

УДК 539.21:621.785

<https://doi.org/10.21869/2223-1528-2025-15-1-8-27>



Моделирование порообразования и экспериментальная in situ верификация его связи с анизотропией изделий SLM

А.Н. Чуканов^{1✉}, Е.В. Цой¹, А.А. Яковенко², М.В. Богданова³, М.Ю. Моденов¹

¹ Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого
пр-т Ленина, д. 125, г. Тула 300026, Российская Федерация

² Металлург-Туламаш
ул. Мосина, д. 2, г. Тула 300002, Российская Федерация

³ КинтехЛаб
3-я Хорошевская ул., д. 12, г. Москва 123298, Российская Федерация

✉ e-mail: alexchukanov@yandex.ru

Резюме

Цель исследования. Гипотеза о связи анизотропии свойств порошковых изделий селективного лазерного сплавления исключительно с их пористостью является спорной. Авторы обосновывают представления о существенном влиянии на анизотропию свойств изделий SLM, их неоднородность и неравномерность пластического течения локальных зон пластичности, формирующихся у пор при нагружении. Целью настоящей работы является моделирование порообразования и математический анализ влияния зон пластичности на анизотропию, неоднородность механических свойств и пластическое течение изделий технологии SLM в микро- и макромасштабе.

Методы. Для достижения цели были привлечены имитационное и расчётное моделирование процесса порообразования в образцах порошковых сплавов 316L и Inconel 718, изготовленных послойным лазерным сплавлением, а также фотограмметрия их испытаний на одноосное растяжение с анализом микроструктуры (оптической и РЭМ) и рентгеновской компьютерной томографии.

Результаты. Обоснована роль пор как концентраторов напряжений и очагов локальной пластичности, формирующих автоволны пластической деформации. Этот факт подтвердил математический анализ результатов фотограмметрии и распределения локальных деформаций по длине образцов и времени испытаний с использованием разложения их массивов в ряд Фурье и последующей их Фурье-интерполяцией.

Заключение. Получены уравнения, описывающие влияние интенсивности напряжений и деформаций на развитие показателя неоднородности механических свойств и неравномерность пластического течения исследованных сплавов в микро- и макромасштабе. Применение математических алгоритмов оптимизации фотограмметрии и программирование блока выполненных расчётов на языке высокого уровня Python позволит автоматизировать анализ параметров полученных уравнений и создать базу данных характеристик анизотропии и неоднородности свойств изделий, изготовленных методом SLM. Это обеспечит развитие теоретических основ для углублённого анализа и обоснованного прогнозирования влияния технологической анизотропии и неоднородности свойств изделий SLM на их работоспособность in situ.

Ключевые слова: моделирование; поры; поле напряжений; томография; растяжение; фотограмметрия; анизотропия; неоднородность.

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда проект № 23-29-00433 (<https://rscf.ru/project/№ 23-29-00433/>).

Конфликт интересов: Авторы декларируют отсутствие явных и потенциальных конфликтов интересов, связанных с публикацией настоящей статьи.

Для цитирования: Моделирование порообразования и экспериментальная in situ верификация его связи с анизотропией изделий SLM / А.Н. Чуканов, Е.В. Цой, А.А. Яковенко, М.В. Богданова, М.Ю. Моденов // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2025. Т. 15, № 1. С. 8–27. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2025-15-1-8-27>.

Поступила в редакцию 22.12.2024

Подписана в печать 22.01.2025

Опубликована 20.03.2025

Modeling of the pores formation process and experimental in situ verification of its relationship with the anisotropy of SLM products

Alexander N. Chukanov^{✉1}, Evgeny V. Tsoi¹, Alexandra A. Yakovenko²,
Maria V. Bogdanova³, Mikhail Y. Modenov¹

¹ Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University
125 Lenin Ave., Tula 300026, Russian Federation

² Metallurg-Tulamash
2 Mosina Str., Tula 300002, Russian Federation

³ Kinteh Lab
3 Khoroshevskaya Str. 12, Moscow 123298, Russian Federation

✉ e-mail: alexchukanov@yandex.ru

Abstract

The purpose of research. The hypothesis that the anisotropy of the properties of selective laser fusion powder products is solely related to their porosity is controversial. The authors substantiate the ideas about the significant effect on the anisotropy of the properties of SLM products, their heterogeneity and the unevenness of the plastic flow of local plasticity zones formed at the pores during loading. The purpose of this work is to model pore formation and mathematically analyze the effect of plasticity zones on anisotropy, heterogeneity of mechanical properties and plastic flow of SLM technology products on the micro and macroscale.

Methods. To achieve this goal, simulation and computational modeling of the pore formation process in samples of powder alloys 316L and Inconel 718 made by layered laser fusion, as well as their uniaxial tensile tests with micro-structure analysis (optical and SEM) and X-ray computed tomography were used.

Results. The role of pores as stress concentrators and foci of local plasticity forming autowaves of plastic deformation is substantiated. This fact was confirmed by a mathematical analysis of the distribution of local deformations over the length of samples and test time using the decomposition of their arrays into a Fourier series and their subsequent Fourier interpolation.

Conclusion. Equations describing the effect of stress and strain intensity on the development of the indicator of heterogeneity of mechanical properties and the unevenness of the plastic flow of the studied alloys at the micro and macroscale are obtained. It is proposed to use them to automate the analysis of the evolution of anisotropy and heterogeneity of mechanical properties in SLM products.

Keywords: modeling; pores; stress field; tomography; stretching; photogrammetry; anisotropy; heterogeneity.

Financing: The work was carried out with the financial support of a grant from the Russian Science Foundation project No. 23-29-00433 (<https://rscf.ru/project/№ 23-29-00433/>).

Conflict of interest: The authors declare the absence of obvious and potential conflicts of interest related to the publication of this article.

For citation: Chukanov A.N., Tsoi E.V., Yakovenko A.A., Bogdanova M.V., Modenov M.Y. Modeling of the pores formation process and experimental in situ verification of its relationship with the anisotropy of SLM products. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii* = *Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2025;15(1):8–27. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2025-15-1-8-27>.

Received 22.12.2024

Accepted 22.01.2025

Published 20.03.2025

Введение

Анизотропию свойств металлопорошковых изделий селективного лазерного сплавления (SLM) связывают с их пористостью. Считают, что различное относительно внешней действующей силы расположение пор [1], а также ванн расплава и зёрен в объёме изделий приводит после охлаждения в ходе испытаний к анизотропии механических свойств [2]. Фиксируют пределы прочности и пластичности вертикально выращенных образцов на 10–15% ниже этих характеристик в горизонтально выращенных образцах. Примерно на столько же выше в вертикальных образцах их пластичность (относительное удлинение). Считают, что именно снижение площади поперечного сечения вследствие пористости и изменяет действующие напряжения в изделиях SLM при нагрузке [3].

Однако указанное различие в характеристиках механических свойств изделий SLM разной ориентации не может быть связано только с масштабом пористости. Она имеет размер долей процента, в отличие от десятков процентов, различия в характеристиках механических свойств изделий разной ориентации [4]. По мнению авторов, существует дополнительный фактор, влияющий посредством пористости на пластификацию при нагрузке вертикально выращенных образцов [5].

Авторами ранее была обоснована модель формирования при нагружении у пор различной природы и морфологии локальных зон концентрации напряжений [6]. Их аккомодация при нагружении приводит к

формированию на периферии пор радиальных и кольцеобразных (сферических) трещин [7]. Развитие этих поверхностей порождает на границах пор зоны, свободные от напряжений, – зоны пластичности (ЗП). Образование таких зон у пор, сформированных в изделиях SLM, должно влиять при нагружении на их характеристики анизотропии, неоднородность свойств и неравномерность пластического течения. Зависимости подобного влияния должны иметь нелинейный характер.

Определение и использование уравнений, описывающих указанные зависимости, позволит автоматизировать процесс расчёта входящих в них параметров и создать обширную базу данных характеристик анизотропии и неоднородности свойств изделий, изготовленных методом SLM. Это обеспечит создание основы для углублённого анализа и обоснованного прогнозирования влияния технологической анизотропии и неоднородности свойств изделий SLM на их работоспособность.

Сложность наблюдения и развития порообразования делает моделирование (имитационное и расчётное) и испытания на растяжение единственными методами, позволяющими *in situ* исследовать сам процесс порообразования и последующую эволюцию пор для оптимизации стратегии SLM, снижения пористости и анизотропии свойств.

Цель работы – моделирование порообразования и математический анализ влияния зон пластичности на анизотропию, неоднородность механических свойств и пластическое течение изделий

технологии SLM в микро- и макромасштабе.

Поставленную цель достигали: имитационным моделированием порообразования в SLM в ПО KiSSAM; расчётом формирования ЗП в поле напряжений пор, а также верификацией полученных результатов данными микроструктурного анализа, компьютерной томографии и механических испытаний.

Материалы и методы

Объекты исследования – образцы ($100 \times 10 \times 2$ мм) порошковых сплавов 316L и Inconel 718, изготовленные по технологии SLM в различной ориентации относительно платформы 3D-принтера SLM 280HL.

Имитационное моделирование процесса SLM провели в ПО KiSSAM (Kintech System for Simulation of Additive Manufacturing) ООО «KINTECH Lab» [8]. Моделировали формирование порошкового слоя и последующее сплавление в нём металлических частиц с учетом гидродинамики ванны расплава. Входными параметрами модели являлись термодинамические и гидродинамические характеристики материала и порошкового слоя (толщина, распределение частиц по размеру), параметры стратегии сканирования лазера (мощность, скорость, форма), защитная атмосфера.

Экспериментальные измерения объемной пористости образцов исследованных сплавов проводили на рентгеновском томографе General Electric v/tome/x m300 с микронной трубкой непрерывного излучения и рабочим напряжением 300 кВ. Обработку результатов выполняли в ПО Phoenix datos/x reconstruction, VGSTUDIO MAX.

В исходном состоянии (SLM) и после растяжения осуществляли **микроструктурный оптический и электронно-микроскопический** (РЭМ) анализ пористости образцов исследованных сплавов. После растяжения изучали их участки, находящиеся на расстоянии 0,5; 1,5; 3 см от области «шейки». Использовали оптические микроскопы Meiji MT8100, Altamі MET-1C ($\times 50 \dots 200 \text{--} 500$) и электронный микроскоп РЭМ JEOL JSM 6390 с энергодисперсионным рентгеновским спектрометром BRUKER QUANTEX QX1 ($\times 100 \text{--} 900$).

Имитационное моделирование дополнили **анализом напряженно-деформированного состояния** (НДС) и образования ЗП в окрестностях плоских вытянутых пор линзовидной формы, возникающих в объёме образцов в ходе SLM и эволюционирующих при нагружении. Расчёт проводили с использованием авторских разработок [9] на базе теории упругости и линейной механики разрушения. Использовали математический аппарат решения трёхмерных задач механики разрушения в упрочнённой металлической среде [10].

Эволюцию пористости, созданной SLM, in situ оценивали в ходе нагружения, **определяя характеристики анизотропии и неоднородности** механических свойств объектов. Для этого образцы подвергали статическому одноосному растяжению в испытательной машине Р5-ПК (ГОСТ 11701-84) с максимальным номинальным усилием 50 кН на воздухе при комнатной температуре со скоростью перемещения захватов 5 мм/мин и с записью кривой «нагрузка – перемещение». Предварительно на расчетной длине образцов наносили делительную сетку [11] с ячейками 1×1 мм (рис. 1).

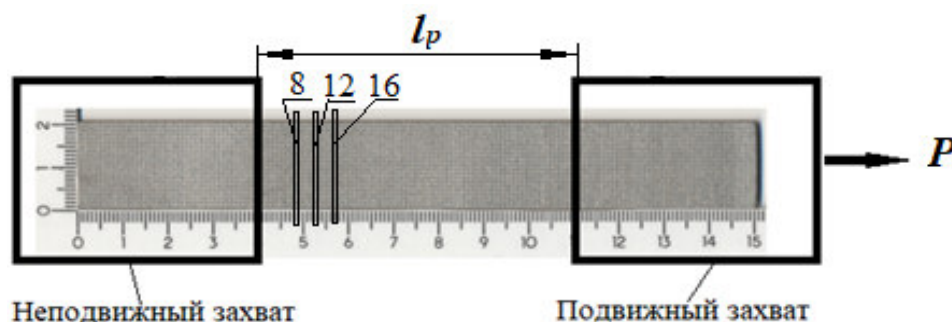


Рис. 1. Расчетная длина l_p образца с делительной сеткой и микрообъёмами поперечных сечений 8, 12 и 16 между захватами машины

Fig. 1. The calculated length of the l_p sample with a dividing grid and micro-volumes of cross sections 8, 12 and 16 between the grips of the machine

Каждый ряд ячеек сетки рассматривали как поперечное сечение. Исследовали локальные участки образца объёмом, равным начальной площади поперечного сечения, умноженной на размер ячеек ряда в продольном направлении.

В анализе результатов испытаний применили оригинальную методику, заменив аппаратные измерения образцов фотограмметрией – измерениями геометрии ячеек делительной сетки на её цифровых фотоизображениях [12]. Для фотофиксации поверхности образцов использовали цифровую фотокамеру Canon EOS R6 с фокусным расстоянием 24–105 мм разрешением 20.1 Мпикс и объектив Ef 24-105 f/4. Данная система обеспечила получение цифровых изображений с плотностью пикселей 900 пикс/мм². Съёмку проводили с интервалом в 5 и 10 с. Фотофиксацию синхронизировали с записью машинной кривой растяжения. В графическом редакторе Adobe Photoshop определяли размеры по длине и ширине отдельных ячеек делительной сетки в пикселях и методом АЦП устанавливали их размеры в единицах длины [13].

Развитие анизотропии *in situ* в процессе деформирования оценивали расчётом коэффициента анизотропии (параметра Ланкфорда R). Его определяли на основе начальных (до растяжения) по ши-

рине b_0 и длине l_0 и конечных b_k и l_k размеров ячеек индивидуальных сечений с интервалом 10 с [11].

Неравномерность пластического течения при растяжении на микроуровне оценивали локальными относительными удлинениями (δ) [14] и суммарными истинными деформациями ячеек ε_i в заданных поперечных сечениях [15]. Строили зависимости распределения δ по длине (l_i) образца ($\delta = f(l_i)$) и в течение времени (t) испытаний ($\delta = f(t)$).

Результаты и их обсуждение

При моделировании в ПО KiSSAM *in situ* проплавления единичных дорожек в порошковых слоях сплавов 316L и Inconel 718 учитывали возможность образования двух типов пор: газовых (сферических) пор, возникающих при глубоком проплавлении (в режиме key-holling), а также вытянутых пор, образующихся при неполном сплавлении порошка (lack of fusion). В расчёте сравнили реализацию двух стратегий: последовательной, использованной изготовителями исследованных образцов, и взятой для сравнения стратегии «зиг-заг» (рис. 2). Основными отличиями стратегий являлись: параметры лазерного луча, размеры и точная геометрия штриховки поверхности.



Рис. 2. Две стратегии: а – «зиг-заг»; б – последовательная

Fig. 2. Two strategies: а – "zig-zag"; б – sequential

Моделирование выявило сильную зависимость пористости от стратегии сканирования. Повышенная пористость прогнозировалась в последовательной стратегии. Расчёт слоя показал, что избы-

точное расстояние между соседними треками (hatch space), заданное в последовательной стратегии, приводит к несплавлению соседних треков и образованию пор между ними (рис. 3).

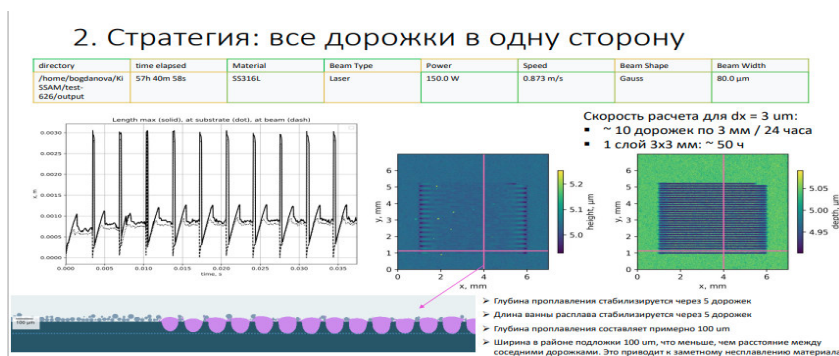


Рис. 3. Моделирование последовательной стратегии

Fig. 3. Modeling a consistent strategy

Расчет прогнозировал также небольшое количество газовых пор. Они формируются в краях штриховки в начальных сегментах дорожек на их срезах (рис. 4).

На построенных по результатам моделирования в ПО KiSSAM срезах, поверх

ностями и картах глубин и высот наплавления (см. рис. 3) подтвердилась связь формирования пористости с недостаточным проплавлением соседних треков (рис. 5).



Рис. 4. Срез дорожки (трека) проплавления в последовательной стратегии

Fig. 4. A slice of the melting track (track) in a sequential strategy

2. Стратегия: все дорожки в одну сторону + контур

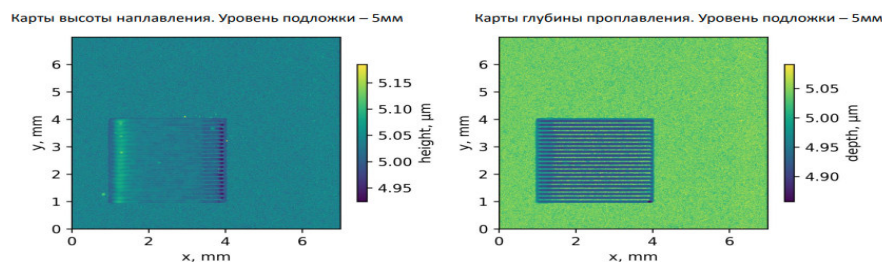


Рис. 5. Карты высоты наплавления и глубины проплавления в последовательной стратегии

Fig. 5. Maps of the deposition height and penetration depth in a sequential strategy

Результаты имитационного моделирования в ПО KiSSAM верифицировали проведением рентгеновской компьютерной томографии (РКТ) образцов исследованных сплавов в системе General Electric v/tome/x m300. В образцах обоих сплавов, как вертикальной, так и горизонтальной ориентации изготовления, зафиксировали объёмную пористость от 0,28 до 0,30%.

Наибольший размер пор составлял: в 316L: в вертикальном $\sim 0,0218 \text{ мм}^3$ и горизонтальном $\sim 0,0052 \text{ мм}^3$ (разница $0,0166 \text{ мм}^3$); в Inconel 718: в вертикальном $\sim 0,0087 \text{ мм}^3$ и горизонтальном $\sim 0,0070 \text{ мм}^3$ (разница $0,0017 \text{ мм}^3$).

Во всех образцах наблюдали неравномерность распределения пор по осям X и Z плоскостей сканирования (рис. 6).

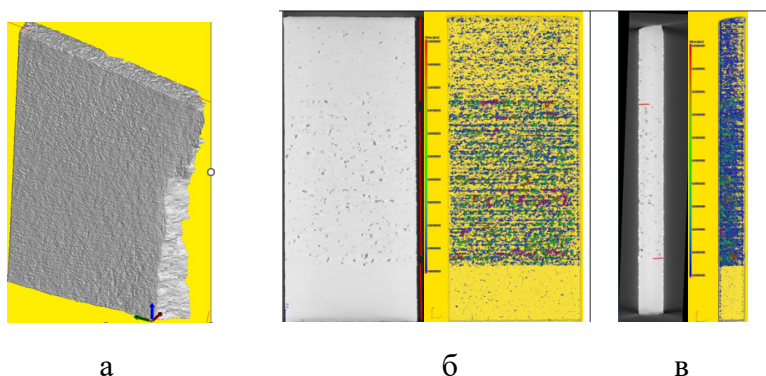


Рис. 6. Образец сплава 316L В (а) и неравномерность распределения в нём пор по оси Z (б) и по оси X (в)

Fig. 6. A sample of 316L alloy B (a) and the uneven distribution of pores in it along the Z axis (б) and along the X axis (в)

Поры в вертикальном образце 316L имели смешанную морфологию. Присутствовали мелкие округлые поры и поры развитой нерегулярной формы (рис. 7). Последние имели наибольшие размеры на всех участках образца ($>0,02 \text{ мм}^3$). Крупные поры нерегулярной формы объединялись в протяженные группы, вытянутые

преимущественно вдоль оси Y . Это может существенно влиять на уровень механических свойств образца в данном направлении. На рисунке 8 представлено цветовое обозначение плотности пор в образце сплава 316L. Наблюдали сильную строчность распределения пор по объёму образца (рис. 8) [16].

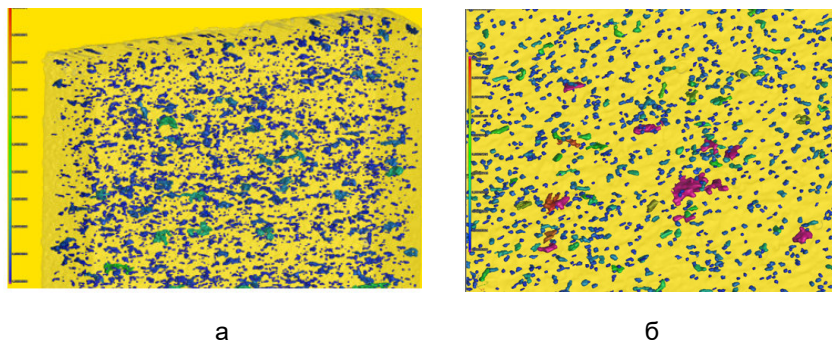


Рис. 7. Поры в верхней (а) и средней (б) части образца сплава 316L
Fig. 7. Pores in the upper (a) and middle (b) parts of the 316L alloy sample

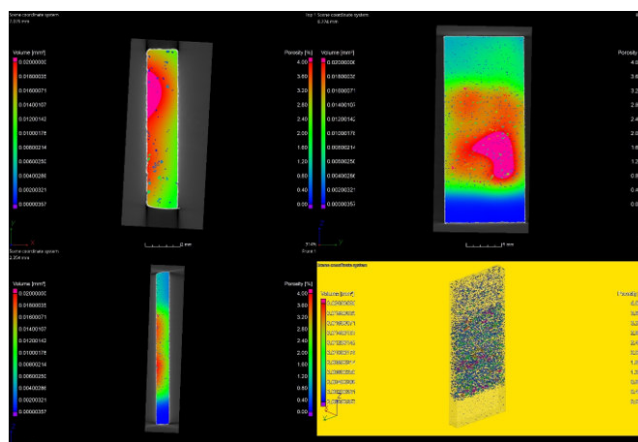


Рис. 8. Цветовое обозначение плотности пор (вертикальный образец 316L)
Fig. 8. Color designation of the pore's density (vertical sample 316L)

В вертикальном и горизонтальном образцах сплава Inconel 718 V фиксировали поры различной сферичности (рис. 9) с

неравномерным распределением пор по объему.

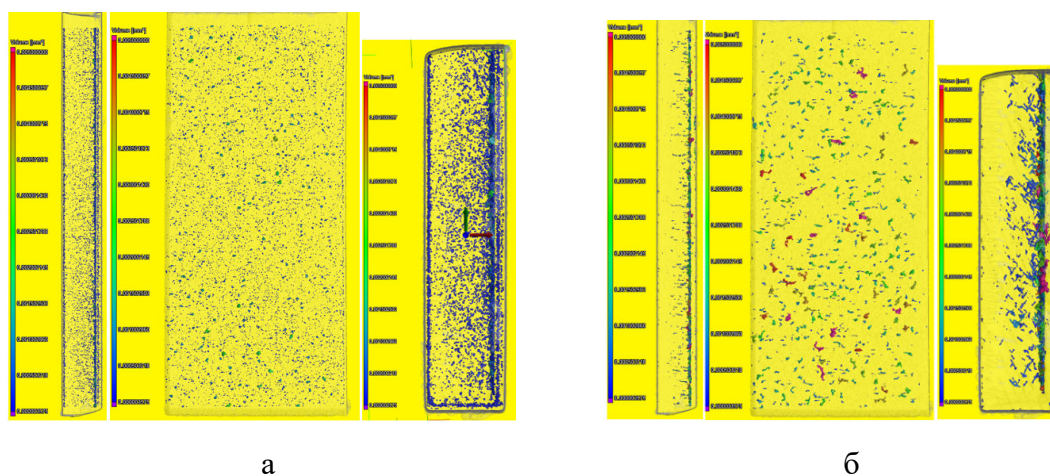


Рис. 9. Поры в Inconel 718 с высокой (а) и низкой сферичностью (б)
Fig. 9. Pores in Inconel 718 with high (a) and pores with low sphericity (b)

Поры были расположены в основном вблизи периметра. Наибольшее скопление пор наблюдали в сечении, параллельном плоскости ZY на расстоянии 1,66 мм от начала координат. Распределение пор вдоль оси X было неравномерным. Наблюдали большие скопления мелких сферических пор и крупных пор нерегулярной формы у концов образца.

Мелкие поры равномерно локализовались в объемах ванн расплавов. Помимо пор в структуре сплавов Inconel 718 и 316L наблюдали оксидные включения вермикулярной формы (непроплавленные частицы порошка) размером до 10 мкм. В образцах исследованных сплавов обоих

типов наблюдали мелкие сферические (газовые) поры и вытянутые плоские поры непроплавления сложной формы (рис. 10). Вытянутые поперечные поры наблюдали в образцах 316L и Inconel 718 разной ориентации. Они при нагружении вертикальных образцов могли являться ЛЗКН и активными очагами локальной пластичности, инициировавшими при растяжении неравномерность пластического течения – волновой характер его развития.

Микроанализ дополнили фрактографические исследования поверхностей изломов образцов после разрушения на различном расстоянии от него (рис. 11).

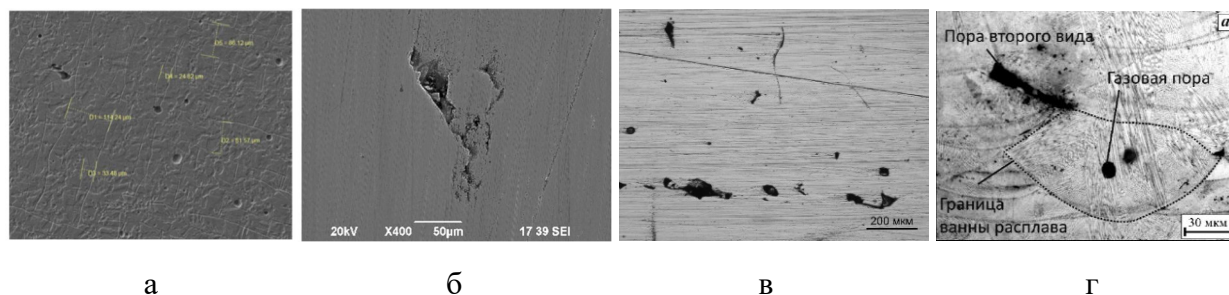


Рис. 10. Поры в вертикальных (а, б) и горизонтальных (в, г) образцах сплава 316L (а, б, в) и Inconel 718 (г) (шлиф нетравленный в продольном направлении; x50 (а), x100 (б), x400 (РЭМ) (в), (г) x50)

Fig. 10. Pores in vertical (а, б) and horizontal (в, г) samples of 316L alloy (а, б, в) and Inconel 718 (г) (the slot is not etched in the longitudinal direction; x50 (а), x100 (б), x400 (SEM) (в), (г) x50)

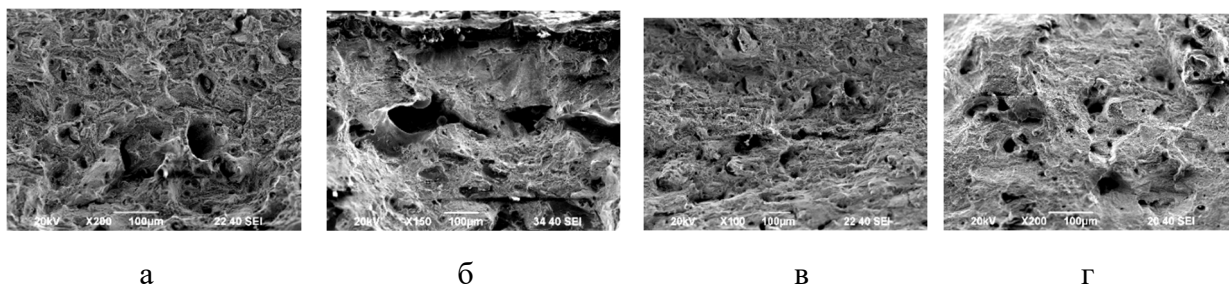


Рис. 11. Поверхности разрушения в вертикальных (а, в) и горизонтальных (б, г) образцах сплава Inconel 718 (а, б) и 316L (в, г) в продольном направлении; x100 РЭМ (а), x150 РЭМ (б), x100 (РЭМ) (в), x200 (РЭМ) (г)

Fig. 11. Fracture surfaces in vertical (а, в) and horizontal (б, г) Inconel 718 (а, б) and 316L (в, г) alloy samples in the longitudinal direction; x100 (SEM) (а), x150 (SEM) (б), x100 (SEM) (в), x200 (SEM) (г)

Фрактография показала, что излом горизонтальных образцов обоих сплавов демонстрирует хрупкое разрушение, в то время как изломы вертикальных образцов

демонстрируют рельеф, характерный для хрупко-вязкого и вязкого разрушения. Это связывали с активацией у вытянутых пор в зонах пластичности их перколяции.

В дополнение к имитационному моделированию и экспериментальному наблюдению ансамблей пор различной морфологии выполнили расчёт поля напряжений в окрестностях выявленных плоских пор. Распределение компонент тензора напряжений в окрестностях этих пор оценивали, представляя в расчётах их форму в виде двояковыпуклой линзы [17]. Используя аппарат теории функций комплексных переменных [18], функции, описывающие распределение напряжений около пор, моделировали по аналогии с полем скоростей идеальной жидкости. Использовали описание потенциального обтекания идеальной жидкостью поверхности твёрдого тела «обтекаемой» формы [9]. Рассмотрели стационарный случай при фиксированном соотношении величин внешнего растягивающего напряже-

ния и предела текучести исследованных сплавов [19].

Важным полученным результатом считали подтверждение факта отсутствия напряжений в некоторой зоне, прилегающей к поверхности поры у оси oz . Реализованный подход подтвердил наличие в окрестностях вытянутых пор зон, свободных от напряжений (зон пластичности – ЗП), и выявил связь их размеров с морфологией пор и внешним напряжением. В ходе моделирования ЗП выполнили расчёт координат их границ с учетом условий нагружения при растяжении (рис. 12), где l – габаритный (продольный) размер поры – линзы (10; 50; 100 мкм); $\beta = \sigma_{0,2} / \sigma_{вн}$ (отношение условного предела текучести к величине внешнего действующего напряжения растяжения).

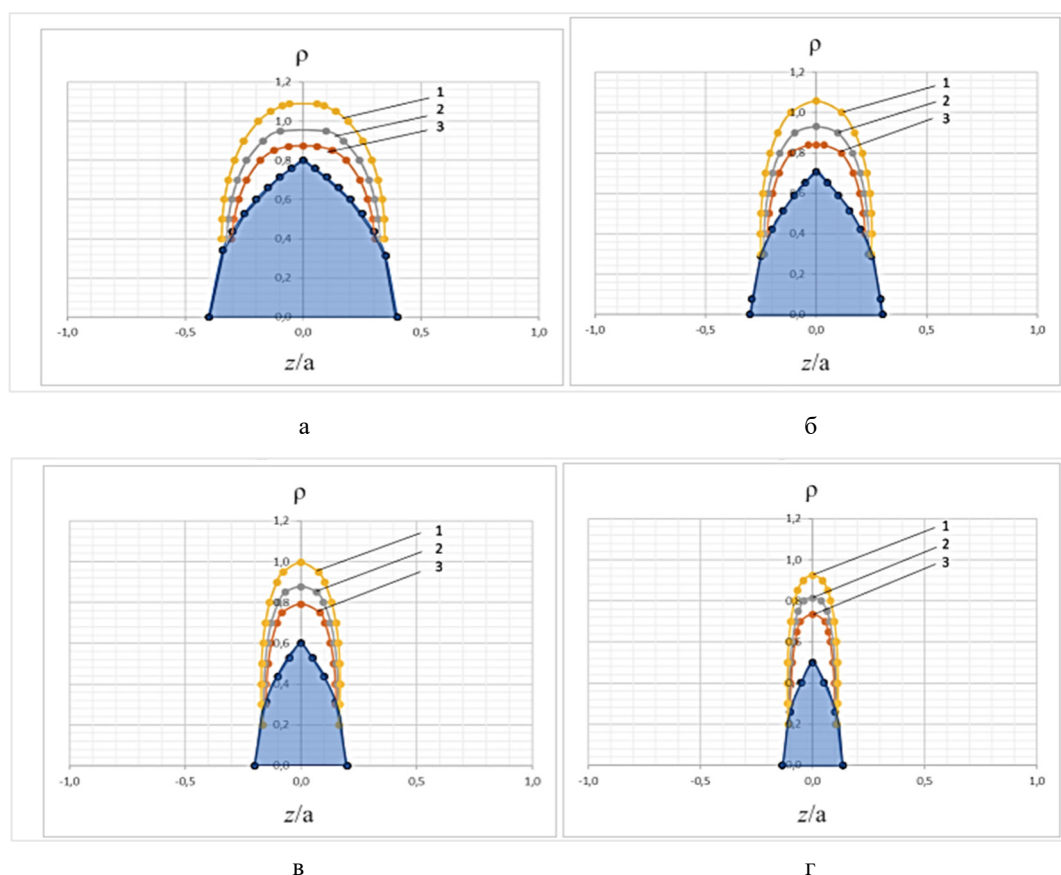


Рис. 12. Эволюция границы зоны пластичности около вершины плоской поры в вертикальном образце при растяжении: а – $l = 0,8$; б – $l = 0,7071$; в – $l = 0,6$; г – $l = 0,5$ (1 – $\beta = 1,6$; 2 – $\beta = 2,0$; 3 – $\beta = 2,5$)

Fig. 12. Evolution of the boundary of the plasticity zone near the top of a flat pore in a vertical sample under tension: а – $l = 0,8$; б – $l = 0,7071$; в – $l = 0,6$; г – $l = 0,5$ (1 – $\beta = 1,6$; 2 – $\beta = 2,0$; 3 – $\beta = 2,5$)

Для оценки влияния зон пластичности у пор на анизотропию механических свойств исследованных сплавов (рис. 13) определяли коэффициенты анизотропии в их поперечных сечениях по формуле [20]

$$R = \frac{\varepsilon_{bi}}{(\varepsilon_{li} - \varepsilon_{bj})}, \quad (1)$$

где $\varepsilon_{bi} = \ln \frac{b_o}{b_i}$ и $\varepsilon_{li} = \ln \frac{l_o}{l_i}$ – истинные деформации сечений в продольном и поперечном направлениях соответственно.

Их рассчитывали по данным фотограмметрии размеров ячеек сечений. В соответствии с условием неразрывности деформаций в форме Сен-Венана определяли деформации сечений по толщине $\varepsilon_{si} = \varepsilon_{li} - \varepsilon_{bi}$ [4]. Зависимости R_i от истинной деформации ε_i в микрообъёмах поперечных сечений 8, 12 и 16 соответственно имели вид $R = 1,2771 + 3,4519\varepsilon_i$; $R = 1,4342 + 4,5761\varepsilon_i$; $R = 1,551 \cdot 5,2669\varepsilon_i$ (рис. 14).

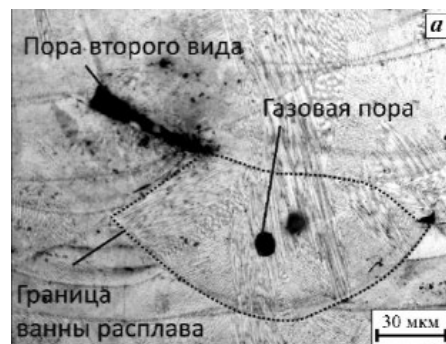


Рис. 13. Плоская и сферическая поры в структуре сплава Inconel 718 [9]

Fig. 13. Flat and spherical pores in the structure of Inconel 718 alloy [9]

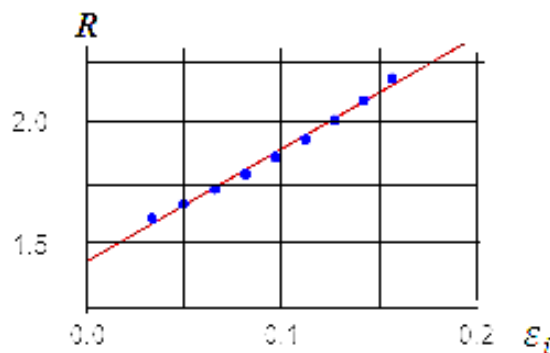


Рис. 14. Изменение коэффициента анизотропии R в поперечных сечениях в зависимости от истинной деформации

Fig. 14. Variation of the anisotropy coefficient R in cross sections depending on the true deformation

Анализ динамики R при помощи фотограмметрии локальных деформаций [15] позволил изучить характер и скорость упрочнения во всём изделии и отдельных его микрообъёмах [5]. Наряду с этим анализ R позволил оценить влияние анизотропии на формирование неоднородности

материала в макро- и микрообъёмах изделия.

Для этого авторы разработали оригинальную методику расчёта параметра неоднородности механических свойств и неравномерности пластического течения,

учитывавшую анизотропию материала исследованных образцов [5]. Использовали построение и анализ кривых упрочнения в координатах интенсивностей истинных напряжений и деформаций образцов. Их строили по текущим (in situ) значениям нагрузки и удлинения, синхронизированным с графиком «нагрузка – перемещение». Значения интенсивности напряжения σ_i^* и деформации ε_i^* , рассчитывали в соответствии с [21] и ГОСТ 11701-84 по зависимостям

$$\sigma_i^* = \sqrt{\frac{3}{2} \left(\frac{1+R}{2+R} \right)} \sigma_i; \quad (2)$$

$$\varepsilon_i^* = \sqrt{\frac{2}{3} \left(\frac{2+R}{1+R} \right)} \varepsilon_i, \quad (3)$$

где σ_i и ε_i – истинные напряжение и деформация. Напряжение определяли как отношение нагрузки (из графика «нагрузка – перемещение») к текущей площади поперечного сечения образца F_i в процессе растяжения, деформацию – по зависимостям $\varepsilon_i = \ln \frac{F_0}{F_i}$.

Кривые упрочнения сечений образцов аппроксимировали линейными уравнениями вида $\varepsilon_i^* = 820,5752 + 2265,3926 \varepsilon_i^*$. Их коэффициенты зависели от расстояния до места разрыва образца («шейки»).

Материал образцов считали однородным по механическим свойствам, если при заданных значениях ε_i^* значения $\sigma_i^* = \text{const}$. В противном случае материал считали неоднородным. Неоднородность механических свойств материала приводит к **неравномерности пластического течения** материала [5]. В микрообъёме образца с меньшими значениями σ_i^* пластическое течение протекает с большей скоростью, чем в микрообъёме с

большими σ_i^* . С учётом этого характеристики неоднородности материала оценивали двумя показателями: 1) показателем неоднородности материала по механическим свойствам $H_{\varepsilon i}^{\sigma}$, который определяли по формуле (4) с учётом дисперсии значений интенсивности напряжения $\sigma_{i \max}^* - \sigma_{i \min}^*$ при фиксированной (заданной) деформации, и 2) показателем неравномерности пластического течения материала $H_{\sigma i}^{\varepsilon}$, который определяли по формуле (5) с учётом дисперсии значений интенсивности деформации $\varepsilon_{i \max}^* - \varepsilon_{i \min}^*$ при фиксированных значениях интенсивности напряжений.

$$H_{\varepsilon i}^{\sigma} = \left| \frac{\sigma_{i \max}^* - \sigma_{i \min}^*}{\sigma_{i \text{cp}}^*} \right| \cdot 100\%, \quad (4)$$

$$H_{\sigma i}^{\varepsilon} = \left| \frac{\varepsilon_{i \max}^* - \varepsilon_{i \min}^*}{\varepsilon_{i \text{cp}}^*} \right| \cdot 100\%. \quad (5)$$

На рисунке 15 показаны зависимости изменения показателя неоднородности от интенсивности деформации и неравномерности пластического течения от интенсивности напряжения в вертикальном образце сплава Inconel 718 при растяжении.

Показатель неоднородности материала образца по механическим свойствам $H_{\varepsilon i}^{\sigma}$ увеличивался, а характеристика неравномерности пластического течения $H_{\sigma i}^{\varepsilon}$ снижалась с ростом интенсивности напряжений. Результаты статистической обработки по методу наименьших квадратов показали, что с погрешностью аппроксимации $\sim 0,5\%$ полученные для них зависимости (рис. 15) описываются уравнениями

$$\begin{aligned} H_{\varepsilon i}^{\sigma} &= 12,493 \varepsilon_i^{*0,63}; \\ H_{\sigma i}^{\varepsilon} &= 56,52 - 0,0686 \sigma_i^* + 0,0000275 \sigma_i^{*2}. \end{aligned} \quad (6)$$

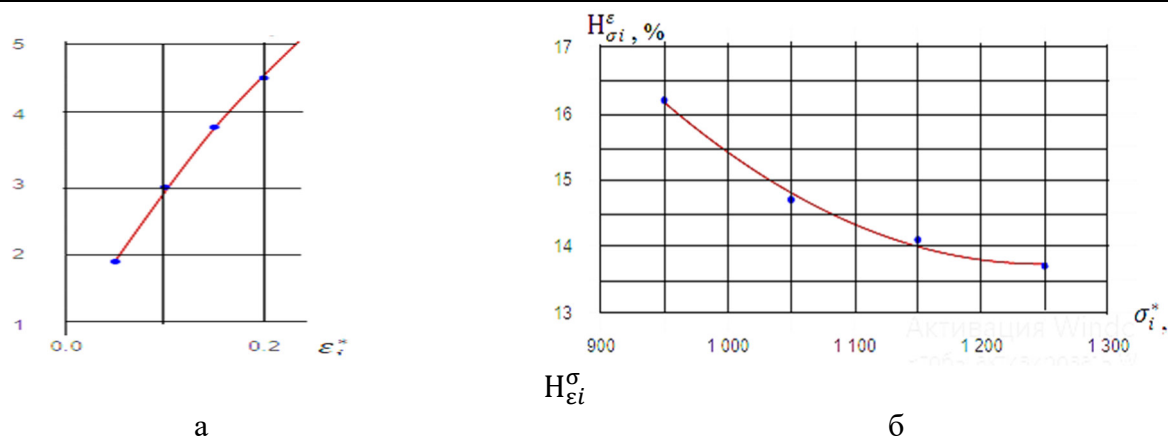


Рис. 15. Изменение показателя неоднородности механических свойств $H_{\sigma i}^{\sigma}$ от интенсивности деформации ϵ_i^* (а) и неравномерности пластического течения $H_{\sigma i}^{\epsilon}$ от интенсивности напряжения σ_i^* (б)

Fig. 15. Change in the index of heterogeneity of mechanical properties $H_{\sigma i}^{\sigma}$ from the intensity of deformation ϵ_i^* (а) and the unevenness of the plastic flow $H_{\sigma i}^{\epsilon}$ from the intensity of stress σ_i^* (б)

Анализ выявил взаимосвязь (равенство) между отношениями приращения интенсивности напряжений и деформаций:

$$\frac{\Delta \epsilon_{i \max}^*}{\Delta \epsilon_{i \min}^*} \approx \frac{\Delta \sigma_{i \max}^*}{\Delta \sigma_{i \min}^*} \approx H_{\sigma i}^{\epsilon} (13,3 \dots 14,7).$$

Таким образом, скорости развития неоднородности материала и неравномерности пластического течения его отдельных микрообъемов при растяжении близки и имеют нелинейный характер в области высоких интенсивностей напряжений и

деформаций. Последнее должен обеспечивать некоторый дополнительный фактор, которым может являться наличие зон пластичности у пор.

Для визуализации *in situ* пластического течения на микроуровне в нагруженных образцах строили и анализировали графики зависимостей **локальных относительных деформаций** δ_i ($\delta_i = f((l_k - l_n)/l_n)$) на расчётной длине (l_i , мм) образцов (рис. 16, а) и квазинепрерывные зависимости δ_i от времени ($\delta_i = f(t)$) испытаний (рис. 16, б).

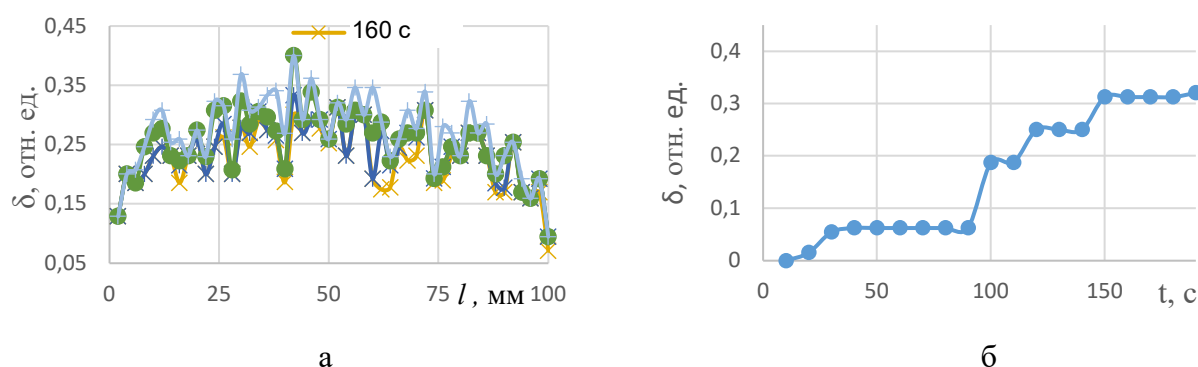


Рис. 16. Зависимости относительной деформации δ от длины l образца (а) и длительности испытаний t (б), $l_{\text{уч}} = 52$ мм

Fig. 16. Dependences of the relative deformation δ on the length l of the sample (а) and the duration of the test t (б), $l = 52$ mm

Их построение обеспечила фотограмметрия ячеек делительной сетки в процессе растяжения. В объёме образцов в течение испытания фиксировали периодическое формирование и перемещение по их длине максимумов локальной деформации, аналогичных структуре волновых спектров (см. рис. 16, а) [22]. Источниками их формирования считали нагруженные плоские поры с зонами пластичности.

Выявили многостадийный кусочно-линейный характер увеличения высоты максимумов δ_i (скорости деформации) в течение нагружения образцов (см. рис. 16, б).

Достоверность (сходимость) экспериментальных периодических кусочно-линейных функций локализованной деформации $\delta = f(l_i, t_i)$, отражающих локальные деформационные процессы, протекающие при нагружении, определяли разложением массивов полученных данных в ряд Фурье и последующей их Фурье-интерполяцией [15]. Полученные результаты позволили подтвердить вывод о фиксации в структуре нагруженных образцов сплавов 316L и Inconel 718 локальных очагов пластичности и волновом характере их перемещения. Амплитуда максимумов в зафиксированных волновых спектрах увеличивалась с ростом внешнего напряжения (см. рис. 16, б).

Выявленная у вертикальных образцов исследованных сплавов при испытаниях на растяжение менее высокая прочность и повышенная пластичность по сравнению с горизонтальными может быть объяснена наличием пор и направленностью (строчечность) их ансамблей относительно растягивающего напряжения. В меньшей степени на это влияет расположение наплавленных порошковых слоёв и снижение вследствие пористости площади поперечного сечения образцов (рис. 17).

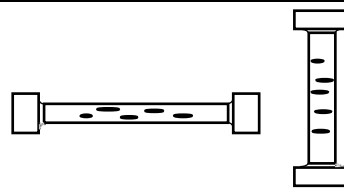


Рис. 17. Расположение пор в образцах горизонтального и вертикального изготовления (схема)

Fig. 17. The location of pores in samples of horizontal and vertical manufacture (diagram)

Моделирование в ПО KiSSAM, микроструктурный анализ и компьютерная томография образцов исследованных сплавов выявили в них формирование мелких сферических и вытянутых плоских пор [25; 26]. Размер плоских пор $\sim 50\text{--}90$ мкм и близость к форме двояковыпуклой линзы позволили использовать их параметры в расчётах формирования зон пластичности на границах этих пор. Выполненное моделирование позволило уточнить границы зон пластичности в нагруженных металлических образцах у пор в форме двояковыпуклой линзы и выявить в их окрестностях наличие зон, свободных от напряжений (зон пластичности) [26]. Предложенный алгоритм анализа распределения компонентов тензора напряжений позволяет прогнозировать интенсивность развития зоны пластичности в зависимости от соотношения параметров β ($\beta = \sigma_{0,2}/\sigma_{\text{вн}}$) и s ($s = \rho/\sigma_{\text{вн}}$), т. е. от соотношения величин внешнего напряжения и предела текучести стали.

Наличие внутренних напряжений, усиленных внешними растягивающими напряжениями, облегчает в ходе нагружения растяжением в ЗП вертикальных образцов исследованных сплавов, деформационные процессы, снижает прочность, увеличивает пластичность и ускоряет разрушение. Этот вывод подтвердили фрактографические данные перехода в вертикальных образцах от хрупкого разрушения к вязкому.

Экспериментальный анализ *in situ* наблюдения (фотограмметрия) и измерения *in situ* диаграмм деформации в ходе одноосного растяжения образцов исследованных сплавов позволили оценить влияние зон пластичности у плоских пор на изменение коэффициента технологической анизотропии, развитие неоднородности материала и неравномерность пластического течения исследованных сплавов.

В микрообъёмах поперечных сечений исследованные сплавы имеют анизотропию механических свойств R , индивидуальную для каждого поперечного сечения, и монотонно возрастающую в процессе растяжения образца с увеличением истинной деформации. Типичное уравнение изменения R : $R = 1,4342 + 4,5761\varepsilon_i$. Скорость роста R на ~68% немонотонно зависела от расстояния исследованных сечений от места разрушения. Это связывали с волновым характером движения очагов пластической деформации по длине образца.

В образцах исследованных сплавов при растяжении экспериментально установлено развитие волнового характера пластической деформации. Процедура Фурье-интерполяции достоверно выявила явную периодичность, т. е. наличие волнового характера в деформируемых образцах развивающихся и перемещающихся локальных микрообъёмов повышенной пластичности (очагов локализованной деформации).

В микрообъёме образца с меньшими значениями напряжений σ_i^* пластическое течение протекает с большей скоростью, чем в микрообъёме с большими σ_i^* . Подобная зафиксированная в образцах обоих марок сплавов неравномерность пластического течения является следствием волнового характера пластической деформации.

Впервые зафиксировали зависимость параметра неоднородности материала от

величины дисперсии значений коэффициентов анизотропии R ($\Delta R = R_{\max} - R_{\min}$) в поперечных сечениях образца.

Зафиксировали рост показателя неоднородности механических свойств материала образца $H_{\varepsilon i}^{\sigma}$ в зависимости от интенсивности деформации и снижение показателя неравномерности пластической деформации $H_{\sigma i}^{\varepsilon}$ с ростом интенсивности напряжений.

Выводы

1. Имитационное моделирование, микроструктурный анализ и компьютерная томография образцов порошковых сплавов 316L и Inconel 718, изготовленных SLM, подтвердили существование в них двух основных типов пор: мелких сферических и вытянутых плоских.

2. Параметры плоских пор: размер (~50–90 мкм) и морфология успешно использовали в математическом обосновании формирования ЗП на границах этих пор.

3. Предложенный алгоритм расчёта распределения компонентов тензора напряжений прогнозирует развитие ЗП в зависимости от соотношения габаритов поры и параметра β ($\beta = \sigma_{0,2}/\sigma_{\text{вн}}$) и s ($s = \rho/\sigma_{\text{вн}}$) – отношения внешнего напряжения к пределу текучести объекта.

4. На основе моделирования и фрактографических данных заключили, что градиент внутренних напряжений, усиленный внешними растягивающими напряжениями в окрестностях ЗП в исследованных вертикальных образцах, облегчает в них протекание деформационных процессов, увеличивает пластичность, снижая прочность, и ускоряя разрушение.

5. Фотограмметрия и измерения *in situ* диаграмм деформации при растяжении позволили прогнозировать влияние ЗП у плоских пор на коэффициент анизотропии, развитие неоднородности материала и неравномерность пластического течения в исследованных сплавах.

6. Выявленные величины немонотонного в поперечных сечениях образцов характера изменения коэффициента анизотропии R (более 68%) и характеристики неравномерности пластического течения (~15%) при растяжении связывали с волновым характером движения очагов пластической деформации по длине образца.

7. В образцах исследованных сплавов на основе фотограмметрии при растяжении установлен волновой характер пластической деформации. Процедура Фурье-интерполяции достоверно подтвердила в них периодичность формирования

и волновой характер перемещения микрообъемов локализованной пластичности.

8. Выявленные фотограмметрией нелинейные зависимости изменения и существенные диапазоны изменения показателя неоднородности механических свойств материала образца $H_{\varepsilon i}^{\sigma}$ ($\Delta H_{\varepsilon i}^{\sigma} \sim 60\%$) и неравномерности пластического течения $H_{\sigma i}^{\varepsilon}$ ($\Delta H_{\sigma i}^{\varepsilon} \sim 15\%$) от интенсивности деформации и интенсивности напряжений соответственно считали проявлениями влияния прогнозируемых ЗП.

Список литературы

1. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM) / K. Kunze, T. Etter, J. Grässlin, V. Shklover // Mater. Sci. Eng. A. 2015. Vol. 620. P. 213–222.
2. Fabrication of NiCr alloy parts by selective laser melting: columnar microstructure and anisotropic mechanical behavior / B. Song, S. Dong, P. Coddet, H. Liao, C. Coddet // Mater. and Design. 2014. Vol. 53. P. 1–7.
3. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by SLM and subsequent heat treatment / A.A. Popovich, V.Sh. Sufiiarov, E.V. Borisov, I.A. Polozov // Key Eng. Mater. 2015. Vol. 651–653. P. 665–670.
4. Характер упрочнения аддитивных сплавов высокой прочности / А.Н. Чуканов, В.А. Коротков, А.А. Яковенко, Е.В. Цой, А.А. Фролов // Известия Тульского государственного университета. Серия: Технические науки. 2024. Вып. 4. С. 421–426.
5. Влияние анизотропии на характер упрочнения в аддитивных сплавах высокой прочности / А.Н. Чуканов, В.А. Коротков, А.А. Яковенко, Е.В. Цой, А.А. Фролов // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2024. Т. 14, № 3. С. 19–29. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-19-29>.
6. Formation of plastic zones near spherical cavity in hardened low-carbon steels under conditions of hydrogen stress corrosion / N.N. Sergeyev, V.A. Tereshin, A.N. Chukanov, A.G. Kolmakov, A.A. Yakovenko, A.N. Sergeyev [et al.] // Inorganic Materials: Applied Research. 2018. Vol. 9, no. 4. P. 663–669.
7. Чуканов А.Н., Терешин В.А., Цой Е.В. Моделирование эволюции микронесплошностей в напряжённых металлических средах различного производства // Алгебра, теория чисел, дискретная геометрия и многомасштабное моделирование: современные проблемы, приложения и проблемы истории: материалы XXI Международной конференции, посвященной 85-летию со дня рождения А. А Карацубы. Тула: Тул. гос. пед. ун-т им. Л.Н. Толстого, 2022. С. 371–375.
8. KiSSAM: efficient simulation of melt pool dynamics during PBF using GPUs / A. Zakirov, S. Belousov, M.V. Bogdanova, B. Korneev, I. Iskandarova, A. Perepelkina [et al.] // Progress in Additive Manufacturing. 2024. Vol. 9. P. 1491–1508.

9. Чуканов А.Н., Терешин В.А., Цой Е.В. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния в металлических средах на основе концепции силовых линий // Чебышёвский сборник. 2020. Т. 21, вып. 4 (76). С. 376–389.
10. Чуканов А.Н., Терешин В.А., Цой Е.В. Математическое моделирование полей напряжений у стресс-коррозионных дефектов // Современные материалы, техника и технологии. 2021. Т. 6, № 39. С. 65–70.
11. Чуканов А.Н., Цой Е.В., Фролов А.А. Разработка технологии регистрации и анализа локализованной деформации материалов // Современные материалы, техника и технологии, 2024. № 2(53). С. 49–51.
12. Фотограмметрия в фиксации и анализе локализованной деформации 3d образцов / А.Н. Чуканов, Е.В. Цой, А.А. Яковенко, Д.В. Малий, С.С. Гончаров // Современные проблемы и направления развития материаловедения и термической обработки металлов и сплавов: сборник научных статей Международной научно-технической конференции, посвященной 150-летию со дня рождения академика А.А. Байкова. Курск: Университетская книга, 2023. С. 168–173.
13. Определение коэффициента анизотропии и скорости локальной деформации в аддитивных сплавах / А.Н. Чуканов, В.А. Коротков, А.А. Яковенко, Е.В. Цой, А.А. Фролов // Известия Тульского государственного университета. Серия: Технические науки. 2024. Вып. 3. С. 224–229.
14. Аналогово-цифровое преобразование кусочно-линейных и периодических функций волновой деформации в металлах / А.Н. Чуканов, Н.Н. Добровольский, А.Н. Сергеев, Ю.А. Басалов, Е.В. Цой, А.В. Матвеева // Чебышевский сборник. 2023. Т. 24, вып. 3. С. 333–340.
15. Математические методы наблюдения волновых процессов при деформации изделий 3d технологии / А. Н. Чуканов, Н. Н. Добровольский, Е. В. Цой, А. А. Яковенко // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2023. Т. 13, № 4. С. 32–42. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2023-23-13-4-22-42>.
16. Рентгеновская томография структурных дефектов в изделиях SLM производства / А.Н. Чуканов, Е.В. Цой, А.А. Яковенко, С.С. Гончаров // Современное перспективное развитие науки, техники и технологий: сборник научных статей Международной научно-технической конференции. Воронеж: Воронежский гос. техн. ун-т, 2023. С. 546–551.
17. Морфология объёмных зон пластичности у газонаполненных пор в литых и порошковых сталях в условиях стресс-коррозии / А.Н. Чуканов, В.А. Терешин, А.Е. Гвоздев, С.Н. Кутепов, А.Н. Сергеев, Е.В. Агеев [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. 2019. Т. 23, № 5. С. 35–52. <https://doi.org/10.21869/2223-1560-2019-23-5-35-52>.
18. Эволюция зон пластичности в окрестности пор в сталях в условиях стресс-коррозии / А.Н. Чуканов, В.А. Терешин, А.Е. Гвоздев, А.А. Шатульский, А.П. Навоев, А.Н. Сергеев [и др.] // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18, № 3. С. 130–136.
19. Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Цой Е.В. Морфология технологических несплошностей в структуре изделий аддитивного производства как причина анизотропии их физико-механических свойств // Чебышевский сборник. 2023. Т. 24, вып. 5. С. 343–356.
20. Определение коэффициента анизотропии и скорости локальной деформации в аддитивных сплавах / А.Н. Чуканов, В.А. Коротков, А.А. Яковенко, Е.В. Цой, А.А. Фролов // Известия Тульского государственного университета. Серия: Технические науки. 2024. Вып. 3. С. 224–229.

21. Ковка и штамповка: справочник: в 4 т. Т. 1. Материалы и нагрев. Испытания технологических свойств листовых материалов / ред. совет: Е.И. Семёнов [и др.]. М.: Машиностроение, 1985. С. 154–163.

22. Структура волнового спектра пластической деформации изделий SLM-технологии / А.Н. Чуканов, В.А. Терёшин, Е.В. Цой, А.В. Матвеева // Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации: сборник научных трудов XVII Международной научно-практической конференции. Курск: Университетская книга, 2022. С. 369–372.

References

1. Kunze K., Etter T., Grässlin J., Shklover V. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM). *Mater. Sci. Eng. A*. 2015;620:213-222.

2. Song B., Dong S., Coddet P., Liao H., Coddet C. Fabrication of NiCr alloy parts by selective laser melting: columnar microstructure and anisotropic mechanical behavior. *Mater. and Design*. 2014;53:1-7.

3. Popovich A.A., Sufiiarov V.Sh., Borisov E.V., Polozov I.A. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by SLM and subsequent heat treatment. *Key Eng. Mater.* 2015; 651-653:665-670.

4. Chukanov A.N., Korotkov V.A., Yakovenko A.A., Tsoi E.V., Frolov A.A. The nature of hardening of high-strength additive alloys. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Proceedings of Tula State University. Series: Technical Sciences*. 2024;(4):421-426. (In Russ.)

5. Chukanov A.N., Korotkov V.A., Yakovenko A.A., Tsoi E.V., Frolov A.A. Influence of anotropy on the character of hardening in high-definition additive alloys. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2024;14(3):19-29. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-19-29>.

6. Sergeyev N.N., Tereshin V.A., Chukanov A.N., Kolmakov A.G., Yakovenko A.A., Sergeyev A.N., et al. Formation of plastic zones near spherical cavity in hardened low-carbon steels under conditions of hydrogen stress corrosion. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2018;9(4):663–669.

7. Chukanov A.N., Tereshin V.A., Tsoi E.V. Modeling the evolution of microinflections in stressed metallic media of various production. In: *Algebra, teoriya chisel, diskretnaya geometriya i mnogomasshtabnoe modelirovanie: Sovremennye problemy, prilozheniya i problemy istorii: materialy XXI Mezhdunarodnoi konferentsii, posvyashchennoi 85-letiyu so dnya rozhdeniya A. A. Karatsuby = Algebra, number theory, discrete geometry and multiscale modeling: modern problems, applications and problems of history: proceedings of the XXI International conference dedicated to the 85th anniversary of the birth of A. A. Karatsuba*. Tula: Tul. gos. ped. un-t im. L.N. Tolstogo; 2022. P. 371-375. (In Russ.)

8. Zakirov A., Belousov S., Bogdanova M.V., Korneev B., Iskandarova I., Perepelkina A., et al. KiSSAM: efficient simulation of melt pool dynamics during PBF using GPUs. *Progress in Additive Manufacturing*. 2024;9:1491–1508. (In Russ.)

9. Chukanov A.N., Tereshin V.A., Tsoi E.V. Mathematical modeling of the stress-strain state in metallic media based on the concept of force lines. *Chebyshevskii sbornik = Chebyshevsky collection*. 2020; 21(4):376-389. (In Russ.)

10. Chukanov A.N., Tereshin V.A., Tsoi E.V. Mathematical modeling of stress fields in stress-corrosion defects. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii = Modern materials, technique and technologies*. 2021;6(39):65-70. (In Russ.)
11. Chukanov A.N., Tsoi E.V., Frolov A.A. Development of technologies for registration and analysis of localized deformation of materials. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii = Modern materials, engineering and technologies*, 2024;(2):49-51. (In Russ.)
12. Chukanov A.N., Tsoi E.V., Yakovenko A.A., Maly D.V., Goncharov S.S. Photogrammetry in fixation and analysis of localized deformation of 3d samples. In: *Sovremennye problemy i napravleniya razvitiya metallovedeniya i termicheskoi obrabotki metallov i spлавov: sbornik nauchnykh statei Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, posvyashchennoi 150-letiyu so dnya rozhdeniya akademika A.A. Baikova = Modern problems and directions of development of metallurgy and heat treatment of metals and alloys: collection of scientific articles of the International scientific and technical conference dedicated to the 150th anniversary of the birth of academician A.A. Baykov*. Kursk: Universitetskaya kniga; 2023. P. 168-173. (In Russ.)
13. Chukanov A.N., Korotkov V.A., Yakovenko A.A., Tsoi E.V., Frolov A.A. Determination of the anotropy coefficient and the rate of local deformation in additive alloys. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Proceedings of Tula State University. Series: Technical Sciences*. 2024(3):224-229. (In Russ.)
14. Chukanov A.N., Dobrovolsky N.N., Sergeev A.N., Basalov Yu.A., Tsoi E.V., Matveeva A.V. Analog-digital transformation of piecewise linear and periodic functions of wave deformation in metals. *Chebyshevskii sbornik = Chebyshev collection*. 2023;24(3):333-340. (In Russ.)
15. Chukanov A.N., Dobrovolsky N.N., Tsoi E.V., Yakovenko A.A. Mathematical methods for observing wave processes during deformation of 3d technology publications. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2023;13(4):32-42. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1560-2023-13-4-32-42>.
16. Chukanov A.N., Tsoi E.V., Yakovenko A.A., Goncharov S.S. X-ray tomography of structural defects in SLM production publications. In: *Sovremennoe perspektivnoe razvitie nauki, tekhniki i tekhnologii: sbornik nauchnykh statei Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii = Modern perspective development of science, technology and technologies: collection of scientific articles of the International scientific and technical conference*. Voronezh: Voronezh gos. tech. un-t; 2023. P. 546-551. (In Russ.)
17. Chukanov A.N., Tereshin V.A., Gvozdev A.E., Kutepov S.N., Sergeev A.N., Ageev E.V., et al. Morphology of volumetric plasticity zones in gas-filled pores in cast and powder steels under stress corrosion conditions. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2019;23(5):35-52. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1560-2019-23-5-35-52>.
18. Chukanov A.N., Tereshin V.A., Gvozdev A.E., Shatul'sky A.A., Navoev A.P., Sergeev A.N., et al. Evolution of knowledge of plasticity in the environment of pores in steels under stress corrosion conditions. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii = Billet products in mechanical engineering*. 2020;18(3):130-136. (In Russ.)
19. Chukanov A.N., Yakovenko A.A., Tsoi E.V. Morphology of technological discontinuities in the structure of additive manufacturing publications as a cause of anotropy of ice of physico-mechanical properties. *Chebyshevskii sbornik = Chebyshevsky collection*. 2023;24(5):343-356. (In Russ.)
20. Chukanov A.N., Korotkov V.A., Yakovenko A.A., Tsoi E.V., Frolov A.A. Determination of the anotropy coefficient and the rate of local deformation in additive alloys. *Izvestiya Tul'skogo*

gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Proceedings of Tula State University. Series: Technical Sciences. 2024;(3):224-229. (In Russ.)

21. Semenov E.I., et al. (eds.) Forging and stamping. Vol. 1. Materials and heating. Research of technological properties of sheet materials. Moscow: Mashinostroenie; 1985. P. 154–163. (In Russ.)

22. Chukanov A.N., Tereshin V.A., Tsoi E.V., Matveeva A.V. The structure of the wave spectrum of plastic deformation of SLM-technology publications. In: *Sovremennye instrumental'nye sistemy, informatsionnye tekhnologii i innovatsii: sbornik nauchnykh trudov XVII Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii = Modern instrumental systems, information technologies and innovations: collection of scientific papers of the XVII International Scientific and Practical Conference*. Kursk: Universitetskaya kniga; 2022. P. 369–372. (In Russ.)

Информация об авторах / Information about the Authors

Чуканов Александр Николаевич, доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, г. Тула, Российская Федерация,
e-mail: alexchukanov@yandex.ru

Alexander N. Chukanov, Doctor of Sciences (Engineering), Leading Researcher, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula, Russian Federation,
e-mail: alexchukanov@yandex.ru

Цой Евгений Владимирович, аспирант, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, г. Тула, Российская Федерация,
e-mail: tsoyev@tsput.ru

Evgeny V. Tsoi, Post-Graduate Student, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula, Russian Federation,
e-mail: tsoyev@tsput.ru

Яковенко Александра Александровна, кандидат технических наук, инженер-технолог, Metallurg-Туламаш, г. Тула, Российская Федерация,
e-mail: dispozicya100@mail.ru

Alexandra A. Yakovenko, Candidate of Sciences (Engineering), Process Engineer, Metallurg-Tulamash, Tula, Russian Federation,
e-mail: dispozicya100@mail.ru

Богданова Мария Владимировна, кандидат технических наук, научный сотрудник, КинтехЛаб, г. Москва, Российская Федерация,
e-mail: bogdanova@kintechlab.com

Maria V. Bogdanova, Candidate of Sciences (Engineering), Research Associate, Kintech Lab, Moscow, Russian Federation,
e-mail: bogdanova@kintechlab.com

Моденов Михаил Юрьевич, аспирант, Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого университет, Тула, Российская Федерация,
e-mail: m.modenov@yandex.ru

Mikhail Y. Modenov, Post-Graduate Student, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula, Russian Federation,
e-mail: m.modenov@yandex.ru