect of these factors naturally leads to the pronounced anisotropy in mechanical properties and its strong dependence on various process parameters. Therefore, the development of accurate and reliable mathematical models capable of predicting the mechanical properties of such materials is essential. Therefore, this paper examines approaches to averaging the mechanical properties of materials based on spatial averaging, proposed in the literature for describing composite materials. The mathematical models, including Voigt – Reiss and Hashin – Shtrikman bounds, Mori – Tanaka, Christensen and Ashby models, have been used to calculate Young's modulus, shear modulus, Poisson's ratio, and yield strength as functions of porosity. To describe these mechanical characteristics as functions of temperature, the Wachtman model for Young's modulus and the Mechanical Threshold Stress model for shear modulus are considered. The primary objective of the study was to test the applicability and assess the accuracy of models used to analyze anisotropic metal materials produced with SLM and DLD. According to the obtained results, the Christensen model, as well as the Gibson – Ashby model, demonstrated sufficient agreement with experimental data available in the literature. It allows them to be recommended for engineering calculations related to the effect of porosity. At the same time, the mathematical models accounting for temperature-related changes in mechanical properties have shown poor correspondence with actual experimental data got for additively manufactured materials. As an alternative, the article proposes a polynomial expansion to describe the temperature dependence of mechanical properties. Thus, based on a comprehensive and detailed analysis for each individual mechanical property, a specific regression model was ultimately proposed and formalized, which is recommended for practical engineering calculus and computer simulation.

Введение

Аддитивная 3D-печать является одной из динамично развивающихся технологий в современной промышленности, которая позволяет создавать сложные детали и конструкции с минимальным расходом материала. Это делает её востребованной в аэрокосмической промышленности, автомобилестроении, медицине и энергетике. Однако несмотря на преимущества аддитивных технологий, таких как гибкость проектирования, возможность создания лёгких и оптимизированных структур, а также сокращение времени производства, вопросы, связанные с прогнозированием механических свойств изделий, остаются крайне актуальными.

Механические характеристики материалов, полученных с помощью аддитивного производства, могут отличаться от свойств изделий, изготовленных стандартными методами. Это связано с особенностями технологического процесса, такими как послойное нанесение материала, термические напряжения, возникающие при охлаждении, а также наличие внутренних дефектов (пор, трещин, неоднородности структуры). Эти факторы влияют на прочность, усталостную долговечность, твёрдость и другие механические свойства, что делает

необходимым их тщательное исследование и контроль качества изделий [1].

Актуальность изучения механических свойств при аддитивном производстве обусловлена рядом причин. В отдельных областях применения, где отказ изделия или иная ситуация, когда деталь или конструкция перестает выполнять свои функции из-за разрушения, может привести к катастрофическим последствиям. Исследование влияния параметров 3D-печати (скорости печати, температуры, мощности лазера и др.) на механические свойства позволяет оптимизировать процесс 3D печати и улучшить качество изделий. Аддитивные технологии позволяют создавать лёгкие и прочные структуры с уникальной геометрией, например, решётчатые конструкции или топологически оптимизированные детали. Таким образом, исследование поведения их механических свойств в зависимости от температуры и пористости крайне важным для определения условий, при которых будут достигаться необходимые функциональность и долговечность изделий [2].

Аддитивные технологии широко применяются при изготовлении титановых имплантатов. В работе [3] установлено, что направление выращивания существенно влияет на микроструктуру и механические свойства изделий. Авторы подчеркивают необходимость дальнейших исследований для учета дополнительных факторов, таких как постобработка и параметры печати, чтобы оптимизировать качество и надежность медицинских имплантатов.

Таким образом, изучение и прогнозирование механических свойств материалов и изделий, полученных с помощью аддитивных технологий, является важным направлением современных исследований. Оно не только способствует повышению качества и надёжности аддитивно произведённых деталей, но и открывает новые возможности для инноваций в материаловедении и инженерии. Следует также упомянуть, что для анализа и прогнозирования поведения таких материалов на макроуровне активно применяются методы механики сплошных сред, которые позволяют рассматривать материалы как сплошные среды, абстрагируясь от их молекулярного строения.

Целью настоящей статьи является проверка применимости и оценка точности математических моделей, предложенных в литературе для анализа анизотропных композиционных материалов, в приложении к металлическим образцам, полученным методами СЛП и ПЛВ печати. Для достижения поставленной цели авторами решались следующие задачи:

1. Анализ развитых в литературе математических моделей, описывающих влияние пористости и температуры на основные механические характеристики материалов.

2. Выявление моделей, обеспечивающих более точное описание влияния анизотропии и температуры на основные механические свойства материала, произведенного аддитивным способом.

3. Поиск опубликованных экспериментальных данных по механическим свойствам нержавеющей стали 03Х17Н14М2 (*англ.* 316L) и титанового сплава ВТ6 (*англ.* Ti-6Al-4V), полученных методами СЛП и ПЛВ.

4. Сопоставление теоретических моделей с экспериментальными данными. Наложение экспериментальных результатов на аналитические модели с целью верификации точности аналитических моделей.

5. Поиск моделей, наиболее точно описывающих зависимость прочностных характеристик 316L и Ti-6Al-4V от структурных особенностей и температурных условий.

Научная новизна полученных в статье результатов связана с исследованием зависимости между механическими свойствами, пористостью и температурой в материалах, полученных методом аддитивной печати. Важно отметить, что при печати пористых изделий, фильтров и костных заменителей объемная доля пористости может достигать 30%. В этом случае формирующиеся поры имеют нерегулярный и извилистый характер, в результате зависимость механических характеристики от пористости носит более сложный характер в сравнении с материалами, где поры изолированы и их объемная доля мала. До проведения исследований в настоящей статье эта взаимосвязь для извилистых пористых каналов была неочевидна. В отношении зависимости от температуры авторы ранее столкнулись со значительным разбросом экспериментальных данных. Данная проблема была решена методами аппроксимации данных, описанными в настоящей работе.

Методы осреднения при описании механики неоднородных сред

В механике сплошных сред рассматривается движение таких материальных тел, которые заполняют пространство непрерывно, причём их молекулярным строением пренебрегают. Считаются непрерывными и характеристики тел, такие как плотность, напряжения, скорости движения частиц сплошной среды и т. д. Это обуславливается тем, что линейные размеры, с которыми имеет дело механика сплошных сред, значительно больше межмолекулярных расстояний. Минимально возможный объем тела, который позволяет исследовать его выбранные свойства, называется представительным объемом.

Эффективные свойства многофазной среды используются в механике многофазных сред для расчета процессов переноса и деформаций материалов в приближении сплошной среды. При этом основные уравнения динамики могут быть получены с использованием двух подходов. При первом подходе уравнения выводятся феноменологически на основании анализа балансов потоков и источниковых слагаемых в локальном объеме. При втором подходе указанные уравнения могут быть выведены после осреднения уравнений, описывающих микроскопическое движение в физической системе на уровне частиц, причем осреднение должно выполняться как в объеме фаз, так и на межфазных поверхностях. Таким образом, методика осреднения уравнений является одним из ключевых элементов при построении многоуровневых моделей. Этой тематике ранее был посвящен ряд диссертационных исследований, выполненных С.В. Мозолиным (Москва, 1984), О.А. Ивановой (Москва, 1993), М.В. Соловейчик (Москва, 1993), В.Ю. Дубинской (Москва, 1994), А.С. Слуцким (Санкт-Петербург, 2005). (Работы приведены в хронологическом порядке.) В теории затвердевания наиболее строгое определение макроточки было дано И.Л. Воробьевым и Г.Ф. Баландиным

(Москва, 1980) при формулировке уравнений двухфазной зоны. Рассмотрим основные понятия и определения, связанные с процедурой осреднения.

В литературе описано несколько методов осреднения: пространственное, временное, пространственно-временное и вероятностное. Как отмечено в [4], все методы приводят практически к одинаковым системам осредненных уравнений и их различие проявляется лишь при обосновании, выборе основных гипотез и разработке методов экспериментального измерения средних параметров и выявления связей между ними. Пространственное осреднение может проводиться либо по объему, либо в плоском сечении объёма в зависимости от рассматриваемой физической характеристики. В некоторых случаях осреднение проводится по произвольной поверхности, соответствующей границе раздела фаз. Для этого в точке P осреднения, определяемой радиус-вектором $\mathbf{r}$, задается либо элементарный объем δV, либо плоское сечение δS, для которых точка P является геометрическим центром [4]:

$$\boldsymbol{r} = \frac{1}{\delta V}\int_{\delta V} r' d'V = \int_{\delta S} r' d'S. \qquad (1)$$

Далее для корректного проведения осреднения накладывается ограничение, что линейный размер δx объема δV или сечения δS во много раз превосходит размер l неоднородности осредняемого поля и много меньше, чем характеристический пространственный масштаб L анализируемого физического явления:

$$L \gg \delta x \gg l, \qquad \delta x \sim (\delta V)^{\frac{1}{3}} \sim (\delta s)^{1/2}. \qquad (2)$$

Определим объемную и поверхностную доли фазы в элементарном объеме или плоском сечении как

$$\alpha_{V_i} = \frac{\delta V_i}{\delta V}, \alpha_{S_i} = \frac{\delta S_i}{\delta S}, \qquad \sum_{i=1}^{N} \alpha_{V_i} = \sum_{i=1}^{N} \alpha_{S_i} \equiv 1. \qquad (3)$$

Введем усредненные значения $\langle \varphi_i' \rangle_{V_i}$ и $\langle \varphi_i' \rangle_{S_i}$, где $\langle \ \rangle -$ угловые скобки обозначают усреднение по пространству скалярного поля φ по объемам фаз δV_i и сечениям δS_i: $\langle \varphi_i' \rangle_{V_i} = \frac{1}{\delta V_i}\int_{\delta V_i} \varphi_i' d'V$, $\langle \varphi_i' \rangle_{S_i} = \frac{1}{\delta S_i}\int_{\delta S_i} \varphi_i' d'S$. Поскольку результат осреднения зависит от формы, расположения и размеров элементарного объёма (сечения), то необходимо ввести некоторые условия на интервал значений линейного размера δx области осреднения. Формулы осреднения по поверхности применялась для обработки данных прямого моделирования механических свойств, результаты которого представлены на рис. 1 и 2.

В диссертации А.С. Слуцкого (Санкт-Петербург, 2005) были сформулированы и решены задачи теории осреднения в областях с анизотропной фрактальной структурой: рассмотрены краевые задачи с коэффициентами, обладающими свойством «ветвления» по одному направлению и краевые задачи в перфорированных областях при сгущающейся перфорации. Автор выделяет, что подобные структуры возникают в задачах математического моделирования биологических систем, а также в задачах механики разрушения. Данный подход существенно расширил математический аппарат механики неоднородных сред.

В работе [5] рассматривается численный метод многоуровневого моделирование гетерогенных материалов, где под гетерогенными материалами понимаются металлические сплавы, пористые среды, поликристаллические материалы и композиты. Автор подчёркивает, что разные фазы, присущие таким материалам, определяют микроструктуру материала. Кузнецова в своей работе исследует вычислительный метод гомогенизации, связывающий микро- и макро- масштабы, что позволяет учитывать большие деформации и вращение как на макро-, так и на микро- масштабах. Также предложенный подход подходит для произвольного поведения материала. Данная работа внесла вклад в развитие многомасштабного моделирования, предлагая эффективные вычислительные стратегии для инженерного анализа и проектирования материалов со сложной геометрией.

В статье [6] рассматриваются ключевые подходы к моделированию текстильных композитов с акцентом на методы осреднения (гомогенизации) их свойств. Авторы анализируют стратегии многоуровневого моделирования, связывающие микро- и мезоструктуру материала с его макроскопическим поведением. Особое внимание уделяется сложной геометрии текстильных композитов (тканых, трикотажных, нетканых), где ориентация волокон, плетение и взаимодействие между фазами существенно влияют на механические характеристики. Предлагается комбинация численных методов и аналитических моделей, позволяющая эффективно предсказывать жесткость, прочность и повреждение материала при различных типах нагружения. Одним из важных аспектов работы является обсуждение проблем проверки (валидации) моделей. Авторы подчеркивают необходимость сопоставления расчетных данных с экспериментальными результатами, включая использование рентгеновской томографии для точного воспроизведения реальной структуры композита. Также рассматриваются упрощающие допущения, которые позволяют снизить вычислительную стоимость моделирования без значительной потери точности.

Модели расчета механических свойств

Механические характеристики материалов, такие как модуль Юнга, модуль сдвига, коэффициент Пуассона, предел текучести и ударная вязкость, не только описывают способность материала сопротивляться деформациям и разрушению, но и тесно взаимосвязаны между собой. В данной статье исследовались механические свойства стали 316L (аустенитная нержавеющая сталь) и сплава Ti-6Al-4V (титановый сплав на основе системы Ti-6%Al-4%V), которые широко применяются в различных отраслях промышленности благодаря выигрышной комбинации прочностных, коррозионных и механических свойств. Механические свойства указанных сплавов при нормальных условиях представлены в табл. 1.

Таблица 1/Table 1

Механические свойства стали 316L и сплава Ti-6Al-4V
Mechanical properties of the stainless steel 316L and titanium alloy Ti-6Al-4V

Механическая характеристика	Модуль Юнга (E, Па)	Модуль сдвига (G, Па)	Коэффициент Пуассона (ν, -)	Предел текучести (σ, МПа)
316L	193×10^9	73×10^9	0,33	595 [7]
Ti-6Al-4V	114×10^9	42×10^9	0,34	1015 [8]

Сталь 316L обладает высокой коррозионной стойкостью, жаропрочностью и пластичностью, что делает её востребованной в химической, нефтегазовой и энергетической отраслях. Сплав Ti-6Al-4V, в свою очередь, характеризуется высокой удельной прочностью при низкой плотности, коррозионной стойкостью, что обуславливает его применение в аэрокосмической промышленности и медицине. Химический состав сплава влияет на механические свойства материала, влияние любого элемента химического состава можно разделить на несколько аспектов: 1) влияние на кристаллическую структуру (например, Al в титановых сплавах повышает прочность и термостойкость), 2) влияние на упрочнение (например, углерод в составе повышает твердость). Большое влияние на механические свойства оказывают также примесные компоненты сплава: например, Fe в сплаве Ti-6Al-4V ухудшает коррозионную стойкость. В табл. 2 ниже приведен химических состав сплавов согласно ГОСТ (для ВТ6 ГОСТ 19807-91, для 03Х17Н14М2 – ГОСТ 5632-72), исследованных в данной статье.

Таблица 2/Table 2

Химический состав нержавеющей стали 316L
и титанового сплава Ti-6Al-4V

Chemical composition of the stainless steel 316L
and titanium alloy Ti-6Al-4V

Сплав	316L (03Х17Н14М2)	Ti-6Al-4V (ВТ6)
Основа	Fe ~65–70 %	Ti ~90 %
Легирующие элементы	Cr (16–18 %), Ni (12–14 %), Mo (2–3 %)	Al (5,5–6,75 %), V (3,5–4,5 %)
Примеси	Mn, Si, C, P, S	Fe, O, N, C, H

Зависимость основных механических характеристик от пористости материала

Пористость материала является одной из структурных характеристик, оказывающей влияние на его механические свойства. Под пористостью понимается доля пустот (пор) в общем объёме материала. Наличие пор может быть как естественным свойством материала (например, в керамике, пенопластах или природных материалах, таких как древесина), так и результатом специального технологического процесса (например, в металлических композитах). В случае аддитивных технологий поры интерпретируются как дефекты, связанные с неполным сплавлением материала. Степень пористости, размер, форма и пространственное распределение пор существенно влияют на прочность, жёсткость, упругость, твёрдость и ударную вязкость материалов. Увеличение пористости, как правило, приводит к снижению плотности материала, что может быть полезным для создания лёгких конструкций [9]. Однако это также сопровождается уменьшением механической прочности и жёсткости, поскольку поры создают области концентрации напряжений и снижают эффективное сечение материала, способное воспринимать нагрузки.

Изучение зависимости механических свойств от пористости имеет важное значение для проектирования и оптимизации материалов в различных отраслях, включая аэрокосмическую промышленность, строительство, медицину и энергетику. Например, в аэрокосмической отрасли лёгкие пористые материалы используются для снижения массы конструкций, а в медицине пористые биосовместимые материалы применяются для создания имплантатов, способствующих регенерации тканей.

В данном разделе рассматриваются зависимости механических характеристик материалов от пористости. Анализируются аналитические модели, описывающие эту зависимость, а также экспериментальные данные, подтверждающие влияние пористости на механическое поведение материалов. Ниже представлены аналитические модели и основные уравнения для механических свойств.

Модели Фойгта и Рейса

Модели Рейсса и Фойгта [10] являются классическими подходами для оценки эффективных механических свойств композиционных материалов. Они используются для расчёта основных механических характеристик в зависимости от свойств компонентов композита и их объёмных долей. Эти модели представляют собой верхнюю и нижнюю границы эффективных свойств композита и широко применяются в материаловедении.

Предположим, что каждый компонент композита описывается однородными определяющими соотношениями. Тогда осуществляется однородная деформация, т.е. $\varepsilon_\alpha = \varepsilon^0$ и $\langle\sigma\rangle = \sum_{\alpha=1}^{q} v_\alpha F_\alpha(\varepsilon^0)$, где ε – однородная деформация, $\langle\sigma\rangle$ – среднее напряженное состояние, v_α – объёмная доля, q – число компонентов в композите, F_α – линейный оператор связывающий между собой тензор деформаций и тензор напряжений. Такой приближенный подход определения эффективных определяющих соотношений называется подходом Фойгта.

Для двухкомпонентного материала в подходе Фойгта эффективные механические характеристики определяются следующим образом:

$$K^* = \alpha_{\text{пор.}} K_1 + \left(1 - \alpha_{\text{пор.}}\right) K_2,$$
$$G^* = \alpha_{\text{пор.}} G_1 + \left(1 - \alpha_{\text{пор.}}\right) G_2,$$
$$E^* = \frac{9K^* G^*}{3K^* + G^*}, \qquad (4)$$
$$\nu = \frac{E^*}{2G^*} - 1,$$

где, K^* – эффективный модуль объёмного сжатия, G^* – эффективный модуль сдвига, E^* – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона, $\alpha_{\text{пор.}}$ – объемная концентрация первого компонента (объемная доля пор), $(1 - \alpha_{\text{пор.}})$ – объемная концентрация второго компонента (объемная доля металлической фазы), K_1, K_2, G_1, G_2 – объемные модули упругости и модули сдвига первого и второго компонента, соответственно.

Пусть каждый компонент композита описывается линейно-упругими определяющими соотношениями, осуществляющими однородное напряженное состояние, т.е. $\sigma_\alpha = \sigma^0$. Тогда $\langle \varepsilon \rangle = \sum_{\alpha=1}^{q} v_\alpha H_\alpha(\sigma^0)$, где σ^0 – однородное напряженное состояние, $\langle \varepsilon \rangle$ – средняя деформация, v_α – объёмная доля, q – число компонентов в композите, H_α – линейный оператор, связывающий между собой тензор напряжений и тензор деформаций. Такой приближенный подход определения эффективных определяющих соотношений называется подходом Рейсса. Для двухкомпонентного материала в подходе Рейсса эффективные механические характеристики определяются следующим образом:

$$K^* = \frac{K_1 K_2}{\alpha_{\text{пор.}} K_2 + \left(1 - \alpha_{\text{пор.}}\right) K_1},$$
$$G^* = \frac{G_1 G_2}{\alpha_{\text{пор.}} G_2 + \left(1 - \alpha_{\text{пор.}}\right) G_1}, \qquad (5)$$
$$E^* = \frac{9K^* G^*}{3K^* + G^*},$$
$$\nu = \frac{E^*}{2G^*} - 1.$$

Пользуясь подходом Рейсса и Фойгта при $K_1 > K_2$, $G_1 > G_2$ можно получить так называемую «вилку» Фойгта – Рейсса, т.е. ограничения на эффективные модули упругости сверху и снизу. Эффективные свойства композита, как правило, находятся между значениями, предсказанными моделями Фойгта и Рейсса.

Модель Хашина – Штрикмана

Модель Хашина – Штрикмана (Hashin – Shtrikman) [10] также является широко используемой моделью для оценки эффективных механических свойств композиционных материалов. Она предоставляет более точные границы для эффективного модуля упругости и модуля сдвига по сравнению с классическими моделями Фойгта и Рейсса. Представленные выше модели Фойгта и Рейсса представляют собой простейшие подходы к оценке эффективных свойств композитов. Модель Фойгта предполагает, что деформации в композите распределены равномерно, что дает верхнюю оценку для эффективных свойств композитов. Модель Рейсса, напротив, предполагает, что напряжения распределены равномерно, и дает нижнюю оценку. Однако эти модели не учитывают взаимодействие между компонентами композита и их микроструктуру, что приводит к широким границам для эффективных свойств.

Модель Хашина – Штрикмана предполагает, что композит можно представить как однородную среду, в которой включения одного материала распределены в матрице другого материала. При этом учитывается взаимодействие между включениями и матрицей, что позволяет более точно описать эффективные свойства композита и дать более узкие ограничения сверху и снизу на механические характеристики. Стоит отметить, что данная модель применима для композитов с использованием разной геометрией включений, включая сферические, эллипсоидные и другие формы.

Для двухкомпонентного материала верхняя граница оценки механических характеристик определятся следующим образом:

$$K^* = \frac{K_1 K_2 + \frac{4}{3}\left(1 - \alpha_{\text{пор.}}\right) G_2 K_2 + \frac{4}{3}\alpha_{\text{пор.}} G_2 K_1}{K_1 + \frac{4}{3}G_2 - \alpha_{\text{пор.}}(K_1 + K_2)},$$
$$G^* = G_2 + \frac{\alpha_{\text{пор.}}}{\frac{1}{G_1 - G_2} + \frac{6}{5}\frac{(K_2 + 2G_2)\left(1 - \alpha_{\text{пор.}}\right)}{(3K_2 + 4G_2)G_2}}, \qquad (6)$$
$$E^* = \frac{9K^* G^*}{3K^* + G^*},$$
$$\nu = \frac{E^*}{2G^*} - 1.$$

Для двухкомпонентного материала в подходе Хашина – Штрикмана нижняя граница для оценки механических характеристик определяется выражениями:

$$K^* = \frac{K_1\left(K_2 + \frac{4}{3}\alpha_{\text{пор.}} G_1\right) + \frac{4}{3}\left(1 - \alpha_{\text{пор.}}\right) G_1 K_2}{K_1 + \frac{4}{3}G_1 - \alpha_{\text{пор.}}(K_1 + K_2)},$$
$$G^* = G_1 + \frac{1 - \alpha_{\text{пор.}}}{\frac{1}{G_2 - G_1} + \frac{6}{5}\frac{(K_1 + 2G_1)\alpha_{\text{пор.}}}{(3K_1 + 4G_1)G_1}}, \qquad (7)$$
$$E^* = \frac{9K^* G^*}{3K^* + G^*},$$
$$\nu = \frac{E^*}{2G^*} - 1.$$

Модель Хашина – Штрикмана является важной для оценки эффективных механических свойств композиционных материалов. Этот подход позволяет получить более точные границы (вилки) для эффективных модулей упругости по сравнению с классическими оценками Фойгта и Рейсса. Стоит отметить, что модели Фойгта-Рейсса и Хашина-Штрикмана применимы только при малых значениях пористости ниже 0.1%, где поля напряжений можно считать однородными.

Модель Кристенсена

Модель Кристенсена (Christensen model) – это усовершенствованная модель оценки эффективных механических свойств композиционных материалов, которая учитывает не только объёмные доли компонентов, но и их микроструктуру, включая форму и распределение включений. Эта модель является развитием моделей Хашина – Штрикмана и предоставляет собой оценки для

эффективных модулей упругости, особенно для композитов с неоднородной структурой [11]. Уравнения модели Кристенсена имеют вид:

$$K^* = \frac{4}{3}G_0\frac{(1+v_0)\alpha_s}{2(1-2v_0)+(1-v_0)(1-\alpha_s)},$$
$$G^* = \alpha_s G_0,$$
$$E^* = \frac{9K^*G^*}{3K^*+G^*},$$
$$\nu = \frac{E^*}{2G^*} - 1, \quad (8)$$

где v_0 – начальный коэффициент Пуассона, G_0 – начальный модуль сдвига исходного материала, α_s – структурный параметр, который связывает изменения механических свойств с пористостью $\alpha_s = \frac{(1-\alpha_0)^n(\alpha_0-\alpha)}{\alpha_0}$, где α_0, α – начальная (объемная доля пор в исходном состоянии материала) и конечная (актуальная объёмная доля пор в рассматриваемом состоянии) пористость материала, $n = \frac{\alpha_0+\alpha}{\alpha_0}$.

Модель Мори – Танака

Модель Мори – Танака (Mori – Tanaka) – это одна из наиболее популярных и точных моделей оценки эффективных механических свойств композиционных материалов. Она учитывает взаимодействие между включениями (порами) и матрицей (сплошным телом), что делает её полезной для композитов с умеренными объёмными долями включений (обычно до 30–40 %). Модель широко применяется в материаловедении для прогнозирования модулей упругости, предела текучести и других механических характеристик [12]. Уравнения модели Мори – Танака:

$$K^* = K_1\frac{\alpha_{\text{пор.}}(K_2+K_1)}{1+\gamma(1-\alpha_{\text{пор.}})(K_2-K_1)},$$
$$G^* = G_1 + \frac{\alpha_{\text{пор.}}(G_2+G_1)}{1+\beta(1-\alpha_{\text{пор.}})(G_2-G_1)},$$
$$E^* = \frac{9K^*G^*}{3K^*+G^*},$$
$$\nu = \frac{E^*}{2G^*} - 1, \quad (9)$$

где K_1, K_2 – объёмные модули упругости матрицы и включений, $\alpha_{\text{пор.}}$ – объёмная доля включений, γ – параметр, зависящий от формы включений (для сферических включений $\gamma = \frac{3K_1}{3K_1+4G_1}$), G_1, G_2 – модули сдвига матрицы и включений, β – параметр, зависящий от формы включений (для сферических включений $\beta = \frac{6(K_1+2G_1)}{5(3K_1+4G_1)}$).

Модель Гибсона – Эшби

Модель Гибсона – Эшби (Gibson – Ashby) – это подход [13], разработанный М. Эшби для анализа и оптимизации механических, термических и других свойств с точки зрения их структуры и пористости. Модель широко используется в материаловедении и инженерии. Модель Гибсона – Эшби может быть адаптирована для анализа и оптимизации пористых композитов [14]. Уравнения модели имеют вид:

$$E^* = E_0(1-\alpha_{\text{пор.}})^n,$$
$$G^* = G_0(1-\alpha_{\text{пор.}})^n, \quad (10)$$
$$\nu = \frac{E^*}{2G^*} - 1,$$
$$\sigma_{0.2}^* = \sigma_0(1-\alpha_{\text{пор.}})^n.$$

где $\alpha_{\text{пор.}}$ – пористость материала, n – эмпирический параметр, принимаемый от 1 до 3. Для модуля Юнга и модуля сдвига $n = 3$, для предела текучести $n = 1$.

Модель Сибилева и Мишина для предела текучести

Модель разработана для вычисления эффективных механических свойств материалов с учетом их пористости и начальной относительной температуры. В исследовании [15] представлены экспериментальные данные о пределе текучести и описана модель, на основе которой была создана так называемая «модель предела текучести». Основное уравнение модели имеет вид:

$$\sigma_{02}^* = \sigma_{02}\left(1 - \frac{\alpha_{\text{пор.}}}{\alpha_{max}}\right), \quad (11)$$

где σ_{02}, σ_{02}^* – начальные и эффективные пределы текучести, $\alpha_{\text{пор.}}$, $\alpha_{\max}$ – текущая и конечная пористости.

Температурное поведение механических характеристик сплавов

Механические характеристики материалов могут существенно изменяться в зависимости от температуры. При повышенных температурах материалы становятся менее жёсткими и прочными, но более пластичными, что связано с увеличением подвижности атомов и дислокаций в кристаллической решётке. Изучение зависимости механических характеристик от температуры важно для материалов, используемых в экстремальных условиях. Например, в газотурбинных двигателях лопатки турбин работают при температурах, близких к 1000 °C, что требует использования жаропрочных сплавов с высокой термической стабильностью.

В данной главе рассматриваются модели зависимости механических свойств материалов от температуры, начиная от комнатной (298 К) и заканчивая температурой солидус. Особое внимание уделяется классическим теоретическим моделям, приведённым в литературе. На основе анализа предложены рекомендации по выбору модели для работы в широком диапазоне температур, что может быть полезно для инженеров и исследователей, работающих в области материаловедения и механики.

Модель Вачтмана для модуля Юнга

Модель Вачтмана (Wachtman model) представляет собой эмпирическую модель, которая описывает зависимость модуля Юнга (E) от температуры для керамических и кристаллических материалов. Эта модель широко используется для анализа изменения упругих свойств материалов при повышении температуры. Модель Вачтмана основана на экспериментальных данных. Она была предложена J. B. Wachtman и развита в работах [16 – 19] для расчета модуля Юнга E^*:

$$E^* = E_0 - bTe^{\frac{T_0}{T}}, \quad (12)$$

где E^* – эффективный модуль Юнга, E_0 – модуль Юнга при $T_0 = 298$ К, b – параметр, определяемый по исходным данным.

Модель порогового сдвигового напряжения для модуля сдвига

Модель порогового сдвигового напряжения (*англ.* mechanical threshold stress (MTS)) – это теоретическая модель, которая описывает зависимость механических свойств материалов, включая модуль сдвига G, от температуры, скорости деформации и микроструктуры материала. Модель MTS [19; 20] широко используется для анализа пластического деформирования металлов и сплавов, особенно в условиях высоких температур и динамических нагрузок. Модель была создана в рамках модели пластичности MTS (Mechanical Threshold Stress), поэтому ее часто называют моделью модуля сдвига MTS, согласно которой модуль сдвига определяется следующим образом:

$$G^* = G_0 - \frac{D}{e^{\frac{T_0}{T}} - 1}, \quad (13)$$

где G_0 – модуль сдвига при $T_0 = 273$ К, D – константа, характеризующая конкретный материал (подбирается эмпирически).

Результаты и их обсуждение

В данном разделе представлено поведение механических характеристик, описанное с помощью аналитических моделей, приведённых в разделе 3. Моделирование проводилось с использованием параметров, характерных для исследуемых материалов: стали 316L и сплава Ti-6Al-4V. Для каждой механической характеристики построены графики, на которых отображены как предлагаемые модели, так и экспериментальные данные, приведённые в различных источниках.

Зависимость механических свойств материалов от пористости

Для объективной оценки применимости моделей и их точности использовалась метрика для сходимости, вычисляемой по формуле:

$$\omega = \left(1 - \frac{\sum\left|\varphi_{\text{эксп}}(\alpha_{\text{пор.}}) - \varphi_{\text{модель}}(\alpha_{\text{пор.}})\right|}{\sum\left|\varphi_{\text{эксп}}(\alpha_{\text{пор.}})\right|}\right) \cdot 100\ \%, \quad (14)$$

где $\varphi_{\text{эксп}}(\alpha_{\text{пор.}})$ – экспериментальное значение механической характеристики при пористости $\alpha_{\text{пор.}}$, $\varphi_{\text{модель}}(\alpha_{\text{пор.}})$ – соответствующее значение расчетной величины.

Расчеты были произведены раздельно для двух диапазонов пористости:

1. Низкая пористость до 10 %, характерная для АТ-материалов.

2. Высокая пористость от 10–30 % и более, создается намеренно для получения материалов с сетчатой или пористой структурой.

Такой подход позволяет оценить область адекватности каждой модели и дать рекомендации по их применению в зависимости от целевого уровня пористости. Основные результаты расчета метрики представлены ниже в табл. 3 и 4.

На рисунке 1 представлены результаты расчета основных механических характеристик сплава 316L в зависимости от пористости материала, а также экспериментальные данные, приведённые в литературе.

В работе проводилось определение механических свойств методом прямого моделирования, когда представительный объем материала с контролируемой пористостью механически нагружался в программном пакете Comsol Multiphysics. 2D-подход был применен для идентификации параметров модели, в частности, определения пористости на микрошлифах. 3D-постановка использовалась при анализе объемных пористых материалов. Значения механических характеристик определялись прямым расчетом на основании приложенной нагрузки и наблюдаемых при моделировании деформаций представительных объемов с различной пористостью. Результаты прямого моделирования представлены на рис. 1 и 2.

Для исследования зависимости модуля Юнга от пористости материала были проанализированы результаты расчетов, представленные на рисунке 1(а). На график нанесены все рассмотренные аналитические модели, представленные в разделе 2, а также экспериментальные данные, полученные из литературных источников [21–24]. Следует отметить, что большая часть экспериментальных данных, приведенных в литературе, относится к материалам с низкими значениями пористости до 10 %. Однако в работе [22] были представлены результаты экспериментальных исследований для материалов с более высокой пористостью, что позволило расширить диапазон анализа.

При сравнении аналитических моделей с экспериментальными данными была выявлена хорошая сходимость модели Гибсона – Эшби с экспериментальными данными. Данная модель демонстрирует высокую точность в описании экспериментальных данных как для материалов с низкой пористостью, так и для материалов с высокой пористостью. Это делает модель Гибсона – Эшби универсальным инструментом для прогнозирования модуля Юнга в широком диапазоне значений пористости.

Похожую картину можно наблюдать при исследовании зависимости модуля сдвига от пористости, что отражено на рис. 1 (*b*). Литературные данные, касающиеся этой характеристики, представлены преимущественно для низкого диапазона значений пористости до 10 % [21; 22], что ограничивает понимание поведения модуля сдвига при высоких значениях пористости. Это создает определенные сложности при попытке аппроксимации экспериментальных результатов для образцов с высокой пористостью. Однако несмотря на ограниченность экспериментальных данных, анализ представленных моделей позволяет сделать вывод о том, что для описания модуля сдвига в широком диапазоне значений пористости подходят как модель Кристенсена, так и модель Гибсона – Эшби. Обе модели демонстрируют хорошую сходимость с имеющимися экспериментальными данными и могут быть использованы для прогнозирования поведения модуля сдвига в зависимости от пористости материала.

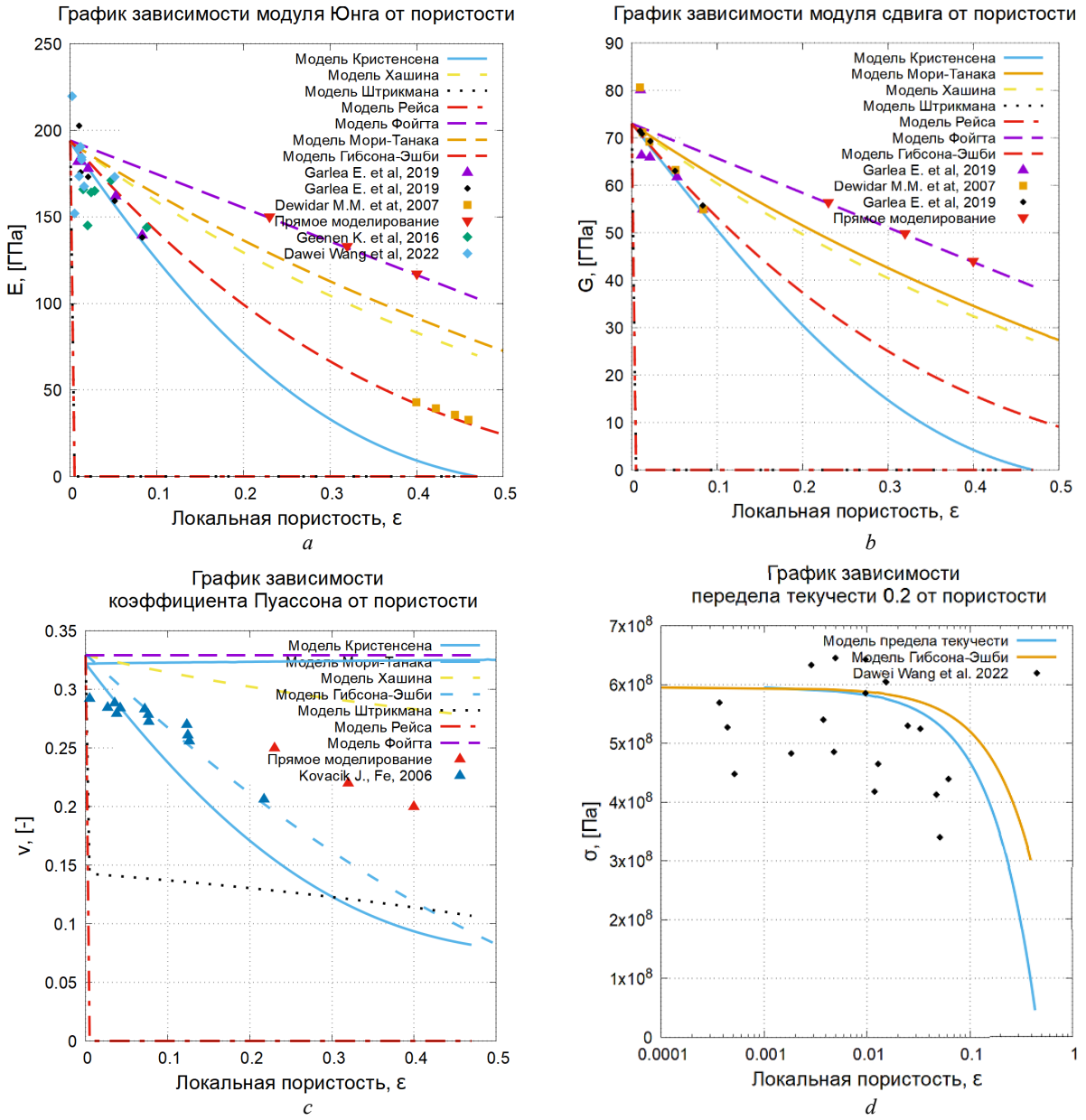


Рис.1. Результат расчета основных механических свойств в зависимости от пористости для стали 316L. Модель предела текучести на рисунке (*d*) соответствует уравнению (11). Сравнение с экспериментальными данными проведено на основании источников: (*a*) [21–24], (*b*) [21; 22], (*c*) [25], (*d*) [24]

Fig. 1. Principal mechanical properties as functions of porosity calculated for 316L stainless steel. The model for the yield stress in subfigure (*d*) is calculated using Eq. (11).The simulated results are compared to the experimental data: (*a*) [21–24], (*b*) [21; 22], (*c*) [25], (*d*) [24]

Следует подчеркнуть, что коэффициент Пуассона, как правило, не измеряется напрямую, а вычисляется с использованием известных уравнений, связывающих его с другими механическими свойствами, такими как модуль Юнга и модуль сдвига. На график были нанесены данные, полученные из литературных источников [25] для железа, что позволяет провести сравнительный анализ. Хотя сплав 316L имеет железо в качестве основы, его свойства существенно отличаются от чистого железа из-за легирующих элементов (хрома, никеля, молибдена), которые придают материалу коррозионную стойкость и повышенную прочность. Отметим, что наличие молибдена в составе сплава 316L может оказывать влияние на механические свойства, потенциально ухудшая их. Это важно учитывать при интерпретации результатов. В случае описания зависимости коэффициента Пуассона от пористости невозможно качественно оценить поведение данной характеристики при различной пористости. Данная характеристика напрямую зависит от модуля Юнга и модуля сдвига, поэтому для ее расчета можно использовать модели Кристенсена и Гибсона-Эшби, которые демонстрируют хорошую сходимость с имеющимися данными и позволяют прогнозировать поведение характеристик модуля Юнга и модуля сдвига в зависимости от пористости материала.

Анализ зависимости условного предела текучести от пористости позволяет сделать вывод о том, что экспериментальные данные [24] при малых значениях пористости демонстрируют значительный разброс в значениях. Таким

образом, для визуализации данных условного предела текучести от пористости (в диапазоне от 0 до 0,5) была выбрана логарифмическая шкала по оси *X*, поскольку верификационные данные сосредоточены в узком интервале (от 0 до 0,1). В линейном масштабе эти значения сливаются, что затрудняет анализ, тогда как логарифмическое представление позволяет четко выделить зависимость в области малых значений пористости. Это особенно важно для выявления закономерностей в низкопористых образцах, где традиционная шкала затрудняет анализ, а логарифмическая – улучшает интерпретацию. Исходя из анализа можно сделать вывод, что модель предела текучести (уравнение (11)) хорошо описывает тенденцию экспериментальных данных.

На рис. 2 представлены результаты расчетов основных механических характеристик сплава Ti-6Al-4V в зависимости от пористости материала.

При анализе зависимости основных механических характеристик от пористости для сплава Ti-6Al-4V получены выводы, которые оказались схожими с теми, что были описаны для сплава 316L. Это свидетельствует о наличии общих закономерностей в поведении механических свойств пористых материалов. Однако для некоторых характеристик, таких как модуль сдвига и коэффициент Пуассона, по нашим сведениям, экспериментальные данные для сплава Ti-6Al-4V представлены в литературе в недостаточном количестве, что ограничивает возможность их прямого анализа.

Таким образом, исследование зависимости механических свойств материалов от пористости позволяют сделать вывод о том, что модели Фойгта – Рейса и Хашина – Штрикмана для пористых материалов задают верхние и нижние пределы механических свойств, что приводит к значительному разбросу значений. Это делает их менее эффективными для точного прогнозирования механических характеристик. Вилки не учитывают множество факторов, влияющих на механические свойства, таких как структура пор, их распределение и взаимодействие между ними, что может вызывать значительные расхождения между предсказанными и реальными значениями. Эти модели могут быть применимы только для определённых типов пористых материалов и не всегда подходят для более сложных систем. Хотя они обеспечивают широкий диапазон значений, они не отражают реальное поведение материалов.

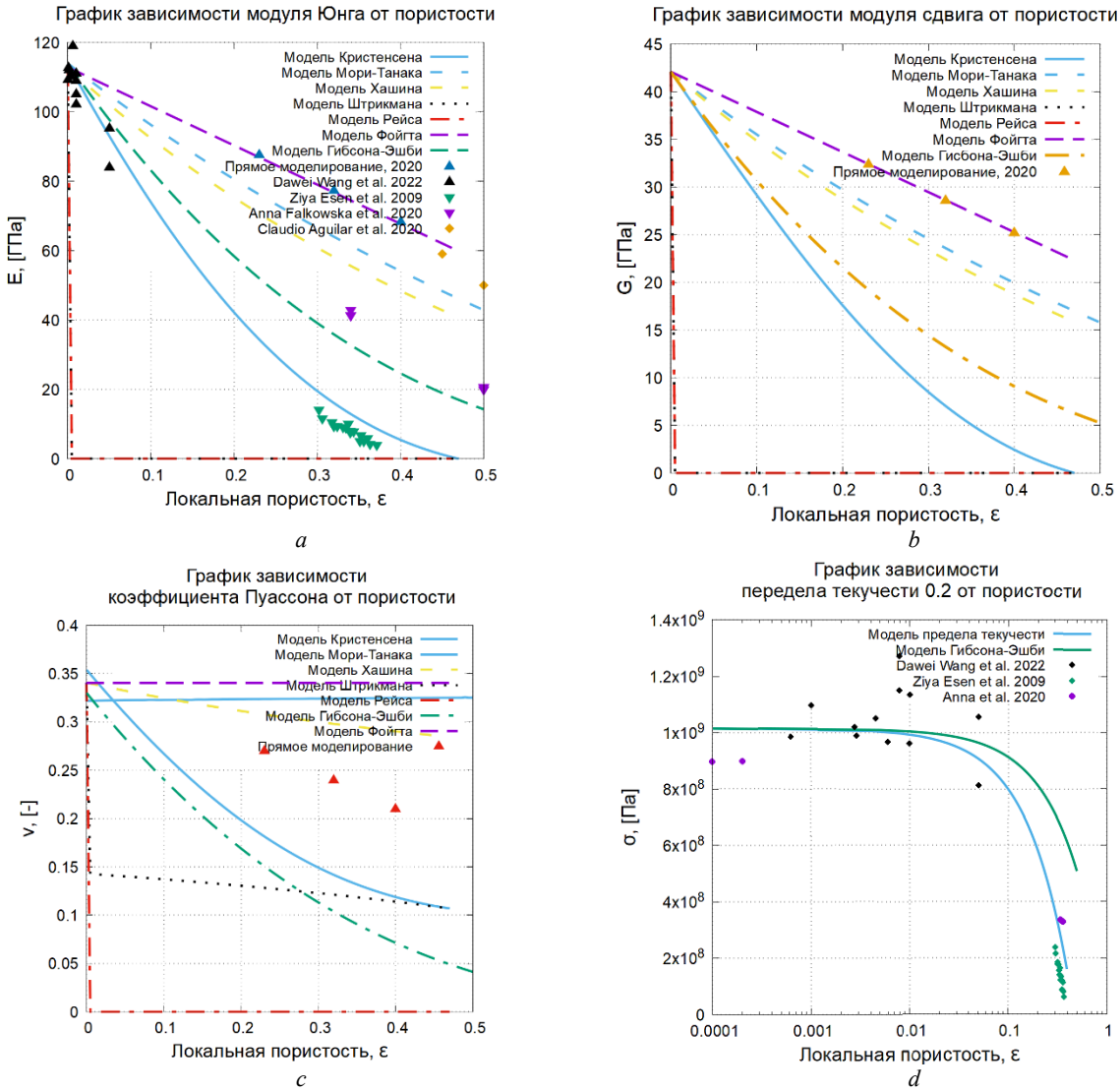


Рис. 2. Результат расчета основных механических характеристик в зависимости от пористости для сплава Ti-6Al-4V. Сравнение с экспериментальными данными проведено на основании источников: (*a*) [24; 26–29], (*d*) [24; 26; 29]

Fig. 2. Principal mechanical properties as functions of porosity calculated for the Ti-6Al-4V alloy. The simulated results are compared to the experimental data: (*a*) [24; 26–29], (*d*) [24; 26; 29]

Таблица 3/Table 3

Результаты оценки сходимости расчетных значений к экспериментальным данным для стали 316L
Results of the convergence assessment of the calculated values to the experimental data for 316L steel

Характеристика	Модель	Низкая (до 10 %) пористость материала	Высокая (от 10 до 50 %) пористость материала
		Сходимость, %	
Модуль Юнга	Гибсона – Эшби	93,17	94,59
	Кристенсен	93,8311	12,46
	Хашин	90,921	4,94
	Штрикман	2,7411	0
	Рейс	2,74	0
	Фойгт	88,17	0
	Мори – Танака	90,46	0
Модуль сдвига	Гибсона – Эшби	96,58	-
	Кристенсен	96,25	-
	Хашин	93,8	-
	Штрикман	0	-
	Рейс	0	-
	Фойгт	91,01	-
	Мори – Танака	93,18	-
Коэффициент Пуассона	Гибсона – Эшби	93,8	96,71
	Кристенсен	95,052	82,50
	Хашин	86,19	75,79
	Штрикман	49,56	53,92
	Рейс	0	0
	Фойгт	83,69	67,50
	Мори – Танака	86,09	69,93
Предел текучести (см. сноску)	Модель предела текучести	10,49	35,75
	Гибсона – Эшби	1,92	4,68

Примечание: оценка сходимости для предела текучести дает крайне низкие значения из-за большого разброса экспериментальных данных. Это было отмечено в статье, что полноценная верификация для предела текучести была затруднена, поскольку авторы статьи не смогли найти надежные и согласующиеся данные измерений без значительных разбросов.

Таблица 4/Table 4

Результаты оценки сходимости расчетных значений к экспериментальным данным для сплава Ti-6Al-4V
Results of the convergence of calculated values to experimental data for the Ti-6Al-4V alloy

Характеристика	Модель	Низкая (до 10 %) пористость материала	Высокая (от 10 до 50%) пористость материала
		Сходимость, %	
Модуль Юнга	Гибсона – Эшби	95,85	26,95
	Кристенсен	96,43	18,25
	Хашин	95,362	16,566
	Штрикман	26,80	0
	Рейс	26,80	0
	Фойгт	94,22	0
	Мори – Танака	94,22	0
Модуль сдвига	Гибсона – Эшби	Не были найдены экспериментальные данные	
	Кристенсен		
	Хашин		
	Штрикман		
	Рейс		
	Фойгт		
	Мори-Танака		
Коэффициент Пуассона	Гибсона – Эшби	Не были найдены экспериментальные данные	
	Кристенсен		
	Хашин		
	Штрикман		
	Рейс		
	Фойгт		
	Мори – Танака		
Предел текучести	Гибсона – Эшби	90,786	0
	Модель придела текучести	90,6776	21,201

Модель Мори – Танака занимает промежуточное положение между моделями Фойгта и Хашина, что делает ее одной из часто используемых для анализа механических свойств композитных и пористых материалов. Однако при попытке прогнозирования механических свойств с использованием данной модели наблюдается тенденция к завышению результатов, что снижает ее точность и не позволяет качественно описывать поведение материала. Это ограничивает ее практическую применимость в случаях, когда требуется высокая достоверность прогнозов. В литературе, в частности в работе [29], имеются подтверждения того, что модель Мори – Танака действительно

демонстрирует завышенные значения при описании механических характеристик. Это связано с тем, что модель предполагает идеализированные условия взаимодействия между фазами материала, что не всегда соответствует реальным физическим процессам. Таким образом, несмотря на широкое использование модели Мори – Танака в теоретических исследованиях, ее применение для прогнозирования механических свойств требует осторожности и дополнительной проверки с использованием экспериментальных данных или более точных моделей, таких как модели Кристенсена или Гибсона – Эшби.

Авторы данной статьи предлагают использовать модели Кристенсена и Гибсона – Эшби для наиболее точного расчета механических свойств материалов в зависимости от пористости. Эти модели демонстрируют высокую сходимость с экспериментальными данными и позволяют учитывать широкий диапазон значений пористости, что делает их универсальными инструментами для анализа. Данные модели успешно описывают поведение таких характеристик, как модуль Юнга, модуль сдвига, коэффициент Пуассона и предел текучести как при низких, так и при высоких значениях пористости. Это особенно важно для материалов, используемых в инженерных приложениях, где точность прогнозирования механических свойств играет ключевую роль. Таким образом, использование моделей Кристенсена и Гибсона – Эшби позволяет не только улучшить качество анализа, но и обеспечить надежную основу для проектирования и оптимизации пористых материалов с заданными механическими свойствами.

Зависимость механических свойств материалов от температуры

Согласно результатам проведённого исследования, авторами статьи установлено, что аналитические модели, включая модель Вачтмана и модель порогового сдвигового напряжения для модуля сдвига, лежат ниже, чем экспериментальные данные, взятые из литературных источников. Это расхождение указывает на то, что аналитические модели недостаточно точно описывает реальное поведение материалов. Для улучшения точности и более адекватного описания основных механических характеристик предлагается использовать регрессионную полиномиальную модель. Такая модель позволяет учесть нелинейные эффекты и наиболее близко описать экспериментальные данные. Подробное описание предложенной полиномиальной модели для всех механических характеристик дано ниже.

Полиномиальная модель

Полиномиальная модель для прогнозирования ОМХ представляет собой разложение искомой функции в ряд по степеням независимых переменных, который позволяет исследователям и инженерам точно предсказывать поведение материалов. В частности, эта модель может быть использована для аппроксимации и прогнозирования основных механических свойств в зависимости от температуры. Полиномиальная модель имеет вид, представленный уравнением (15):

$$O(T) = \sum_{i=-m}^{n} b_i T^i = b_{-m}T^{-m} + \cdots + b_n T^n, \qquad (15)$$

где $O(T)$ – некоторая механическая характеристика, T – температура, b_i – коэффициенты, определяемые на основе экспериментальных данных, m, n – предельные порядки отрицательных и положительных степеней.

Выбор оптимальной степени полинома проводился по единому алгоритмы с помощью следующих информационных критериев:

1. Информационный критерий Акаике (AIC):

$$AIC = 2k - n \cdot ln\left(\frac{RSS}{n}\right), \qquad (16)$$

$$RSS = \sum_{i=1}^{N} (y_i - \overline{y_i})^2, \qquad (17)$$

где k – число параметров модели, n – число точек, RSS – сумма квадратов ошибок вычисляемая по формуле (17), y_i – экспериментальные точки, $\overline{y_i}$ – точки модели полинома, N – количество точек данных.

2. Байесовский информационный критерий (BIC):

$$BIC = \ln n \cdot k - \mathrm{n} \cdot \ln\left(\frac{RSS}{n}\right). \qquad (18)$$

3. Критерий Ханнана – Куинна (HQC):

$$HQC = 2\ln(\ln(n)) \cdot k + \mathrm{n} \cdot \ln\left(\frac{RSS}{n}\right). \qquad (19)$$

Для каждой температурной зависимости последовательно рассчитывались полиномиальные модели в диапазоне степеней от -5 до 5 (включая как положительные, так и отрицательные степени для анализа обратных зависимостей). Далее для каждой модели вычислялись значения AIC, BIC и HQC. Оптимальной считалась модель, минимизирующая большинство этих критериев, что указывало на наилучший компромисс между точностью подгонки и сложностью модели. Результаты расчета критериев оценки для выбора порядка полиномов приведены в таблице 5. Данная таблица также содержит рекомендуемые для использования полиномиальные выражения для определения зависимости ОМХ от температуры. На рис. 3, 4 представлены результаты расчета основных механических характеристик стали 316L и сплава Ti-6Al-4V в зависимости от температуры.

Таким образом, предложенный и реализованный нами двухэтапный подход – первичный объективный отбор с помощью информационных критериев с последующей экспертной верификацией на физическую и визуальную адекватность – позволил обоснованно определить степень полинома для каждой зависимости. Вариативность итоговых решений (от линейных до полиномов 3-й степени и рациональных функций) не является недостатком, а, напротив, свидетельствует о гибкости и корректности метода, чувствительного к реальной сложности описываемых физических явлений. Данные аппроксимации применимы в следующих температурных диапазонах: для стали 316L – до температуры плавления 1679K, для сплава Ti-6Al-4V – до 1878K.

Таблица 5/Table 5

Результаты определения оптимального порядка полиномиального разложения для стали 316L и сплава Ti-6Al-4V

Results of determining the optimal order of polynomial decomposition for steel 316L and Ti-6Al-4V alloy

Характеристика	Оптимальная степень	AIC	BIC	HQC	Полиномиальное разложение
316L					
Модуль Юнга	[0; 2]	1960,6	1965,9	1962,6	$2{,}45 \cdot 10^{11} - {} -1{,}30 \cdot 10^{8} \cdot T + {} +2{,}912 \cdot 10^{4} \cdot T^{2}$
Модуль сдвига	[0; 2]	941,45	942,78	944,72	$9{,}27 \cdot 10^{10} - {} -5{,}82 \cdot 10^{7} \cdot T^{1} + {} +1{,}91 \cdot 10^{4} \cdot T^{2}$
Коэффициент Пуассона	[0; 1]	-117,47	-116,50	-117,83	$2{,}73 \cdot 10^{-1} + {} +4{,}87 \cdot 10^{-5} \cdot T^{1}$
Предел текучести	[-1; 0]	615,05	616,94	615,37	$4{,}92 \cdot 10^{10} \cdot T^{-1} + {} +6{,}45 \cdot 10^{7}$
Ti-6Al-4V					
Модуль Юнга*	[0; 1] *BIC [0; 3] *HQC [0; 4] *AIC	2390,6 2387,2 2387,1	2394,5 2395 2396,8	2392,1 2390,2 2390,8	$1{,}38 \cdot 10^{11} - {} - 6{,}73 \cdot 10^{7} \cdot T^{1}$
Модуль сдвига**	[-3; 3]	-104,74	-105,12	-109,42	$4{,}94 \cdot 10^{10} - {} - 2{,}045 \cdot 10^{7} \cdot T$
Коэффициент Пуассона***	[-3; 3]	-438,89	-439,27	-443,57	$0{,}326 - 5{,}4 \cdot 10^{-5} \cdot T + {} +1{,}397 \cdot 10^{-7} \cdot T^{2} - {} -3{,}39 \cdot 10^{-11} \cdot T^{3}$
Предел текучести****	[0; 1] * BIC [0; 4]*AIC * HQC	632,01	633,68	632,18	$1{,}32 \cdot 10^{9} - {} - 1{,}12 \cdot 10^{6} \cdot T^{1}$

Примечания:

* – ввиду противоречивых результатов, полученных по различным критериям, окончательный выбор был сделан на основе визуального анализа. Наилучшее соответствие экспериментальным точкам продемонстрировала линейная модель, которая и была принята в качестве основной;

, ** – несмотря на то, что формальные критерии указывали на оптимальность полиномов более высокой степени (от –3 до 3) и (от 0 до 4), визуальный анализ их аппроксимирующих кривых выявил избыточную сложность и нефизичный характер. В результате для корректного представления данных выбрана простая и интерпретируемая линейная модель;

*** – анализ показал, что хотя формальные критерии оптимальности и достигались на полиномах степеней от –3 до 3, визуальная оценка их адекватности выявила ряд недостатков. В качестве компромисса между точностью по критериям и наглядностью представления выбран суженный диапазон степеней полиномов от 0 до 3.

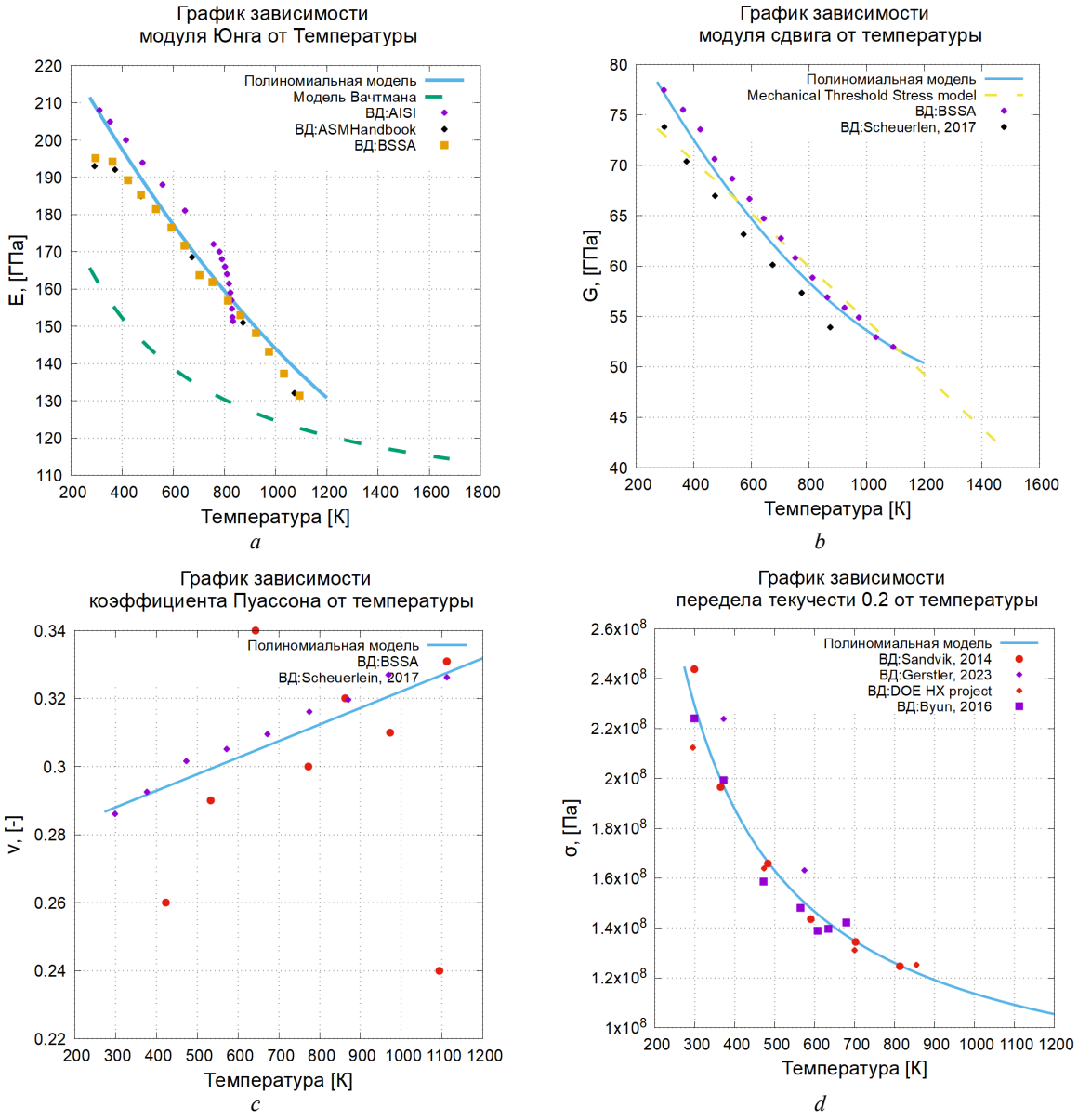


Рис. 3. Результаты расчета основных механических характеристик в зависимости от температуры для стали 316L. Сравнение с экспериментальными данными проведено на основании источников: (*a*) [30–32], (*b*) [32; 33], (*c*) [32; 33], (*d*) [34–36]

Fig. 3. Calculated mechanical properties of 316L as functions of temperature. The simulated results are compared to the experimental data: (*a*) [30–32], (*b*) [32; 33], (*c*) [32; 33], (*d*) [34–36]

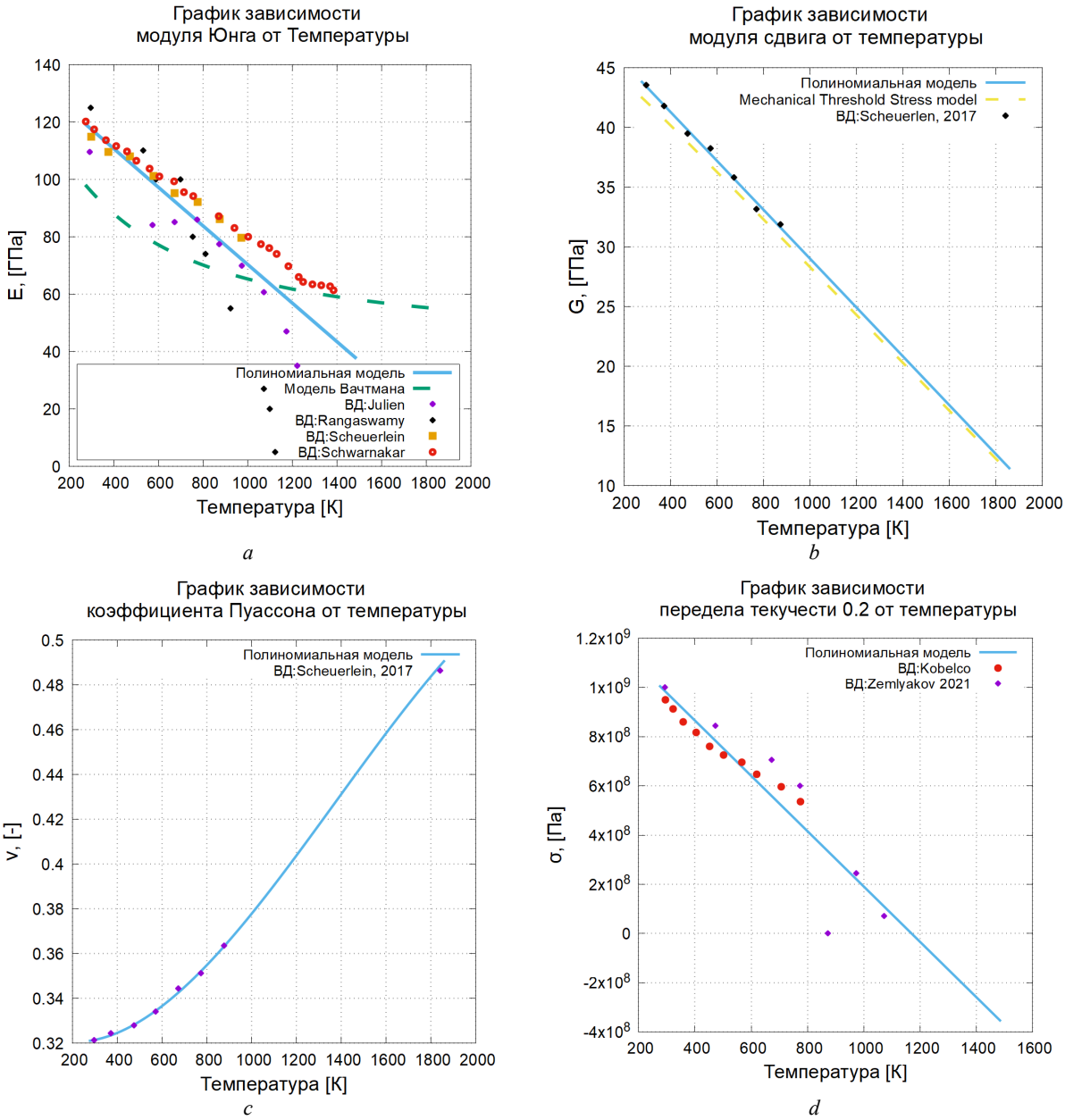


Рис. 4. Результат расчета основных механических характеристик в зависимости от температуры для сплава Ti-6Al-4V. Сравнение с экспериментальными данными проведено на основании источников: (*a*) [33; 37–39], (*b*) [33], (*c*) [33], (*d*) [40; 41]

Fig. 4. Calculated mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy as functions of temperature. The simulated results are compared to the experimental data: (*a*) [33; 37–39], (*b*) [33], (*c*) [33], (*d*) [40; 41]

Заключение

По результатам сопоставления моделей расчета механических свойств материалов, полученных методами аддитивных технологий (АТ), в зависимости от пористости и температуры с литературными данными можно сделать следующие ключевые выводы:

1. Экспериментальные данные, приведенные в литературе для модулей Юнга и сдвига, наилучшим образом согласуются с результатами, полученными с помощью аналитической модели Кристенсена (уравнение (8)). Данная модель учитывает форму включений и подходит для экспресс-оценки в АТ-материалах.

2. Модель Гибсона – Эшби (уравнение (10)), основанная на эмпирическом обобщении данных для ячеистых структур, оказалась наиболее универсальной и точной для обоих типов технологий в прогнозе модулей Юнга E и сдвига G. Это и есть ключевой технологический вывод: для инженерного прогноза упругих свойств АТ-деталей на макроуровне решающим фактором является объемная доля пористости, а не её точная, технологически-зависимая геометрия пор и микроканалов. Данная модель применима до 30 % пористости.

3. Модели типа Фойгта – Рейса и Хашина – Штрикмана справедливы только для идеально упорядоченных композитов и показали значительную погрешность для АТ-материалов. Это подтверждает, что их структура

неупорядоченная и нерегулярная, что делает неприменимыми модели для идеализированных композитных сред.

4. Модель Мори – Танака эффективна для расчета композиционных матриц со сферическими включениями. Можно заключить, что данная модель подходит для СЛП-образцов, чья пористость ближе к изотропной. Мы полагаем, что для ПЛВ-образцов данная модель дает сниженную точность.

5. Коэффициент Пуассона, характеризующий поперечную деформацию материала, сложно измерить напрямую экспериментальным путем из-за технических сложностей, связанных с неравномерной деформацией в зоне шейки. Однако, учитывая его тесную взаимосвязь с модулем Юнга и модулем сдвига, авторы исследования также рекомендуют использовать для его оценки модели Кристенсена и Гибсона – Эшби. Эти модели зарекомендовали себя как надежные инструменты для анализа других механических характеристик, что делает их применимыми и для оценки коэффициента Пуассона.

6. Для описания предела текучести была использована модель, предложенная в литературе и основанная на экспериментальных данных. Также применялась модель Гибсона – Эшби (уравнение (10)), которая широко используется для анализа механических свойств материалов. Однако следует отметить, что экспериментальные данные для предела текучести, полученные из различных источников, демонстрируют значительный разброс значений и показывают отличие от аналитических моделей.

Для анализа влияния температуры на механические свойства материалов авторы статьи рекомендуют применять регрессионные модели, представленные уравнением (15), с разложением по степеням T. Это связано с тем, что такие модели позволяют более точно учитывать нелинейные изменения свойств материалов при различных температурах. Аналитические модели Ватчмана и порогового сдвигового напряжения дают слишком большое расхождение с регистрируемыми экспериментальными данными, что их можно было использовать в инженерных расчетах.

Библиографический список

1. Frazier, W.E. Metal additive manufacturing: a review // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2014. – V. 23, No. 6. – pp. 1917–1928. DOI: 10.1007/s11665-014-0958-z.

2. Yahamed, A., Ikonomov, P., Fleming, P.D. Mechanical properties of 3D printed polymers // Journal of Print and Media Technology Research. – 2016. – No. 4. DOI: 10.14622/JPMTR-1608.

3. J. Mueller, K. Shea, The effect of build orientation on the mechanical properties in inkjet 3D printing/ResearchGate. – 2015.

4. Нигматулин Р.И. Динамика многофазных сред. Ч. I. – М.: Наука, 1987. – 464 С.

5. Kouznetsova V.G. Computational homogenization for the multi-scale analysis of multi-phase materials // Technische Universiteit Eindhoven. – 2002. – p. 150. DOI: 10.6100/IR560009.

6. Calazans Neto J.V., Reis A.C. dos, Valente M.L. da C. Influence of building direction on physical and mechanical properties of titanium implants: A systematic review // Heliyon. – 2024. – V. 10, No. 9. – pp. e30108. DOI: 10.1016/j.heliyon.2024.e30108.

7. Sazgar A., Gholizadeh V., Sherafati J. Mechanical properties of 316L stainless steel samples fabricated by selective laser melting and comparison with other manufacturing methods // Journal of Nuclear Research and Applications. – 2022. – V. 2, No. 1. – pp. 9–18. DOI: 10.24200/jon.2022.1009.

8. Gao J.B., Zhao X.L., Yue J.K., Qi M.C., Zhang D.L. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy samples fabricated by selective laser melting // Key Engineering Materials. – 2018. – V. 770. – pp. 179–186. DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.770.179.

9. Xu S., Shen J., Zhou S., Huang X., Xie Y. M. Design of lattice structures with controlled anisotropy // Materials & Design. – 2016. – V. 93. – pp. 443–447. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.007.

10. Победря Б.Е. Механика композиционных материалов. – М: Московский университет, 1984. – 336 с.

11. Кристенсен Р. Введение в механику композитов. М: Мир, 1982. – 336 с.

12. Raju, B., Hiremath, S.R., Roy Mahapatra, D. A review of micromechanics based models for effective elastic properties of reinforced polymer matrix composites // Composite Structures. – 2018. – V. 204. – pp. 607–619. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.07.125.

13. Gibson L.J., Ashby M.F. Cellular solids: structure and properties // Cambridge University Press. – 1997. – 510 p. DOI: 10.1017/CBO9781139878326.

14. Kornievsky A.S., Nasedkin A.V. Comparison of foam models from regular and irregular arrays of Gibson-Ashby open-cells // PNRPU Mechanics Bulletin. – 2021. – No. 3. – pp. 70–83. DOI: 10.15593/perm.mech/2021.3.07.

15. Сибилев А.В. Мишин В.М. Характеристики локального разрушения порошковой стали в зависимости от температуры и пористости // Вестник ТГУ. – 2013. – Т. 18. – № 4. – С. 1643-1647.

16. Wachtman J.B.Jr., Tefft W.E., Lam D.G.Jr., Apstein C.S. Exponential temperature dependencr of Young's modulus for several oxides // Phys Rev. – 1961. – V.122. – pp. 1754-1759.

17. Anderson O.L. Derivation of Wachtman's Equation for the Temperature Dependence of Elastic Moduli of Oxide Compounds // Phys Rev. – 1966. – V.144. – pp.553-557.

18. Weiguo L., Ruzhuan W., Dingyu L., Fang D. A Model of Temperature-Dependent Young's Modulus for Ultrahigh Temperature Ceramics // Physics Research International. – 2011.

19. Chen S.R., Gray G.T. A Constitutive Behavior of Tantalum and Tantalum-Tungsten Alloys // Metall. Mater. Trans. – 1996. – V. 27. – pp. 2994-3006.

20. Goto D.M., Bingert J.F., Reed W.R., Garrett R.K. Anisotropy Corrected MTS Constitutive Strength Modeling in HY-100 Steel // Scripta Mater. – 2000. – V. 42.

21. E. Garlea1, H. Choo, C. C. Sluss, M. R. Koehler, R. L. Bridges, X. Xiao, Y. Ren, B. H. Jared. Variation of

Elastic Mechanical Properties with Texture, Porosity, and Defect Characteristics in Laser Powder Bed Fusion 316L Stainless Steel // Elsevier. – 2019.

22. Montasser M. Dewidar, Khalil a Khalil, J. K. Lim. Processing and mechanical properties of porous 316L stainless steel for biomedical applications // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2007.

23. Geenen K., Rottger A., Windmann M., Binner F. et al. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material // Materials Science & Engineering A. – 2016. – V. 678. – pp. 365-376. DOI: 10.1016/j.msea.2016.10.012.

24. Wang D., Han H., Sa B., Li K., Yan J., Zhang J., Liu J., He Z., Wang N., Yan M. A review and a statistical analysis of porosity in metals additively manufactured by laser powder bed fusion // Opto-Electronic Advances. – 2022. – V. 5, No. 10. – pp. 210058–210058. DOI: 10.29026/oea.2022.210058.

25. Kovacik J. Correlation between Poisson's ratio and porosity in porous materials // Journal of Materials Science. – 2006. – V. 41, No. 4. – pp. 1247–1249. DOI: 10.1007/s10853-005-4237-0.

26. Esen Z., Bor E.T., Bor S. Characterization of loose powder sintered porous titanium and Ti6Al4V alloy // Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences. – 2009. – V. 33, No. 3. – pp. 207-219. DOI: 10.3906/muh-0906-41.

27. Falkowska A., Seweryn A., Skrodzki M. Strength properties of a porous titanium alloy Ti6Al4V with diamond structure obtained by laser power bed fusion (LPBF) // Materials. – 2020. – V. 13, No. 22. – P. 5138. DOI: 10.3390/ma13225138.

28. Aguilar C., Henriquez J., Salvo C., Alfonso I., Araya N., Munoz L. Computational study of the influence of α/β-phase ratio and porosity on the elastic modulus of Ti-based alloy foams // Materials. – 2023. – V. 16, No. 11. – P. 4064. DOI: 10.3390/ma16114064.

29. Luo Y. An accuracy comparison of micromechanics models of particulate composites against microstructure-free finite element modeling // Materials. – 2022. – V. 15, No. 11. – P. 4021. DOI: 10.3390/ma1511402.

30. High-Temperature Characteristics of Stainless Steel //A Designers Handbook Series. No. 9004. American Iron and Steel Institute.

31. J. Davis, A. Committee, Stainless Steels. – ASM specialty handbook, ASM International. – 1994.

32. Elevated temperature physical properties of stainless steels 2013; British Stainless Steel Association — bssa.org.uk, https://bssa.org.uk/bssa_articles/elevated-temperature-physical-properties-of-stainless-steels/, [Accessed 26-06-2025].

33. Scheuerlein C., Lackner F., Savary F., Rehmer B., Finn M., Meyer C. Thermomechanical behavior of the HL-LHC 11 T Nb3Sn magnet coil constituents during reaction heat treatment // IEEE Transactions on Applied Superconductivity. – 2018. – V. 28, No. 3. – P. 1–6. DOI: 10.1109/TASC.2018.2792485.

34. Gerstler W.D., Barua A., Huang S., Erno D.J., Wang Y., Ju S., Thiagarajan N. Binder jet additive manufacturing process and material characterization for high temperature heat exchangers used in concentrated solar power applications // Metals. – 2023. – V. 13, No. 3. – P. 617. DOI: 10.3390/met13030617.

35. Sanmac® 316/316L — alleima.com, https://www.alleima.com/en/technical-center/material-datasheets/bar-and-hollow-bar/bar/sanmac-316316l/, [Accessed 27-06-2025].

36. Byun T., Lach T., Mechanical properties of 304l and 316l austenitic stainless steels after thermal aging for 1500 hours (pnnl-25854) // Pacific Northwest National Laboratory, US Department of Energy, Office of Nuclear Energy, 2016.

37. Julien R. Characterization and modeling of forged Ti-6Al-4V Titanium alloy with microstructural considerations during quenching process // International Journal of Mechanical Sciences. – 2018. – V.142-143. – pp. 456-467.

38. Rangaswamy P. High temperature stress assessment in scs-6/Ti-6A1-4V composite using neutron diffraction and finite element modeling. – 2000.

39. Swarnakar A., Van der Biest O., Baufeld B. Young's modulus and damping in dependence on temperature of Ti–6Al–4V components fabricated by shaped metal deposition // Journal of Materials Science. – 2011. – V. 46. – pp. 3802–3811.

40. Titanium||KOBE STEEL, LTD. — kobelco.co.jp, https://www.kobelco.co.jp/english/titan, [Accessed 27-06-2025]

41. Ivanov S., Gushchina M., Artinov A., Khomutov M., Zemlyakov E. Effect of elevated temperatures on the mechanical properties of a direct laser deposited Ti-6Al-4V // Materials. – 2021. – V. 14, No. 21. – pp. 6432. DOI: 10.3390/ma14216432.

References

1. Frazier, W.E. Metal additive manufacturing: a review // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2014. – V. 23, No. 6. – pp. 1917–1928. DOI: 10.1007/s11665-014-0958-z.

2. Yahamed, A., Ikonomov, P., Fleming, P.D. Mechanical properties of 3D printed polymers // Journal of Print and Media Technology Research. – 2016. – No. 4. DOI: 10.14622/JPMTR-1608.

3. J. Mueller, K. Shea, The effect of build orientation on the mechanical properties in inkjet 3D printing/ResearchGate. – 2015.

4. Nigmatulin R.I. Dynamics of Multiphase Media. Part I. – M.: Nauka, 1987. – 464 p.

5. Kouznetsova V.G. Computational homogenization for the multi-scale analysis of multi-phase materials // Technische Universiteit Eindhoven. – 2002. – p. 150. DOI: 10.6100/IR560009.

6. Calazans Neto J.V., Reis A.C. dos, Valente M.L. da C. Influence of building direction on physical and mechanical properties of titanium implants: A systematic review // Heliyon. – 2024. – V. 10, No. 9. – pp. e30108. DOI: 10.1016/j.heliyon.2024.e30108.

7. Sazgar A., Gholizadeh V., Sherafati J. Mechanical properties of 316L stainless steel samples fabricated by selective laser melting and comparison with other manufacturing methods // Journal of Nuclear Research and Applications. – 2022. – V. 2, No. 1. – pp. 9–18. DOI: 10.24200/ jon.2022.1009.

8. Gao J.B., Zhao X.L., Yue J.K., Qi M.C., Zhang D.L. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy samples fabricated by selective laser melting // Key Engineering Materials. – 2018. – V. 770. – pp. 179–186. DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.770.179.

9. Xu S., Shen J., Zhou S., Huang X., Xie Y. M. Design of lattice structures with controlled anisotropy // Materials & Design. – 2016. – V. 93. – pp. 443–447. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.007.

10. Pobedrya B.E. Mechanics of Composite Materials. – M: Moscow University Press, 1984. – 336 p.

11. Christensen R. Introduction to the Mechanics of Composites. – M: Mir Publishers, 1982. – 336 p.

12. Raju, B., Hiremath, S.R., Roy Mahapatra, D. A review of micromechanics based models for effective elastic properties of reinforced polymer matrix composites // Composite Structures. – 2018. – V. 204. – pp. 607–619. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.07.125.

13. Gibson L.J., Ashby M.F. Cellular solids: structure and properties // Cambridge University Press. – 1997. – 510 p. DOI: 10.1017/CBO9781139878326.

14. Kornievsky A.S., Nasedkin A.V. Comparison of foam models from regular and irregular arrays of Gibson-Ashby open-cells // PNRPU Mechanics Bulletin. – 2021. – No. 3. – pp. 70–83. DOI: 10.15593/perm.mech/2021.3.07.

15. Sibilev A.V., Mishin V.M. Characteristics of local fracture of powder steel depending on temperature and porosity // Bulletin of TSU. – 2013. – Vol. 18. – No. 4. – P. 1643-1647.

16. Wachtman J.B.Jr., Tefft W.E., Lam D.G.Jr., Apstein C.S. Exponential temperature dependencr of Young's modulus for several oxides // Phys Rev. – 1961. – V.122. – pp. 1754-1759.

17. Anderson O.L. Derivation of Wachtman's Equation for the Temperature Dependence of Elastic Moduli of Oxide Compounds // Phys Rev. – 1966. – V.144. – pp.553-557.

18. Weiguo L., Ruzhuan W., Dingyu L., Fang D. A Model of Temperature-Dependent Young's Modulus for Ultrahigh Temperature Ceramics // Physics Research International. – 2011.

19. Chen S.R., Gray G.T. A Constitutive Behavior of Tantalum and Tantalum-Tungsten Alloys // Metall. Mater. Trans. – 1996. – V. 27. – pp. 2994-3006.

20. Goto D.M., Bingert J.F., Reed W.R., Garrett R.K. Anisotropy Corrected MTS Constitutive Strength Modeling in HY-100 Steel // Scripta Mater. – 2000. – V. 42.

21. E. Garlea1, H. Choo, C. C. Sluss, M. R. Koehler, R. L. Bridges, X. Xiao, Y. Ren, B. H. Jared. Variation of Elastic Mechanical Properties with Texture, Porosity, and Defect Characteristics in Laser Powder Bed Fusion 316L Stainless Steel // Elsevier. – 2019.

22. Montasser M. Dewidar, Khalil a Khalil, J. K. Lim. Processing and mechanical properties of porous 316L stainless steel for biomedical applications // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2007.

23. Geenen K., Rottger A., Windmann M., Binner F. et al. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material // Materials Science & Engineering A. – 2016. – V. 678. – pp. 365-376. DOI: 10.1016/j.msea.2016.10.012.

24. Wang D., Han H., Sa B., Li K., Yan J., Zhang J., Liu J., He Z., Wang N., Yan M. A review and a statistical analysis of porosity in metals additively manufactured by laser powder bed fusion // Opto-Electronic Advances. – 2022. – V. 5, No. 10. – pp. 210058–210058. DOI: 10.29026/oea.2022.210058.

25. Kovacik J. Correlation between Poisson's ratio and porosity in porous materials // Journal of Materials Science. – 2006. – V. 41, No. 4. – pp. 1247–1249. DOI: 10.1007/s10853-005-4237-0.

26. Esen Z., Bor E.T., Bor S. Characterization of loose powder sintered porous titanium and Ti6Al4V alloy // Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences. – 2009. – V. 33, No. 3. – pp. 207-219. DOI: 10.3906/muh-0906-41.

27. Falkowska A., Seweryn A., Skrodzki M. Strength properties of a porous titanium alloy Ti6Al4V with diamond structure obtained by laser power bed fusion (LPBF) // Materials. – 2020. – V. 13, No. 22. – P. 5138. DOI: 10.3390/ma13225138.

28. Aguilar C., Henriquez J., Salvo C., Alfonso I., Araya N., Munoz L. Computational study of the influence of α/β-phase ratio and porosity on the elastic modulus of Ti-based alloy foams // Materials. – 2023. – V. 16, No. 11. – P. 4064. DOI: 10.3390/ma16114064.

29. Luo Y. An accuracy comparison of micromechanics models of particulate composites against microstructure-free finite element modeling // Materials. – 2022. – V. 15, No. 11. – P. 4021. DOI: 10.3390/ma1511402.

30. High-Temperature Characteristics of Stainless Steel //A Designers Handbook Series. No. 9004. American Iron and Steel Institute.

31. J. Davis, A. Committee, Stainless Steels. – ASM specialty handbook, ASM International. – 1994.

32. Elevated temperature physical properties of stainless steels 2013; British Stainless Steel Association — bssa.org.uk, https://bssa.org.uk/bssa_articles/elevated-temperature-physical-properties-of-stainless-steels/, [Accessed 26-06-2025].

33. Scheuerlein C., Lackner F., Savary F., Rehmer B., Finn M., Meyer C. Thermomechanical behavior of the HL-LHC 11 T Nb3Sn magnet coil constituents during reaction heat treatment // IEEE Transactions on Applied Superconductivity. – 2018. – V. 28, No. 3. – P. 1–6. DOI: 10.1109/TASC.2018.2792485.

34. Gerstler W.D., Barua A., Huang S., Erno D.J., Wang Y., Ju S., Thiagarajan N. Binder jet additive manufacturing process and material characterization for high temperature heat exchangers used in concentrated solar power

applications // Metals. – 2023. – V. 13, No. 3. – P. 617. DOI: 10.3390/met13030617.

35. Sanmac® 316/316L — alleima.com, https://www.alleima.com/en/technical-center/material-datasheets/bar-and-hollow-bar/bar/sanmac-316316l/, [Accessed 27-06-2025].

36. Byun T., Lach T., Mechanical properties of 304l and 316l austenitic stainless steels after thermal aging for 1500 hours (pnnl-25854) // Pacific Northwest National Laboratory, US Department of Energy, Office of Nuclear Energy, 2016.

37. Julien R. Characterization and modeling of forged Ti-6Al-4V Titanium alloy with microstructural considerations during quenching process // International Journal of Mechanical Sciences. – 2018. – V.142-143. – pp. 456-467.

38. Rangaswamy P. High temperature stress assessment in scs-6/Ti-6A1-4V composite using neutron diffraction and finite element modeling. – 2000.

39. Swarnakar A., Van der Biest O., Baufeld B. Young's modulus and damping in dependence on temperature of Ti–6Al–4V components fabricated by shaped metal deposition // Journal of Materials Science. – 2011. – V. 46. – pp. 3802–3811.

40. Titanium||KOBE STEEL, LTD. — kobelco.co.jp, https://www.kobelco.co.jp/english/titan, [Accessed 27-06-2025]

41. Ivanov S., Gushchina M., Artinov A., Khomutov M., Zemlyakov E. Effect of elevated temperatures on the mechanical properties of a direct laser deposited Ti-6Al-4V // Materials. – 2021. – V. 14, No. 21. – pp. 6432. DOI: 10.3390/ma14216432.

Финансирование. Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для аспирантов и адъюнктов, обучающихся по очной форме обучения в российских организациях, осуществляющих образовательную деятельность, и проводящих научные исследования в рамках реализации приоритетов научно-технологического развития Российской Федерации, определенных в стратегии научно-технологического развития Российской Федерации (свидетельство № SPN.2024.03151).
Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
Вклад авторов равноценен.

Funding. The work was carried out with the financial support of the scholarship of the President of the Russian Federation for graduate students and full-time students in Russian organizations engaged in educational activities and conducting scientific research in the framework of the priorities of scientific and technological development of the Russian Federation, defined in the strategy of scientific and technological development of the Russian Federation (certificate no. SPN.2024.03151).
Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.
The authors' contributions are equal.