



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 3, 2021

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index>



DOI: 10.15593/perm.mech/2021.3.18

УДК 621.762

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

А.А. Хлыбов¹, Е.С. Беляев¹, А.Д. Рябцев², Д.А. Рябов¹,
С.С. Беляева¹, Ю.А. Гетмановский¹, П.М. Явтушенко²

¹Нижегородский государственный технический университет, Н. Новгород, Россия

²ПАО «Русполимет», г. Кулебаки, Нижегородская область, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 25 июня 2020 г.
Принята: 22 сентября 2021 г.
Опубликована: 22 октября 2021 г.

Ключевые слова:

горячее изостатическое прессование, порошковые материалы, сплавы ВЖ159ИД и Inconel 718, температура, плотность.

АННОТАЦИЯ

На примере изготовления компактов из порошка ВЖ159ИД и Inconel alloy 718 рассматривается моделирование уплотнения дисперсного тела в условиях цикла горячего изостатического прессования (ГИП). Для проведения исследований использовали порошок ВЖ159ИД фракции –70+25 мкм, насыпной плотностью 3,77 г/см³ (4,83 г/см³ после утряски), текучестью 2,3 г/с, удельной поверхностью 446 см²/г и средним размером частиц по Фишеру 16 мкм, а также порошок Inconel alloy 718 фракции –315+25 мкм, насыпной плотностью 3,84–4,58 г/см³ (4,52–5,24 г/см³ после утряски), текучестью 1,58–1,90 г/с, удельной поверхностью 330–376 см²/г и средним размером частиц по Фишеру 19,0–19,5 мкм. Перед циклом ГИП засыпки из порошков проходили термическую дегазацию в вакууме, так как порошки с такой высокой удельной поверхностью склонны к быстрому сорбированию газов. Газы на поверхности порошкового тела в результате цикла ГИП могут образовывать неметаллические включения, снижающие свойства компакта.

В микроструктуре компактов после ГИП не обнаруживаются сетки остаточных границ от гранул (PPBs – Prior Particle Boundaries), что свидетельствует об эффективной технологии вакуумной дегазации порошка.

Моделирование процесса уплотнения проводили по модернизированному уравнению Е. Рышкевича, подобраны константы *b* для рассмотренных материалов. В качестве исходных данных для моделирования использовались результаты экспериментов по прерыванию цикла ГИП и данные о прочности образцов при высокой температуре, полученные селективным лазерным спеканием. Предложенный метод моделирования достаточно прост (не требует проведения экспериментов по прерванному циклу ГИП) за счет показанной возможности экспериментального определения прочностных характеристик сплавов при повышенных температурах на образцах, полученных селективным лазерным спеканием.

Анализ полученных микроструктур (оценка пористости) образцов после ГИП, имеющих различные значения плотности, показывает хорошее совпадение предложенной модели с реальным процессом уплотнения в газостате.

© ПНИПУ

© Хлыбов Александр Анатольевич – д.т.н., проф., зав. каф., e-mail: hlybov_52@mail.ru, ID: [0000-0002-6559-7819](https://orcid.org/0000-0002-6559-7819).

Беляев Евгений Сергеевич – к.т.н., доц., e-mail: yaneck@bk.ru, ID: [0000-0001-6870-5558](https://orcid.org/0000-0001-6870-5558).

Рябцев Анатолий Данилович – д.т.н., проф., e-mail: a.ryabtsev@ruspolymet.ru.

Рябов Дмитрий Александрович – асс., e-mail: ryabovdm1996@gmail.com, ID: [0000-0002-0486-598X](https://orcid.org/0000-0002-0486-598X).

Беляева Сульгун Сабуровна – асс., e-mail: sulgun888@mail.ru, ID: [0000-0001-9042-1404](https://orcid.org/0000-0001-9042-1404).

Гетмановский Юрий Андреевич – асс., e-mail: getmanovskij@yandex.ru, ID: [0000-0002-4338-3414](https://orcid.org/0000-0002-4338-3414).

Явтушенко Павел Михайлович – нач. отд., e-mail: p.yavtushenko@ruspolymet.ru.

Alexander A. Khlybov – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department, e-mail: hlybov_52@mail.ru,

ID: [0000-0002-6559-7819](https://orcid.org/0000-0002-6559-7819).

Evgeny S. Belyaev – CSc of Technical Sciences, Associate Professor, e-mail: yaneck@bk.ru, ID: [0000-0001-6870-5558](https://orcid.org/0000-0001-6870-5558).

Anatoly D. Ryabtsev – Doctor of Technical Sciences, Professor, e-mail: a.ryabtsev@ruspolymet.ru.

Dmitry A. Ryabov – Assistant, e-mail: ryabovdm1996@gmail.com, ID: [0000-0002-0486-598X](https://orcid.org/0000-0002-0486-598X).

Sulgun S. Belyaeva – Assistant, e-mail: sulgun888@mail.ru, ID: [0000-0001-9042-1404](https://orcid.org/0000-0001-9042-1404).

Yuri A. Getmanovsky – Assistant, e-mail: getmanovskij@yandex.ru, ID: [0000-0002-4338-3414](https://orcid.org/0000-0002-4338-3414).

Pavel M. Yavtushenko – Head of Department, e-mail: p.yavtushenko@ruspolymet.ru.



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)

SIMULATION OF THE HOT ISOSTATIC PRESSING PROCESS

A.A. Khlybov¹, E.S. Belyaev¹, A.D. Ryabtsev², D.A. Ryabov¹, S.S. Belyaeva¹,
Yu.A. Getmanovsky¹, P.M. Yavtushenko²

¹Nizhegorodsky State Technical University, N. Novgorod, Russian Federation

²PAO "Ruspolimet", Kulebaki, Nizhny Novgorod region, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 25 June 2020
Accepted: 22 September 2021
Published: 22 October 2021

Keywords:

hot isostatic pressing, powder materials, alloys VZH159ID and Inconel 718, temperature, density.

ABSTRACT

This work, models the compaction of a dispersed body under the conditions of a hot isostatic pressing (HIP) cycle using the example of the manufacture of compacts from VZh159ID powder and Inconel alloy 718. For the research, VZh159ID powder of fraction $-70 + 25 \mu\text{m}$, bulk density of 3.77 g/cm^3 (4.83 g/cm^3 after tapping), fluidity of 2.3 g/s , specific surface area of $446 \text{ cm}^2/\text{g}$, and average particle size was used according to Fisher 16 microns, as well as Inconel alloy 718 powder of fraction $-315 + 25 \text{ microns}$, bulk density $3.84 \dots 4.58 \text{ g/cm}^3$ ($4.52 \dots 5.24 \text{ gcm}^3$ after tapping), fluidity $1.58 \dots 1.90 \text{ g/s}$, specific surface $330 \dots 376 \text{ cm}^2/\text{g}$ and average particle size according to Fischer $19.0 \dots 19.5 \text{ microns}$. Before the HIP cycle, the powder backfills underwent thermal degassing in vacuum, since powders with such a high specific surface are subject to rapid gas sorption. Gases on the surface of the powder body as a result of the HIP cycle can form non-metallic inclusions that reduce the properties of the compact.

In the microstructure of compacts after HIP, there is no network of residual boundaries from granules (PPBs-Prior Particle Boundaries), which indicates an effective technology of vacuum degassing of the powder.

Simulation of the compaction process was carried out according to the modernized equation of E. Ryshkevich, constants b were selected for the materials considered. The results of the experiments of interrupting the HIP cycle and data on the strength of the samples at high temperatures obtained by selective laser sintering were used as the initial data for modeling. The proposed modeling method is quite simple (does not require experiments on an interrupted HIP cycle) due to the shown possibility of experimentally determining the strength characteristics of alloys at elevated temperatures on samples obtained by selective laser sintering.

The analysis of the obtained microstructures (estimation of porosity) of the samples after HIP, having different density values, shows a good agreement of the proposed model with the real process of compaction in the gasostatic extruder.

© PNRPU

Введение

Технология горячего изостатического прессования (ГИП) представляет собой комбинированное воздействие на обрабатываемый материал достаточно высоких давлений и температур с выдержкой в течение времени, необходимого для компактирования. В качестве среды, передающей давление на заготовку, как правило, используется газ (обычно инертный, например аргон) [1–4].

Процесс реализуется в специальных устройствах – газостатах. Равенство давления во всех направлениях гарантирует изотропность материала. Приложение высокого давления обеспечивает плотность материала, близкую к литому состоянию уже при температурах, ниже требуемых при обычном спекании для порошковой металлургии (до 10–15 %). Благодаря этому ГИП, как правило, делает возможным более точное воздействие на микроструктуру материала и позволяет получать детали с мелкозернистой кристаллической структурой, повышенными механическими свойствами, высокими эксплуатационными характеристиками [5–9]. В результате ГИП из порошковых материалов изготавливают компактные (беспористые) заготовки.

При отработке технологии ГИП для управления свойствами компактов необходимо иметь математический аппарат, позволяющий моделировать процессы уплотнения порошка в процессе ГИП. Разработка математического аппарата для моделирования процессов формирования структуры материала в зависимости от воздействия температуры и давления представляет собой актуальную научно-техническую задачу [10–12].

Материалы и методы исследований

Сплавы ВЖ159ИД и Inconel 718 применяются для производства ответственных изделий авиационного назначения, в том числе и аддитивными методами (селективным лазерным спеканием порошков).

Порошки ВЖ159ИД и Inconel alloy 718 были получены методом газовой атомизации. Химический состав порошков для компактирования соответствует составу: стали ВЖ159 (ХН58МБЮ, ГОСТ 5632-14), российский аналог Inconel 718 (ХН45МВТЮБР по ГОСТу 5632) приводятся в табл. 1.

Типичная поверхность порошков, полученных методом газовой атомизации, приводится на рис. 1.

Частицы порошка имеют преимущественно округлую форму, поверхность имеет вид «апельсиновой корки». Особенностью строения поверхности рассматриваемого порошка является закреплённые мелкие частицы на поверхности более крупных его частиц.

Таблица 1

Химический состав порошка ВЖ159 и Inconel 718

Table 1

Chemical composition of VZh159 powder and Inconel 718

№ п/п	Химический элемент	Содержание, мас. %, ВЖ159	Содержание, мас. %, Inconel 718
1	Ti	0,42 ± 0,105	1,0
3	Cr	26,34 ± 0,395	20
4	Mn	0,12 ± 0,192	0,35
5	Fe	1,471 ± 0,839	15,45
6	Ni	60,63 ± 0,349	остальное
7	Cu	0,196 ± 0,069	0,2
8	Nb	3,15 ± 0,0059	5
9	Mo	7,21 ± 0,016	3,0
10	W	0,164 ± 0,106	-

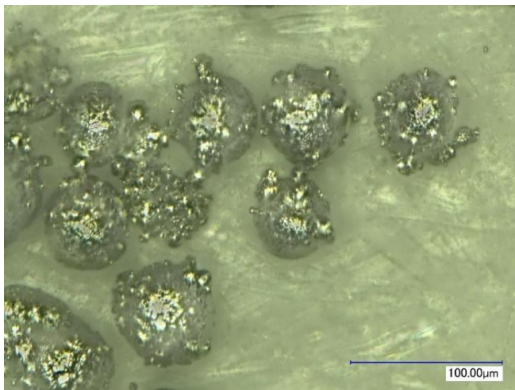


Рис. 1. Внешний вид поверхности частиц порошка, полученных газовой атомизацией расплава, 1000×

Fig. 1. The surface of the powder particles obtained by gas atomization of the melt, 1000×

В качестве оснастки для изготовления компактов (образцов) использовали капсулы (полые цилиндры) из стали 20 ГОСТ 1050–2013 цилиндрической формы диаметром 70 мм, длиной 200 мм и с толщиной стенки 2 мм.

После засыпки порошка в капсулу производили его дегазацию в вакууме. Капсулу, герметично соединенную с вакуумной системой, медленно нагревали с поддержанием остаточного давления не более 0,2 Па. После выполнения цикла дегазации капсула герметизировалась с помощью сварки и помещалась в газостат. В газостате давление на капсулу создавали с использованием инертного газа. Последующий нагрев газа приводил к росту давления в соответствии с законом Шарля. В данном эксперименте давление во всем диапазоне применяемых температур можно аппроксимировать следующим линейным уравнением:

$$P = 0,132t. \tag{1}$$

Для получения пористых образцов с разной плотностью осуществляли «прерывание» нагружения (прерванный цикл) при различных температурах и давлениях. Были выбраны следующие температуры: 650, 700, 750, 800, 900 1000 и 1100°C.

Для полученных образцов исследовали микроструктуру с помощью цифрового микроскопа Keyence VHX-1000.

Полученные результаты и их обсуждение

Результаты экспериментов при прерывании цикла ГИП показаны на рис. 2, здесь же приводятся зависимости относительной плотности образцов от температуры и давления в газостате.

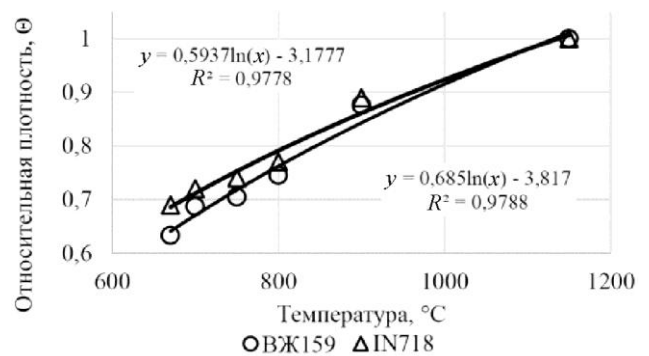


Рис. 2. Зависимость относительной плотности от температуры прерывания цикла ГИП заготовок из ВЖ19ИД и Inconel alloy 718

Fig. 2. Dependence of the relative density on the interruption temperature of the HIP cycle of workpieces from VZh19ID and Inconel alloy 718

На рис. 2 представлены зависимости относительной плотности формовки от температуры в процессе цикла ГИП. На относительную плотность формовки влияет множество факторов: температура и давление в газостате, начальная относительная плотность формовки, ее условный предел текучести (далее по тексту – предел текучести) при уменьшающейся относительной плотности, температуре и давлении.

Исходная относительная плотность формируется на стадии вибрационного заполнения капсулы порошком. Используемые для ГИП порошки из-за практически идеальной сферической формы при спекании в вакууме при температурах до 1100 °C после холодного уплотнения не имеют усадки. Соответственно, после вибрационной загрузки порошка в капсулу полученное дисперсное тело будет иметь плотность, аналогичную плотности после утряски. Влияние на исходную относительную плотность дисперсного тела нагрева во время вакуумной дегазации исключено вследствие низкой активности порошка из-за его сферической формы.

В качестве выражения, связывающего относительную плотность и предел текучести дисперсного тела, можно использовать эмпирические уравнения, разрабо-

таные М.Ю. Бальшиным, Н.И. Щербанем, В.Т. Трощенко, Е. Рышкевичем и др. [13]. Пористые материалы в пределах относительных плотностей от 0,7 до 0,9 имеют хрупкий характер разрушения и минимальное относительное удлинение, предел прочности и предел текучести таких материалов имеют близкие значения, и поэтому указанные формулы справедливы при расчете предела текучести.

Воспользуемся в данном случае уравнением Е. Рышкевича, подставив в него относительную плотность как ее единичную разность:

$$\sigma_T = \sigma_0 \exp(-b(1-\theta)), \quad (2)$$

где σ_T – предел текучести порошкового тела, МПа; σ_0 – предел текучести беспористого порошкового тела (компактной заготовки, полученной методами порошковой металлургии), МПа; b – константа, определяемая экспериментально; θ – относительная плотность порошкового тела, доли единицы. Уравнение Е. Рышкевича будет справедливо при той температуре, при которой использованы значения σ_0 и θ .

Для моделирования зависимости относительной плотности от температуры во время цикла ГИП требуется знать σ_0 для образцов, полученных при помощи порошковой технологии, при различных температурах.

На рис. 3 приводятся данные об изменении предела текучести сплавов ВЖ159ИД и Inconel alloy 718 при растяжении. Предел текучести определяли при повышенных температурах, причем образцы для испытаний изготовлены методом селективного лазерного спекания для ВЖ159ИД [14–17] и металлургическим способом для Inconel alloy 718.

Зависимость предела текучести рассматриваемых сплавов имеет немонотонный характер и имеет перегиб при температуре 660 °С (ВЖ159ИД) и 696 °С (Inconel alloy 718) (см. рис. 3). Аппроксимация таких зависимостей выполнена по участкам температуры линейной и полиномиальной моделью.

Преобразуем уравнение Е. Рышкевича для вычисления относительной плотности консолидированного тела:

$$\Theta_k = 1 - \frac{\ln\left(\frac{\sigma_0(t)}{\sigma_T(t)}\right)}{b}, \quad (3)$$

где Θ_k – относительная плотность консолидируемого дисперсного тела в газостате при данной температуре и давлении, доли единицы; $\sigma_0(t)$ – функция предела текучести компактного материала в зависимости от температуры, МПа; $\sigma_T(t)$ – функция предела текучести в зависимости от температуры при относительной плотности Θ_k , что эквивалентно давлению в газостате, МПа; b – константа в формуле Е. Рышкевича, характеризующая совершенство контактов, т.е. пластичность дисперсного тела во время консолидации в газостате, для никеля и никелевых сплавов составляет 5,0–6,5 [18].

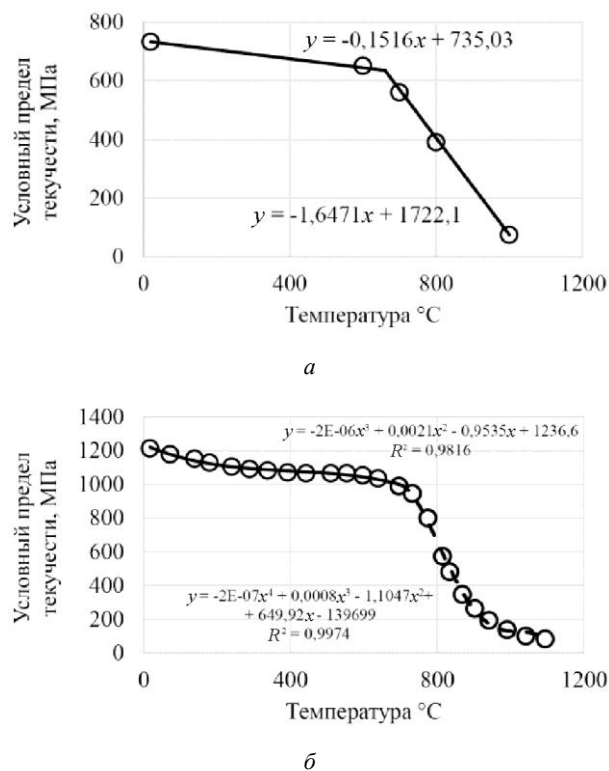


Рис. 3. Изменения предела текучести в зависимости от температуры сплавов ВЖ159ИД (а) и Inconel alloy 718 (б)

Fig. 3. Variations of the yield point depending on the temperature of the VZh159ID (a) and Inconel 718 (b) alloys

Относительная плотность консолидируемого дисперсного тела в газостате будет изменяться от относительной плотности порошка после утряски до теоретической плотности сплава, поэтому для выражения значений относительной плотности в этом диапазоне будем рассчитывать отношение Θ_k/Θ_{yt} :

$$\Theta_k / \Theta_{yt} = \frac{1}{\Theta_{yt}} - \frac{\ln\left(\frac{\sigma_0(t)}{0,132t}\right)}{b\Theta_{yt}}. \quad (4)$$

Θ_k/Θ_{yt} изменяется в пределах от 1, когда дисперсное тело только начинает уплотняться, т.е. $\Theta_k=\Theta_{yt}$, до $\frac{1}{\Theta_{yt}}$, когда дисперсное тело достигает теоретической плотности.

Результаты расчетов по уравнению (4) приводятся на рис. 3 ($\Theta_{yt}=0,585$ (4,83 г/см³) для ВЖ159ИД; $\Theta_{yt}=0,595$ (4,52–5,24 г/см³) для Inconel alloy 718); b – принято 5,375 для ВЖ159ИД и 7,79 для Inconel alloy 718). Константы b для рассмотренных сплавов были приняты как среднее арифметическое исходя из проведенных опытов по прерыванию цикла ГИП и плотности полученных образцов (табл. 2). Большие значения константы b для сплава Inconel alloy 718 обусловлены способом изготовления заготовок для испытаний на растяжение [19–22].

Очевидно, для моделирования цикла ГИП по формуле 4 лучше применять образцы, полученные селективным лазерным спеканием [23–25].

На рис. 4 приводятся полученные значения относительной плотности образцов в процессе цикла ГИП и результаты моделирования по формуле (4) с применением констант из табл. 2. Видно, что результаты расчетов и экспериментальные значения для сплавов оказываются очень близкими.

На рис. 5 приводится микроструктура образцов после прерывания цикла ГИП при температуре 900 °С.

При данных параметрах цикла ГИП пористость ВЖ159ИД будет составлять 13 %, а Inconel alloy – 11 %. На фотографиях микроструктуры пористость

близка к расчетным значениям. Микроструктура в обоих случаях состоит из дендритов, расположенных в исходных частицах порошка, так как при температуре 900 °С процессы рекристаллизации еще не начинаются [26, 27].

При температуре выдержки 1150 °С уже развиваются процессы рекристаллизации и структура будет иметь вид зерен преимущественно в пределах исходных частиц порошка. В микроструктуре компактов наличия сетки остаточных границ гранул (PPBs – Prior Particle Boundaries) не наблюдается [27–30]. Структура после выдержки 1150 °С пористости не имеет (рис. 6).

Для выравнивания размеров зерна требуется проведение термообработки после цикла ГИП.

Таблица 2

Выбор значения константы *b* для выражения (4) на основе опытных данных об изменении относительной плотности в процессе цикла ГИП

Table 2

The choice of the value of the constant *b* for expression (4) based on the experimental data of the change in the relative density during the GUI cycle

Температура, °С	Относительная плотность, доли ед. (эксп)	Давление в газостате, МПа (1)	Предел текучести, МПа (2)	Константа <i>b</i>	Расчетное Θ_K/Θ_{UT}
ВЖ159ИД					
670	0,633	88,44	605	5,24	1,08
700	0,687	92,4	557	5,74	1,17
750	0,705	99	477	5,33	1,21
800	0,745	105,6	397	5,19	1,27
Среднее значение <i>b</i> = 5,375					
Inconel alloy 718					
670	0,69	88,44	1015	7,59	1,16
700	0,72	92,4	991	8,114	1,21
750	0,74	99	872	7,984	1,24
800	0,77	105,6	652	7,48	1,29
Среднее значение <i>b</i> = 7,79					

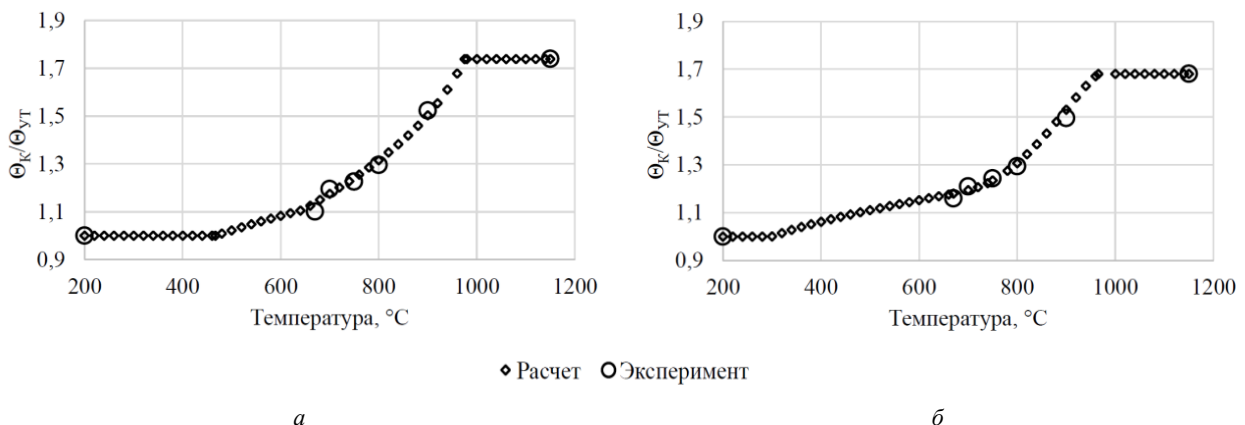


Рис. 4. Результаты моделирования уплотнения сплавов ВЖ159ИД (а) и Inconel alloy 718 (б) во время цикла ГИП

Fig. 4. Results of modeling the compaction of VZh159ID alloys (a) and Inconel alloy 718 (b) during the HIP cycle

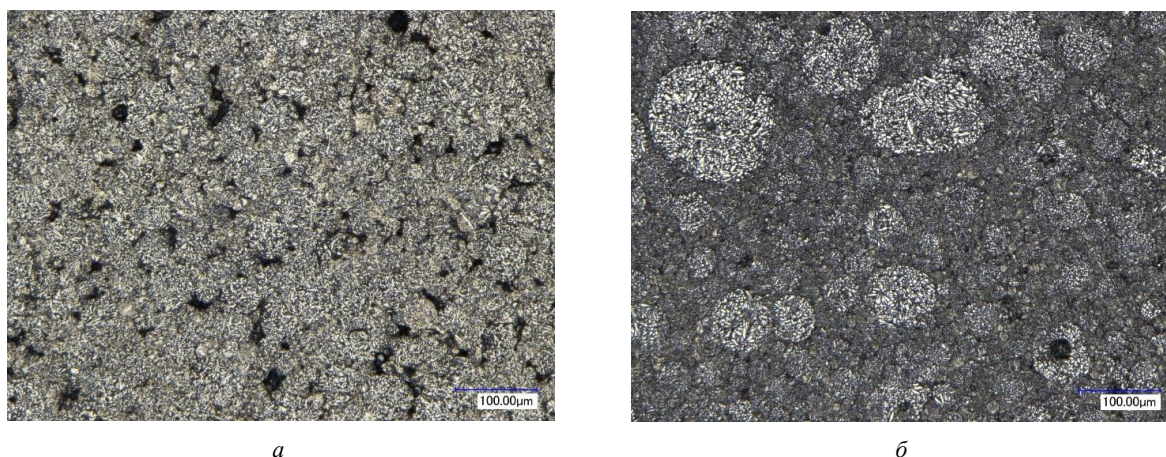


Рис. 5. Микроструктура образцов после прерывания цикла ГИП при 900 °С ВЖ159ИД (а) и Inconel alloy 718 (б), 500×

Fig. 5. Microstructure of the samples after interruption of the HIP cycle at 900 °C VZh159ID (a) and Inconel alloy 718 (b), 500×

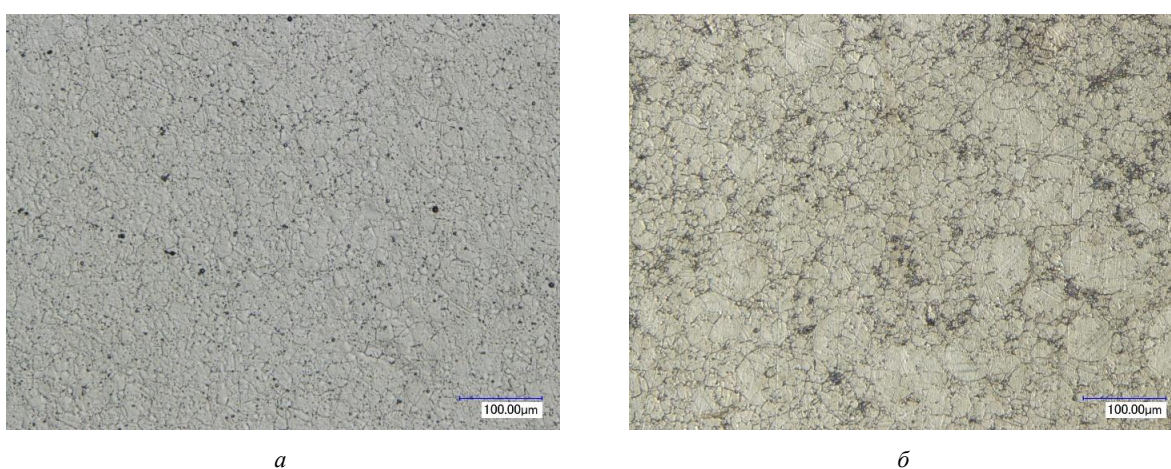


Рис. 6. Микроструктура образцов после прерывания цикла ГИП при 1150 °С ВЖ159ИД (а) и Inconel alloy 718 (б), 500×

Fig. 6. Microstructure of samples after interruption of the HIP cycle at 1150 °C VZh159ID (a) and Inconel alloy 718 (b), 500×

Выводы

Для моделирования процесса уплотнения консолидируемого дисперсного тела во время цикла ГИП возможно использовать модернизированное уравнение Е. Рышкевича. В настоящем исследовании приведены значения констант b для сплавов ВЖ159ИД и Inconel alloy 718. Проведенная экспериментальная работа по прерыванию цикла ГИП позволяет получить необходимые данные для моделирования.

Установлено, что для получения значений предела текучести образцов при повышенных температурах предпочтительно использовать компактные образцы, полученные методом селективного лазерного спекания.

Микроструктура полученных компактов после выдержки при 1150 °С имеет качественную зёрнистую структуру, т.е. не имеет сетки остаточных границ гранул (PPBs – Prior Particle Boundaries), что свидетельствует об эффективности проведенной вакуумной термической дегазации порошка перед циклом ГИП.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках проекта «Создание высокотехнологичного производства материалов, изделий и оборудования с использованием аддитивных технологий и технологий газостатирования» на базе ПАО «РУСПОЛИМЕТ» по соглашению № 075-11-2019-084 от 18.12.2019.

Acknowledgments

This work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation within the framework of the project “Creation of high-tech production of materials, products and equipment using additive technologies and gas-conditioning technologies” on the basis of PJSC RUSPOLIMET under agreement No. 075-11-2019-084 dated 18.12.2019.

Библиографический список

1. Ageev S.B., Girshov V.L. Горячее изостатическое прессование металлических порошков // *Металлург.* – 2015. – № 8. – С. 18–21.
2. Ageev S.B., Girshov V.L. Горячее изостатическое прессование в порошковой металлургии // *Металлообработка. Новые материалы и технологии производства.* – 2015. – №4 (88). – С. 56–60.
3. Структура и свойства образцов из сплава Inconel 718, полученных по технологии селективного лазерного плавления / А.А. Педаш, Н.А. Лысенко, В.В. Клочихин, В.Г. Шило // *Авиационно-космическая техника и технология.* – 2017. – № 8. – С. 46–54.
4. Попов А.А., Мухина А.И., Данильчук А.Е. История, тенденции и передовые технологии порошковой металлургии // *Фундаментальные и прикладные проблемы эффективности научных исследований и пути их решения: сб. ст. по итогам междунар. науч.-практ. конф. Самара, 29 января 2021 года / ООО «Агентство международных исследований».* – Стерлитамак, 2021. – С. 159–161.
5. Горячее изостатическое прессование карбидосталей из стружковых отходов металлорежущего производства / А.А. Хлыбов, Е.С. Беляев, А.Д. Рябцев, С.С. Беляева, Ю.А. Гетмановский // *Вестник ИжГТУ имени М.Т. Калашникова.* – 2020. – Т. 23, № 3. – С. 38–45. DOI: 10.22213/2413-1172-2020-3-38-45
6. ГИП и деформация гранулированных жаропрочных никелевых сплавов / Е.И. Разуваев, М.В. Бубнов, М.М. Бакрадзе, С.А. Сидоров // *Авиационные материалы и технологии.* – 2016. – № 51. – С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-80-86
7. Влияние технологии горячего изостатического прессования на структуру и свойства изделий из порошка жаропрочного сплава ВЖ159 / А.А. Хлыбов, Е.С. Беляев, А.Д. Рябцев, С.С. Беляева, Ю.А. Гетмановский, П.М. Явтушенко // *Заготовительные производства в машиностроении.* – 2021. – Т. 19, № 1. – С. 44–48. DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-1-44-48
8. Сорокин В.К., Костромин С.В., Беляев Е.С. Технологии и свойства порошковых материалов: монография. – Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2016. – 76 с.
9. Преображенский А.П., Токарева Н.М. Применение аддитивных технологий в порошковой металлургии // *Вестник Воронежского института высоких технологий.* – 2018. – № 1(24). – С. 81–84.
10. Оптимизация расчета параметров для математического моделирования процесса горячего изостатического прессования порошковых материалов / А.В. Бочков, Ю.М. Козырев, А.С. Минкова [и др.] // *Механика композиционных материалов и конструкций, сложных и гетерогенных сред: сб. тр. 8-й всерос. науч. конф. с междунар. участием им. И.Ф. Образцова и Ю.Г. Яновского, Москва, 18–19 декабря 2018 года; Институт прикладной механики РАН.* – М., 2019. – С. 8–14.
11. Особенности моделирования процесса горячего изостатического прессования изделий сложной формы / А.В. Пономарев, Л.М. Зазовский, А.В. Некрашевич, В.Л. Прищеп // *Механика композиционных материалов и конструкций, сложных и гетерогенных сред: сб. тр. 7-й всерос. науч. конф. с междунар. участием им. И.Ф. Образцова и Ю.Г. Яновского, Москва, 21–23 ноября 2017 года; Институт прикладной механики РАН.* – М., 2017. – С. 156–158.
12. Методика определения механических характеристик порошкового материала для процесса горячего изостатического прессования в одном эксперименте / А.В. Пономарев, А.В. Бочков, Ю.М. Козырев [и др.] // XII Всерос. съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики: сб. тр.: в 4 т., Уфа, 19–24 августа 2019 года; Башкирский государственный университет. – Уфа, 2019. – С. 353–355.
13. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного плавления // *Авиационные материалы и технологии.* – 2016. – № S1 (43). – С. 8–15.
14. Effects of heat treatment on prior particle boundary precipitation in a powder metallurgy nickel base superalloy / Y. Wanhong, M. Jian, W. Wuxiang [et al.] // *Adv. Perform. Mater.* – 1995. – Vol. 2. – P. 269–279. DOI: 10.1007/BF00705449/
15. Влияние горячего изостатического прессования на свойства стальных материалов, полученных методом селективного лазерного плавления / А.А. Вознесенская, Д.А. Кочуев, Р.В. Чкалов [и др.] // *Новые материалы и перспективные технологии: сб. материалов Пятого междисциплинарного научного форума с междунар. участием, Москва, 30 октября 2019 года.* – М.: Интеллектуальные системы, 2019. – С. 619–620.
16. Effects of pressure on microstructure and residual stresses during hot isostatic pressing post treatment of AISI M50 produced by laser powder-bed fusion / S. Qin, S. Herzog, A. Kaletsch, C. Broeckmann // *Metals.* – 2021. – Vol. 11, no. 4. – P. 596.
17. Quenching and hot isostatic pressing of additively manufactured tool steel / G. Maistro, C. Oikonomou, S.B. Hosseini, S. Brorson // *SSRN Electronic Journal.* – 2021. – Vol. 30.
18. Appraisal of solution heat treatment on elimination of hafnium rich $\gamma-\gamma'$ eutectic and prior particle boundary precipitate in a superalloy powder / K. Oluwasegun, O. Olawale, M. Adeoye, O. Olorunniwo, O. Ige, P. Atanda // *Materials Performance and Characterization.* – 2014. – Vol. 3, no. 1. – DOI: 10.1520/MPC20140034
19. Структура и свойства жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП, полученного методом селективного лазерного плавления / Ф.А. Басков, Ж.А. Сентюрин, И.А. Логачев, М.Я. Бычкова, А.И. Логачева // *Изв. вузов. Цветная металлургия.* – 2021. – Т. 27(2). – С. 66–76.
20. Logunov A.V. Heat-resistant nickel alloys for gas turbine blades and discs. – Rybinsk: Gazoturbinnye tehnologii, 2017.
21. Net shape HIPping of Ni-superalloy: Study of the interface between the capsule and the alloy / E. Bassini, V. Vola, M. Lorusso, R. Ghisleni, M. Lombardi, S. Biamino, D. Ugues, G. Vallillo, B. Picqué // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2017. – Vol. 695. – P. 55–65.
22. The crystal growth, intercellular spacing and microsegregation of selective laser melted Inconel 718 superalloy / P. Tao, H. Li, B. Huang, Q. Hu, S. Gong, Q. Xu // *Vacuum.* – 2019. – Vol. 159. – P. 382–390.
23. Влияние температуры искрового плазменного спекания на структуру сплава «инконель 625» / С.А. Оглезнева, М.Н. Каченюк, А.А. Сметкин, В.Б. Кульметьева // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение.* – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 25–32.
24. Гребенщикова Т.Д., Рыжков В.В. Применение аддитивных технологий в машиностроительном производстве // *Прогрессивные технологии и процессы: сб. науч. ст. 7-й всерос. науч.-техн. конф. с междунар. участием, Курск, 24–25 сентября 2020 года; Юго-Западный государственный университет.* – Курск, 2020. – С. 37–39.

25. Effect of post-treatments under hot isostatic pressure on microstructural characteristics of EBM-built Alloy 718 / S. Goel, A. Sittiho, I. Charit, U. Klement, S.V. Joshi. – 2019. – Vol. 28. – P. 727–737.

26. Microstructural engineering in lithium garnets by hot isostatic press to cordon lithium dendrite growth and negate interfacial resistance for all solid state battery applications / Srabani Patra, Vaishnavi Krupa B.R., Sujoy Chakravarty, Ramaswamy Murugan // *Electrochimica Acta*. – 2019. – Vol. 312. – P. 320–328.

27. Amanov A. Effect of post-additive manufacturing surface modification temperature on the Tribological and Tribocorrosion properties of co-Cr-Mo alloy for biomedical applications // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 97. – P. 127–378.

28. Effect of hot-isostatic-pressing parameters on the microstructure and properties of powder Ti-6Al-4V hot-isostatically-pressed samples / K. Zhang, J. Mei, N. Wang, X. Wu // *Metall. Mater. Trans. A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 1033–1045.

29. Effect of hot isostatic pressing conditions and cooling rate on microstructure and properties of Ti-6Al-4V alloys from atomized powder / L. Xu, R.P. Guo, C.G. Bai, J.F. Lei, R. Yang // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2014. – Vol. 30. – P. 1289–1295.

30. Preparation of hot-isostatic-pressed powder metallurgy superalloy inconel 718 free of prior particle boundaries / Chang Litao, Sun Wenru, Cui Yuyou, Yang Rui // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 682. – P. 341–344. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.031>

References

1. Ageev S.V., Girshov V.L. Goryachee izostaticheskoe pressovanie metallicheskih poroshkov [Hot isostatic pressing of metal powders]. *Metallurg*, 2015, no. 8, pp. 18-21.

2. Ageev S.V., Girshov V.L. Goryachee izostaticheskoe pressovanie v poroshkovoi metallurgii [Hot isostatic pressing in powder metallurgy]. *Metalloobrabotka. Novye materialy i tekhnologii proizvodstva*, 2015, no. 4 (88), pp. 56-60.

3. Pedash A.A., Lysenko N.A., Klochikhin V.V., Shilo V.G. Struktura i svoystva obraztsov iz splava Inconel 718 poluchennykh po tekhnologii selektivnogo lazernogo plavleniya [Structure and properties of Inconel 718 alloy samples obtained by selective laser melting technology]. *Aviatsionno-kosmicheskaya tekhnika i tekhnologiya*, 2017, no. 8, pp. 46-54.

4. Popov, A.A. Istoriya, tendentsii i peredovye tekhnologii poroshkovoi metallurgii / A. A. Popov, A. I. Mukhina, A. E. Danil'chuk [History, trends and advanced technologies of powder metallurgy]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy effektivnosti nauchnykh issledovaniy i puti ikh resheniya: sbornik statei po itogam Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii, Samara, 29 yanvarya 2021 goda. – Sterlitamak: Obshchestvo s ogranichennoi otvetstvennost'yu "Agentstvo mezhdunarodnykh issledovaniy"*, 2021, pp. 159-161.

5. Khlybov A.A., Belyaev E.S., Ryabtsev A.D., Belyaeva S.S., Getmanovskii Yu.A. Goryachee izostaticheskoe pressovanie karbidostalei iz struzhkovykh otkhodov metallorazhushchego proizvodstva [Hot isostatic pressing of carbide steels from shavings waste of metal cutting production]. *Vestnik IzhGTU imeni M.T. Kalashnikova*. 2020, vol. 23, no. 3, pp. 38-45. DOI: 10.22213/2413-1172-2020-3-38-45.

6. Razuvaev E. I., Bubnov M.V., Bakradze M.M., Sidorov S.A. GIP i deformatsiya granulirovannykh zharoprochnykh nikelovykh splavov [IP and deformation of granulated heat-resistant nickel alloys]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2016, no. 51, pp. 80-86. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-80-86.

7. Khlybov A.A., Belyaev E.S., Ryabtsev A.D., Belyaeva S.S., Getmanovskii Yu.A., Yavtushenko P.M. Vliyanie tekhnologii goryachego izostaticheskogo pressovaniya na strukturu i svoystva izdelii iz poroshka zharoprochnogo splava VZh159 [Influence of hot isostatic pressing technology on the structure and properties of products made of VZh159 heat-resistant alloy powder]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*, 2021, vol. 19, no. 1, pp. 44-48. DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-1-44-48.

8. Sorokin V.K., Kostromin S.V., Belyaev E.S. Tekhnologii i svoystva poroshkovykh materialov [Tekst]: monografiya [Technologies and properties of powder materials [Text]: monograph]. *Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing*, 2016, 76 p.

9. Preobrazhenskii A. P., Tokareva N. M. Primenenie additivnykh tekhnologii v poroshkovoi metallurgii [Application of additive technologies in powder metallurgy]. *Vestnik Voronezhskogo instituta vysokikh tekhnologii*, 2018, no. 1(24), pp. 81-84.

10. Bochkov A.V., Kozyrev Yu.M., Minkova A.S. Optimizatsiya rascheta parametrov dlya matematicheskogo modelirovaniya protsessa goryachego izostaticheskogo pressovaniya poroshkovykh materialov [Optimization of the calculation of parameters for mathematical modeling of the process of hot isostatic pressing of powder materials]. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruktсии, slozhnykh i geterogennykh sred: Sbornik trudov 8-i Vserossiiskoi nauchnoi konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem im. I.F. Obratsova i Yu.G. Yanovskogo, Moskva, 18–19 dekabrya 2018 goda. – Moskva: Institut prikladnoi mekhaniki RAN*, 2019, pp. 8-14.

11. Ponomarev A.V., Zazovskii L.M., Nekrashevich A.V., Prishchep V.L. Osobennosti modelirovaniya protsessa goryachego izostaticheskogo pressovaniya izdelii slozhnoi formy [Features of modeling the process of hot isostatic pressing of products of complex shape]. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruktсии, slozhnykh i geterogennykh sred: Sbornik trudov 7-i vserossiiskoi nauchnoi konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem im. i.f. obratsova i yu.g. yanovskogo, Moskva, 21–23 noyabrya 2017 goda. Moscow, Institut prikladnoi mekhaniki RAN*, 2017, pp. 156-158.

12. Ponomarev A.V., Bochkov A.V., Kozyrev Yu.M. Metodika opredeleniya mekhanicheskikh kharakteristik poroshkovogo materiala dlya protsessa goryachego izostaticheskogo pressovaniya v odnom eksperimente [Methodology for determining the mechanical characteristics of powder material for the process of hot isostatic pressing in one experiment]. *XII Vserossiiskii s"ezd po fundamental'nym problemam teoreticheskoi i prikladnoi mekhaniki: Sbornik trudov. V 4-kh tomakh, Ufa, 19–24 avgusta 2019 goda, Ufa, Bashkirskii gosudarstvennyi universitet*, 2019, pp. 353-355.

13. Evgenov A.G., Gorbovets M.A., Prager S.M. Struktura i mekhanicheskie svoystva zharoprochnykh splavov VZh159 i EP648, poluchennykh metodom selektivnogo lazernogo splavleniya [Structure and mechanical properties of high-temperature alloys VZh159 and EP648 obtained by selective laser fusion]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2016, no. S1 (43), pp. 8–15;

14. Wanhong Y., Jian M., Wuxiang W. Effects of heat treatment on prior particle boundary precipitation in a powder metallurgy nickel base superalloy. *Adv Perform Mater* 2, 1995, p. 269-279. DOI: 10.1007/BF00705449

15. Voznesenskaya A.A., Kochuev D.A., Chkalov R.V. Vliyanie goryachego izostaticheskogo pressovaniya na svoystva stal'nykh materialov, poluchennykh metodom selektivnogo lazernogo plavlenniya [Influence of hot isostatic pressing on the properties of steel materials obtained by selective laser melting]. *Novye materialy i perspektivnye tekhnologii: Sbornik materialov Pyatogo mezhdistsiplinarnogo nauchnogo foruma s mezhdunarodnym uchastiem, Moskva, 30 oktyabrya – 01 2019 goda, Moscow, Intellektual'nye sistemy*, 2019, pp. 619-620.
16. Siyuan Qin, Simone Herzog, Anke Kaletsch, Christoph Broeckmann. Effects of Pressure on Microstructure and Residual Stresses during Hot Isostatic Pressing Post Treatment of AISI M50 Produced by Laser Powder-Bed Fusion. *Metals*, 2021 11:4, p. 596.
17. Giulio Maistro, Christos Oikonomou, Seyed B. Hosseini, Sofia Brorson. Quenching and Hot Isostatic Pressing of Additively Manufactured Tool Steel. *SSRN Electronic Journal* 2021. 30.
18. Oluwasegun, Kunle. Appraisal of Solution Heat Treatment on Elimination of Hafnium Rich γ - γ' Eutectic and Prior Particle Boundary Precipitate in a Superalloy Powder / Oluwasegun, Kunle & Olawale, Oluyemi & Adeoye, M. & Olorunniwo, O. & Ige, Oladeji & Atanda, Pethuel. *Materials Performance and Characterization*, 2014 vol.3, no. 1. DOI: 10.1520/MPC20140034;
19. Baskov F.A., Sentyurina Zh.A., Logachev I.A., Bychkova M.Ya., Logacheva A.I. Struktura i svoystva zharoprochnogo nikelovogo splava EP741NP, poluchennogo metodom selektivnogo lazernogo splavlenniya [Structure and properties of EP741NP heat-resistant nickel alloy obtained by selective laser alloying]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*, 2021;27(2):66-76.
20. Logunov A.V. Zharoprochnye nikelovye splavy dlya lopatok i diskov gazovykh turbin. *Rybinsk: OOO «Izd. dom «Gazoturbinnye tekhnologii», 2017. Logunov A.V. [Heat-resistant nickel alloys for gas turbine blades and discs. Rybinsk] Izdatel'skii dom «Gazoturbinnye tekhnologii», 2017*
21. Bassini E., Vola V., Lorusso M., Ghisleni R., Lombardi M., Biamino S., Ugues D., Vallillo G., Picqué B. Net shape HIPping of Ni-superalloy: Study of the interface between the capsule and the alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 695. P. 55-65.
22. Tao P., Li H., Huang B., Hu Q., Gong S., Xu Q. The crystal growth, intercellular spacing and microsegregation of selective laser melted Inconel 718 superalloy. *Vacuum*. 2019, vol. 159, pp. 382-390.
23. Oglezneva S.A., Kachenjuk M.N., Smetkin A.A., Kul'met'eva V.B. Vliyanie temperatury iskrovogo plazmennogo spevaniya na strukturu splava «Inconel' 625» [Influence of the temperature of spark plasma sintering on the structure of the "Inconel 625" alloy]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2020. vol. 22, no. 1, pp. 25-32.
24. Grebenshchikova T.D., Ryzhkov V.V. Primenenie additivnykh tekhnologii v mashinostroitel'nom proizvodstve [Application of additive technologies in mechanical engineering]. *Progressivnye tekhnologii i protsessy: sbornik nauchnykh statei 7-i Vserossiiskoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem, Kursk, 24–25 sentyabrya 2020 goda. – Kursk: Yugo-Zapadnyi gosudarstvennyi universitet*, 2020, pp. 37-39.
25. Goel, S., Sittiho, A., Charit, I., Klement, U., & Joshi, S. V. Effect of post-treatments under hot isostatic pressure on microstructural characteristics of EBM-built Alloy 718, vol. 28, 2019, p. 727–737.
26. Srabani Patra, Vaishnavi Krupa B R, Sujoy Chakravarty, Ramaswamy Murugan, Microstructural engineering in lithium garnets by hot isostatic press to cordon lithium dendrite growth and negate interfacial resistance for all solid state battery applications. *Electrochimica Acta*, v. 312, 2019, p. 320-328.
27. Auezhan Amanov. Effect of post-additive manufacturing surface modification temperature on the Tribological and Tribocorrosion properties of co-Cr-Mo alloy for biomedical applications. *Surface and Coatings Technology* 97, 202. p. 127378.
28. K. Zhang, J. Mei, N. Wang and X. Wu: 'Effect of hot-isostatic-pressing parameters on the microstructure and properties of powder Ti-6Al-4V hot-isostatically-pressed samples', *Metall. Mater. Trans. A*, 2010, 41, 1033–1045
29. L. Xu, R. P. Guo, C. G. Bai, J. F. Lei and R. Yang: 'Effect of hot isostatic pressing conditions and cooling rate on microstructure and properties of Ti-6Al-4V alloys from atomized powder', *J. Mater. Sci. Technol.*, 2014, 30, 1289–1295.
30. Chang, Litao & Sun, Wenru & Cui, Yuyou & Yang, Rui. Preparation of Hot-Isostatic-Pressed Powder Metallurgy Superalloy Inconel 718 free of Prior Particle Boundaries. *Materials Science and Engineering A*. 682. 2016. p. 341-344. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.031