

УДК 621.763:621.762.224:621.791.72

- Педаш А. А.** канд. техн. наук, начальник бюро управления главного металлурга АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com;
- Клочихин В. В.** главный металлург АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com;
- Лысенко Н. А.** ведущий инженер управления главного металлурга АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com;
- Шило В. Г.** начальник отдела управления главного металлурга АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com;
- Касай П. А.** заместитель директора АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина, e-mail: pavel.kasay@gmail.com

## ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ

*В статье приведены результаты сравнительного исследования образцов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления (SLM) порошков сплава Inconel 718, полученных методами газовой атомизации расплава инертным газом и центробежным плазменным распылением быстро вращающейся прутковой заготовки. Выполнено исследование химического состава, макро- и микроструктуры, механических свойств при комнатной и повышенных температурах образцов, построенных в направлении XY и Z. Исследованию подвергались образцы в состоянии после построения, после термической обработки, а также после горячего изостатического прессования (ГИП) с последующей термообработкой. Результаты исследования показывают, что в состоянии построения в образцах наблюдается структурная неоднородность с четко выраженными зонами послойного сплавления. Установлено, что проведение термической обработки способствует выравниванию микроструктуры и упрочнению сплава в целом, независимо от рассматриваемого направления построения образцов. Проведение операции горячего изостатического прессования образцов с последующей за ней термообработкой способствует практически полному устранению микропористости во внутренних объемах металла и получению более однородного твердого раствора. Применение для изготовления образцов порошков, полученных центробежным плазменным распылением литой заготовки способствует получению несколько более высоких показателей прочностных характеристик как при комнатной температуре, так и при повышенных, в то время как применение порошков, полученных газовой атомизацией, способствует получению более высоких характеристик пластичности и ударной вязкости. Более высокие значения времени до высокотемпературного разрушения (показателя длительной прочности) получены в образцах, изготовленных с использованием порошков центробежного плазменного распыления, построенных в направлении Z. Применение обеих рассматриваемых в статье технологий изготовления порошков, позволяет получать уровень механических свойств, отвечающий требованиям существующих отраслевых стандартов.*

**Ключевые слова:** жаропрочный сплав, аддитивные технологии, селективное лазерное плавление, PREP-процесс, газовая атомизация, горячее изостатическое прессование, термообработка.

### Введение

Стремительное развитие аддитивных технологий обуславливает совершенствование методов изготовления металлических порошков с целью улучшения их качества, снижения стоимости, расширения номенклатуры применяемых материалов и гранулометрического состава. В настоящее время наиболее распространенными являются методы распыления

струи расплавленного металла инертным газом (в литературе для этого процесса также используют такие понятия, как газоструйное распыление или газовая атомизация) и плазменного центробежного распыления литой быстровращающейся заготовки (PREP-процесс). Интенсивное развитие получают также новые методы, такие как плазменное распыление проволоочной заготовки (PWA-процесс), рас-

пыление с помощью ультразвука, а также технологии, связанные с распылением струи металла водой или газо-водяной смесью.

Основными преимуществами метода газовой атомизации инертным газом (ГА) является относительная простота конструкции оборудования, возможность изготавливать большие количества порошков за одну плавку, невысокая стоимость. Метод центробежного распыления позволяет получать гранулы (порошок) с практически идеальной сферичностью, без сателлитных частиц, при этом доля частиц неправильной формы редко превышает 10% объема партии порошка (рис. 1). Наряду с рядом преимуществ оба метода имеют и определенные недостатки. Так применение в процессе газовой атомизации инертного газа, подающегося под высоким давлением (до 100 бар), способствует появлению в гранулах т.н. аргоновой пористости [1], кроме того, на поверхности гранул основной фракции формируются также мелкие сателлитные частицы (пылевидные частицы, налипающие на более крупные в результате соударения и разной скорости кристаллизации в процессе газовой атомизации), которые могут быть удалены из зоны сплавления при подведении большого количества энергии либо полностью выгореть в процессе лазерного или электронно-лучевого сплавления, из-за чего детали характеризуются повышенной пористостью и невысокой плотностью. Не лишен недостатков и процесс центробежного распыления, при котором производится распыление ограниченного в размерах и массе электрода из-за чего затруднено получение крупных партий порошков за один раз. Кроме того, стоимость такого оборудования значительно дороже оборудования для газовой атомизации, что обуславливает и более высокую стоимость конечного продукта (порошка).

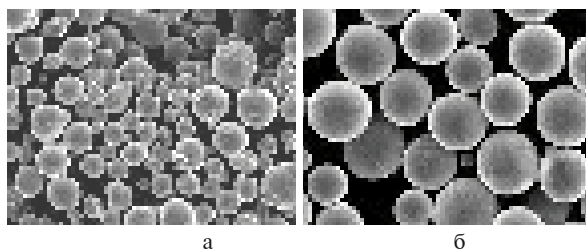


Рис. 1. Морфология порошков, полученных методами газовой атомизации (а) и центробежным плазменным распылением (б),  $\times 500$

Обилие методов изготовления обуславливает получение металлических порошков с различными физико-химическими и реологическими характеристиками, что может оказывать воздействие на качество получаемых изделий при выполнении процесса селективного лазерного сплавления. Поэтому целью данной работы

было провести сравнительное исследование технологий получения металлических порошков, с применением газовой атомизации и центробежного плазменного распыления, путем изготовления образцов и деталей, из традиционно используемого в аддитивном производстве жаропрочного сплава Inconel 718, для определения возможности применения данных технологий при изготовлении продукции авиационного назначения.

### Материалы и методы исследования

В качестве объекта для исследований использовали образцы из сплава Inconel 718 для испытания механических свойств и микроструктуры, полученные методом селективного лазерного плавления на 3D-установке фирмы EOS GmbH (Германия) с размерами рабочей камеры (x/y/z) 400×400×400 мм, оснащенной иттербиевым лазером мощностью 1000 Ватт. Фракции гранул, используемых для изготовления образцов по обеим рассматриваемым технологиям, составляли 20-53 мкм. Образцы изготавливали как цилиндрические  $\varnothing 14$  мм, так и прямоугольного сечения  $\varnothing 16$  мм (рис. 2). Длина образцов составляла 65 мм. Построение образцов на 3D-принтере осуществляли в направлении XY, а также в направлении Z (рис. 2).

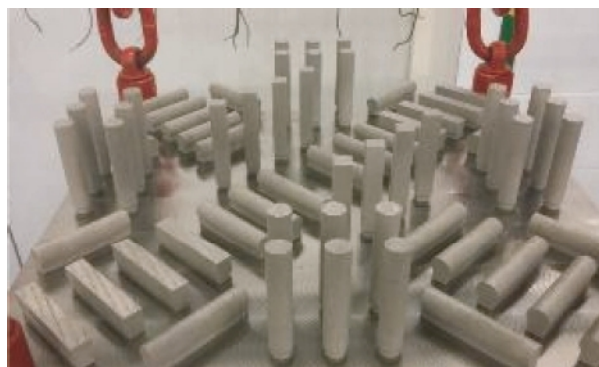


Рис. 2. Платформа построения с расположенными на ней образцами, изготовленными селективным лазерным сплавлением в направлении XY и Z

Для устранения внутренней пористости и повышения плотности образцов после процесса селективного лазерного плавления выполняли горячее изостатическое прессование (ГИП) на горячем изостатическом прессе QIN 09×1,5-2070-1400MURC (ф.QUINTUS, Швеция). ГИП проводили при температурах выше  $1150 \pm 10$  °С, с длительностью выдержки составляла 2-4 ч., давление рабочего газа в сосуде высокого давления составляло 140-160 МПа; при остывании образцов была применена функция высокоскоростного равномерного охлаждения.

Образцы после ГИП подвергали термической обработке в вакуумной печи IPSEN T<sup>2</sup>T по режиму: Нагрев  $980 \pm 10$  °С с выдержкой в 1 ч. в среде динамического вакуума, охлажде-

ние в потоке инертного газа (аргона). Старение  $720 \pm 10^\circ\text{C}$ , выдержка 8 часов в среде динамического вакуума, снижение температуры в течение 2 часов до  $620 \pm 10^\circ\text{C}$  с последующей выдержкой 8 ч. и охлаждением в потоке аргона.

Для проведения сравнительных исследований часть образцов не подвергали ГИП, а проводили термическую обработку непосредственно после селективного лазерного сплавления.

После обработки по указанным вариантам заготовки проходили механическую обработку для обеспечения размеров, предусмотренных технической документацией на изготовление образцов для механических испытаний.

Химический состав сплава определяли методами спектрального и химического анализов.

Механические свойства ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ ,  $E$ ) образцов испытывали на разрывной машине ZDMY 30 на соответствие требованиям стандарта AMS 5662. Кроме того, были проведены кратковременные испытания механических свойств при температурах  $500^\circ\text{C}$ ,  $600^\circ\text{C}$ ,  $700^\circ\text{C}$  на установке Instron 8862.

Ударную вязкость KCU определяли на ударных образцах, испытанных на маятниковом копре Instron SI-1M.

Время до высокотемпературного разрушения (показатель, определяемый при испытаниях на длительную прочность)  $\tau_\sigma^T$  образцов определяли на установке Instron M3 при температуре  $650^\circ\text{C}$  и постоянно приложенной нагрузке  $686\text{ МПа}$  ( $70\text{ кгс/мм}^2$ ). При испытаниях на длительную прочность образцы доводили до разрушения.

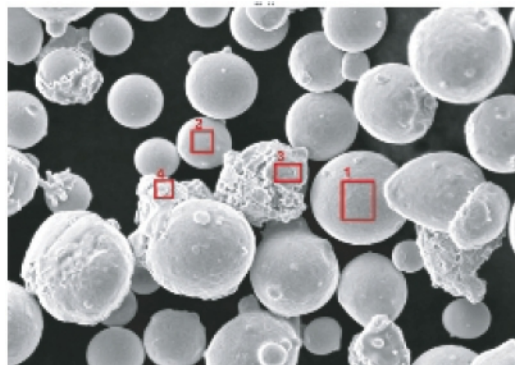
Фрактографическое исследование изломов ударных образцов после испытания на ударную вязкость проводили с использованием бинокулярного микроскопа STEMI 2000-C.

Исследование микроструктуры проводили на нетравленных и травленных микрошлифах на микроскопе «Axio Observer. Dlm» и методом растровой электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе «JEOL JSM 6360LA».

#### Анализ и обсуждение полученных результатов

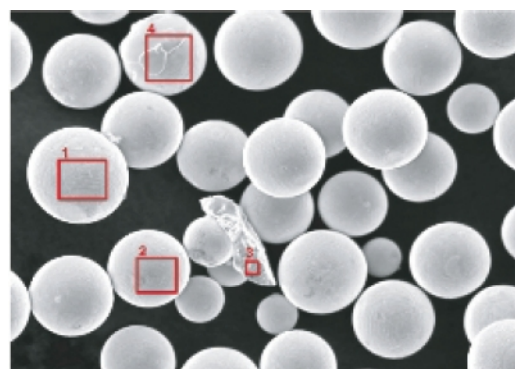
Результаты микроанализа показывают, что порошок, полученный газовой атомизацией (ГА), характеризуется преимущественно сферической формой. При этом в исследуемом объеме присутствует и большое количество частиц нерегулярной формы, а также сателлитных частиц (рис. 3, а). Порошок, полученный центробежным распылением (PREP-процесс), характеризуется гораздо меньшим количеством частиц нерегулярной (преимущественно хлопьевидной) формы, практически полным отсутствием сателлитных

гранул, а также гораздо лучшей сферичностью (рис. 3, б). Отмечается [2], что главным фактором появления таких хлопьевидных частиц в объеме является уменьшение расстояния между плазменной дугой и электродом, обусловленное некоторым биением последнего в процессе вращения при распылении.



Точка	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	0.62	0.99	20	18.3	52.4	4.52	2.72
2	0.71	0.98	19.7	18.1	51.3	5.29	3.53
3	0.63	1.01	19.4	18.1	51.5	5.2	3.44
4	0.54	0.89	19.5	18.3	51.0	5.78	3.06

а



Точка	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	0.48	0.91	20.5	17.8	52.4	4.76	2.90
2	0.56	0.99	18.8	18.6	53.7	4.99	2.99
3	0.62	1.04	18.9	18.3	54.3	4.83	3.10
4	0.51	1.06	18.9	18.4	52.8	4.76	2.84

б

Рис. 3. Результаты микроанализа порошков из сплава Inconel 718 исследуемых вариантов технологий изготовления: а - ГА; б - PREP-процесс

По результатам рентгеноанализа установлено, что химический состав гранул удовлетворительный и находится в пределах марочного состава сплава Inconel 718. Исследование химсостава частиц нерегулярной формы показало его соответствие марочному составу сплава, наряду с частицами регулярной сферической формы (рис. 3). Угара основных химических элементов в процессе селективного лазерного сплавления не произошло. Химический состав изготовленных образцов удовлетворительный, соответствует требованиям AMS 5662 для исследуемого сплава (табл. 1).

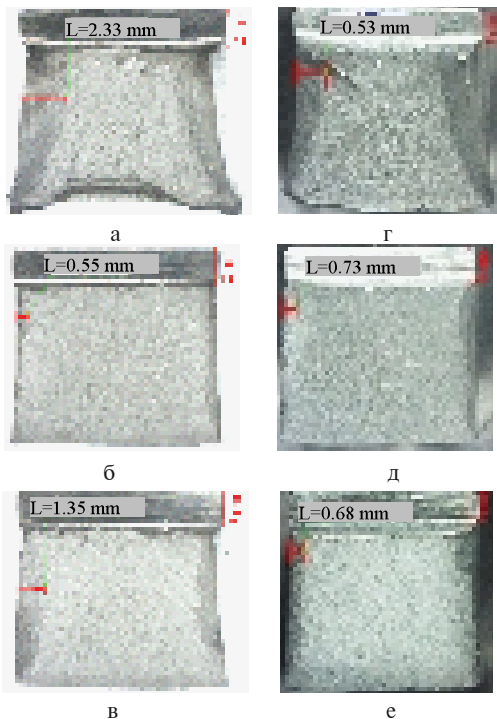


**Таблица 1.** Химический состав образцов из сплава Inconel 718 исследуемых вариантов технологий

Вариант технологии	Содержание элементов, %						
	C	Al	Ni	Ti	Nb	Cr	Mo
ГА	0,07	0,61	52,5	0,90	5,33	18,17	2,91
PREP	0,06	0,62	51,5	0,91	5,50	18,15	2,80
Нормы AMS 5662	≤ 0,08	0,2-0,8	50,0-55,0	0,65-1,15	4,75-5,50	17,0-21,0	2,8-3,3

Примечание: Fe - остаток

При изучении строения изломов ударных образцов, полученных после испытания на ударную вязкость, установлено их мелкозернистое строение (рис. 4). Наличие скосов (до 2,5 мм) в изломах ударных образцов свидетельствует о достаточно высокой пластичности материала в состоянии построения. Следует отметить и существенно большие показатели ударной вязкости в указанных образцах (рис. 7). О высокой пластичности материала в состоянии построения также свидетельствовало и чашечное строение поверхности разрушения разрывных образцов. Проведение термообработки способствует получению изломов, характеризующихся менее вязким характером разрушения и меньшей пластичностью (рис. 4 б, д).



**Рис. 4.** Фрактографическое строение изломов ударных образцов, изготовленных из порошков ГА (а-в) и PREP-процесса (г-е),  $\times 6,5$ : а, г - до термообработки; б, д - после термообработки; в, е - ГИП + т/о

После проведения ГИП и термообработки образцов исследуемых вариантов технологии макроструктура характеризовалась плотным, однородным, мелкозернистым строением с характерно выраженной направленностью роста образцов при построении.

Микроструктура материала образцов обоих исследуемых вариантов после проведения селективного лазерного сплавления состоит из дендритов, представляет собой Ni-Fe-Cr  $\gamma$ -твердый раствор с наличием карбидов и карбонитридов и характерна для сплава Inconel 718. В микроструктуре исследуемых образцов (выращенных как в направлении XY, так и в направлении Z) наблюдается структурная неоднородность, обусловленная формированием зёрен, вытянутых в направлении роста образца при изготовлении (рис. 5). При этом в образцах четко просматриваются зоны послыного сплавления.

После проведения стандартной термообработки в структуре образцов обоих исследуемых вариантов наблюдается выделение упрочняющей интерметаллидной  $\gamma''$ -фазы, с наличием карбидов, карбонитридов и выделений  $\delta$ -фазы, характерной для сплава Inconel 718 в нормально термообработанном состоянии. Следов перегрева в микроструктуре не выявлено. Из металлографического исследования также отчетливо видно, что в процессе термической обработки происходит выравнивание структуры между зонами послыного сплавления (рис. 5). При этом следует отметить, что упрочнение сплава Inconel 718 достигается, в основном, за счет выделения упорядоченной  $\gamma''$ (Ni<sub>3</sub>Nb)-фазы с о.ц.т. структурой, а избыточная  $\delta$ -фаза растёт на выделениях  $\gamma''$ -фазы в виде параллельных пластин на границах зёрен и внутри них [3] (рис. 6, а).

В процессе выполнения исследования установлено, что проведение операции горячего изостатического прессования (ГИП) с последующей термообработкой по указанным выше режимам способствует практически полному «залечиванию» пор и микронесплошностей, сосредоточенных во внутренних объёмах металла (рис. 5 в, е, и, м). При этом в зонах «залечивания» выявлены глобулярные и (или) плёночные окислы (рис. 6, в). Микроструктура сплава Inconel 718 после проведения операции горячего изостатического прессования (ГИП) с последующей термообработкой более однородна за счет гомогенизации твердого раствора.

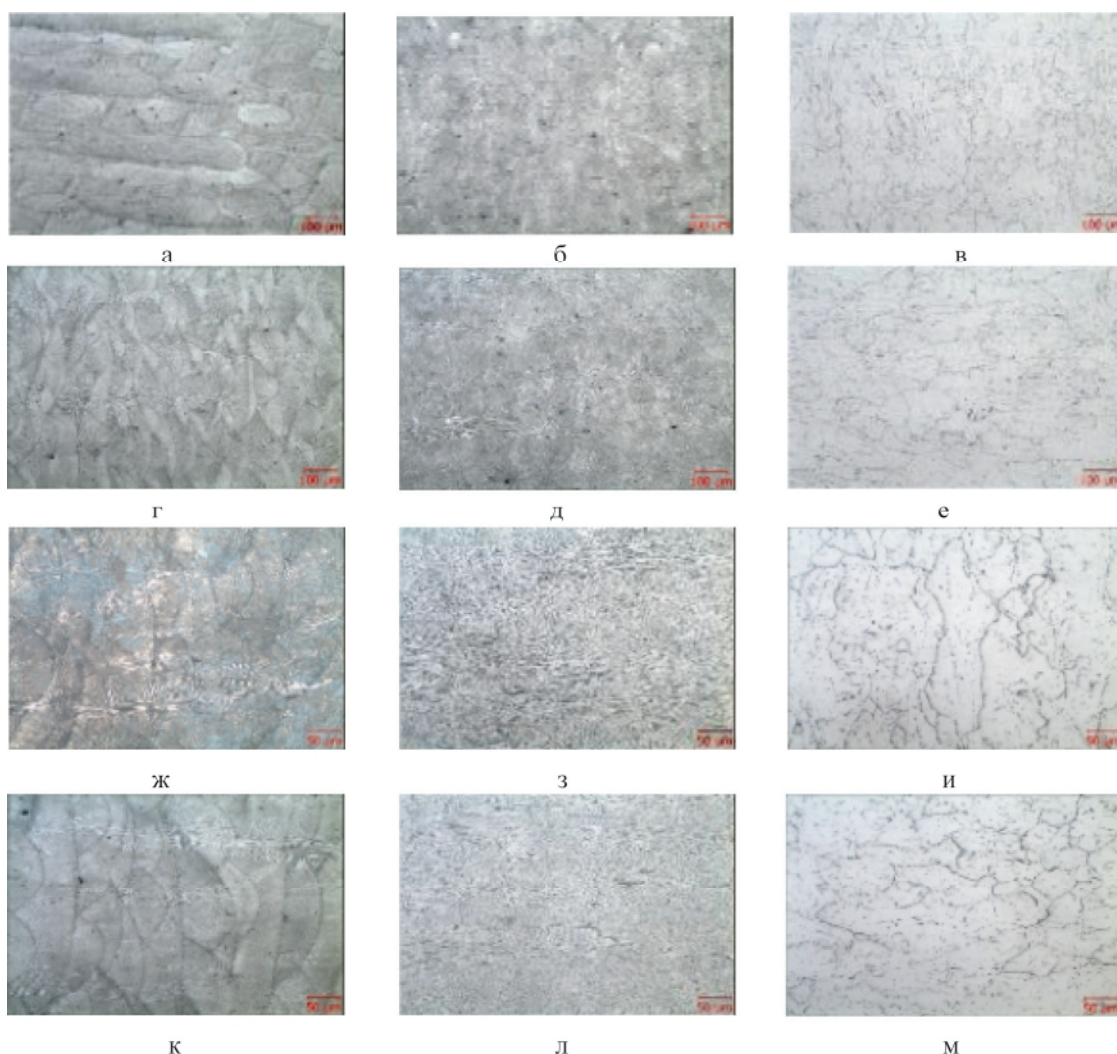
При металлографическом исследовании в материале исследуемых образцов до проведения операции горячего изостатического прессования (как выращенных в направлении XY, так и в направлении Z) обнаружена микропористость. При этом размеры пор не превышали 20 мкм при изготовлении образцов с применением порошков, полученных ГА и 10 мкм при применении PREP-процесса. В структуре также наблюдаются локальные несплошности на границе раздела со сферическими частицами окислов (рис. 6, б), а также оксидные и карбонитридные включения. Размеры этих включений в образцах, выращенных в направлении XY, не

превышали 12 мкм (ГА)\15 мкм (PREP-процесс), и 35 мкм (ГА)\30 мкм (PREP- процесс) образцах, выращенных в направлении Z (рис. 6, б).

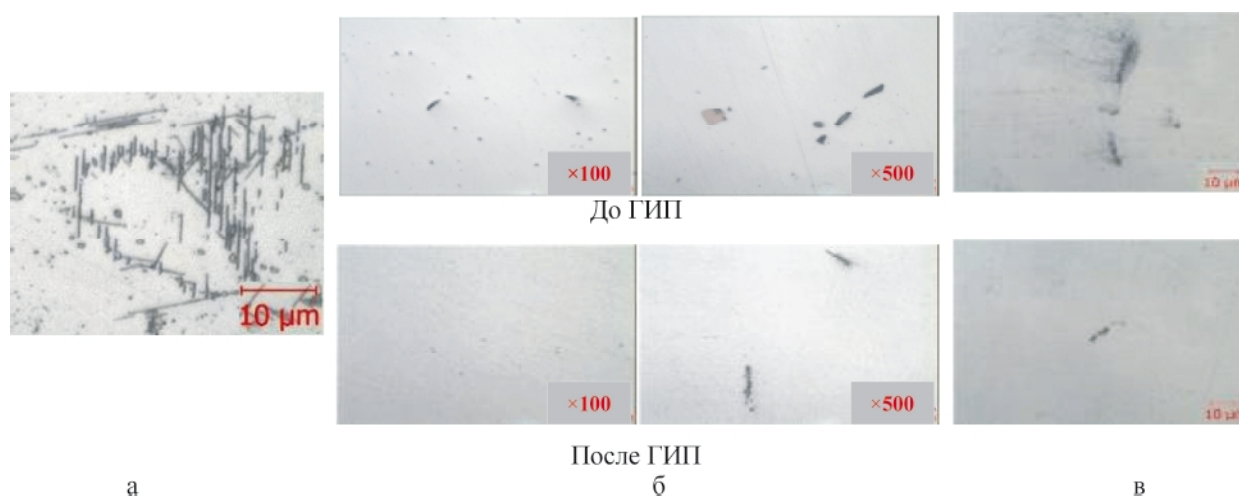
Практически полное отсутствие сателлитных гранул и аргоновой пористости в порошках,

изготовленных данным методом по-видимому способствовало и меньшей пористости в образцах после выполнения процесса селективного лазерного сплавления.

Анализ результатов испытаний механиче-



**Рис. 5.** Микроструктура образцов, изготовленных из порошков ГА (а-е,  $\times 100$ ) и PREP-процесса (г-е,  $\times 200$ ): а, г, ж, к - до термообработки; б, д, з, л - после термообработки; в, е, и, м - ГИП + т/о



**Рис. 6.** Избыточная  $\delta$ -фаза (а) в образцах из сплава Inconel 718 после ГИП и термообработки, микропористость в образцах (б), окислы в зонах «залечивания» пор после ГИП (в,  $\times 1000$ )

ских свойств при комнатной температуре показывает, что использование обеих технологий изготовления порошка обеспечивает схожие тренды в изменении показателей после выполнения технологических переходов. Так, испытания образцов (как выращенных в направлении XY, так и в направлении Z) показывают, что проведение термообработки способствует повышению и стабилизации механических свойств по сравнению с вариантом после построения (рис. 7). При выполнении ГИП и последующей

термообработки (ГИП+ТО) наблюдается повышение характеристик пластичности материала, ударной вязкости и модуля Юнга (E).

Установлено, что для образцов, изготовленных в направлении Z, в целом, характерно некоторое снижение прочностных свойств ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) и повышение пластических ( $\delta$ ,  $\psi$ , KCU) в сравнении со значениями образцов, выращенных в направлении XY. Некоторое исключение здесь составляют прочностные характеристики

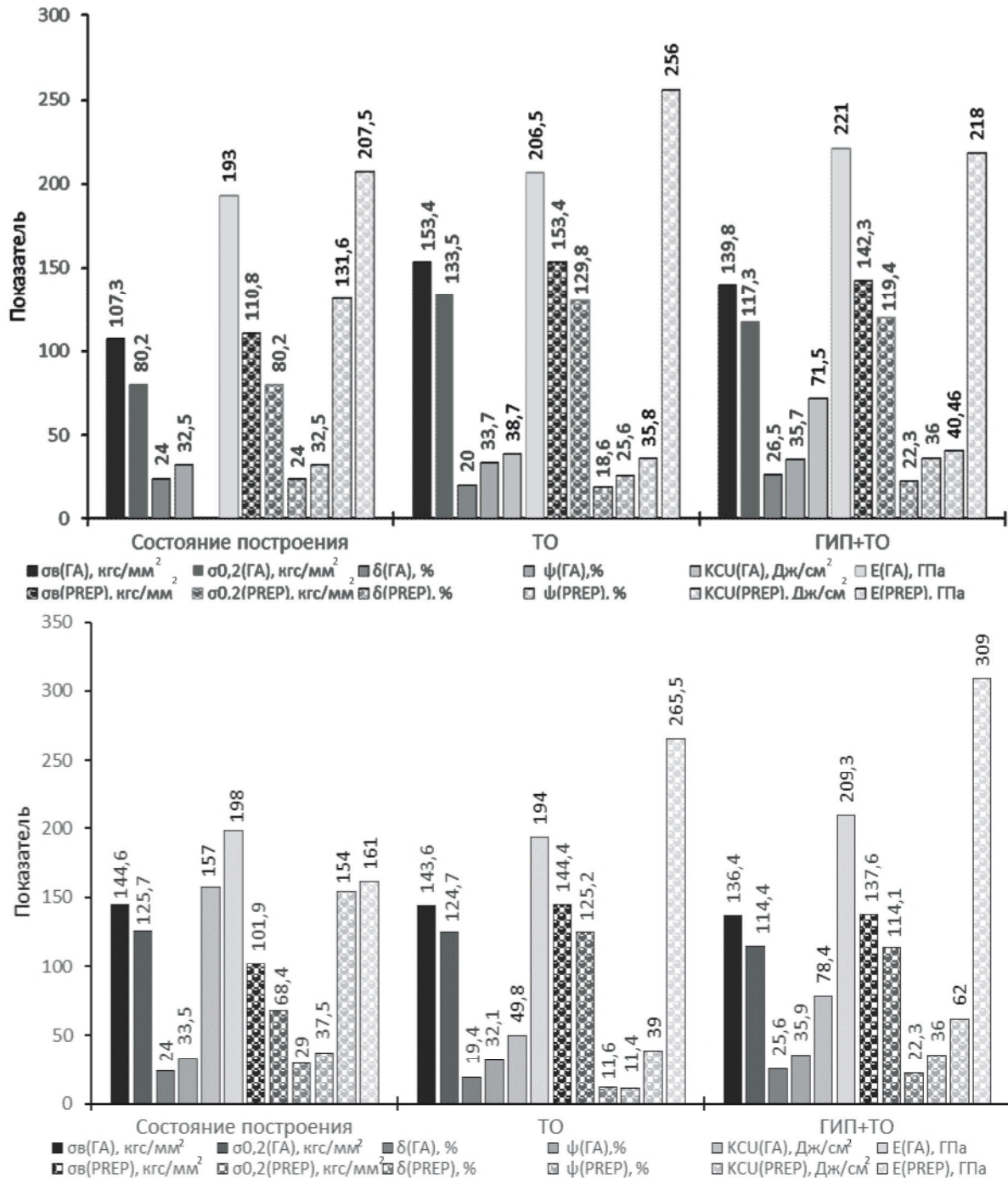
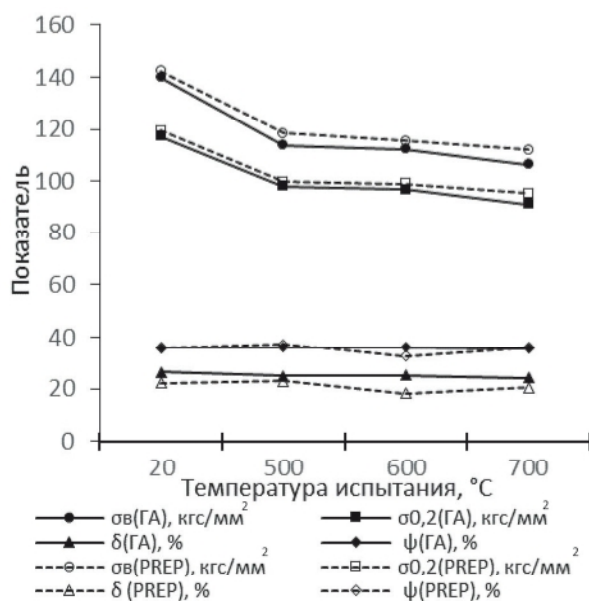


Рис. 7. Механические свойства (средние) при повышенных температурах образцов из сплава Inconel 718, выращенных в направлении XY (вверху) и Z (внизу) исследуемых вариантов технологий изготовления



в образцах, полученных по ГА технологии. Следует отметить, что снижение прочностных характеристик находилось в пределах требований стандарта AMS 5662.

В рамках исследования также были проведены кратковременные испытания механических свойств термообработанных образцов при температурах 500 °С, 600 °С и 700 °С, а также образцов после ГИП и ТО. Результаты испытаний показали, что независимо от направления построения, значения прочностных характеристик образцов, полученных по PREP-процессу, выше, чем образцов в изготовлении



которых использовались порошки ГА, при этом характеристики пластичности несколько ниже (рис. 8). Также следует отметить, что повышение температуры испытания приводит к снижению, в основном, значений прочностных характеристик исследуемого сплава.

Из приведенных на рис. 9 данных видно, что время до высокотемпературного разрушения термообработанных образцов (выращенных как в направлении XY, так и в направлении Z) соответствует требованиям AMS 5662. Значительно большее время до разрушения получено на образцах, изготовленных в Z-направлении

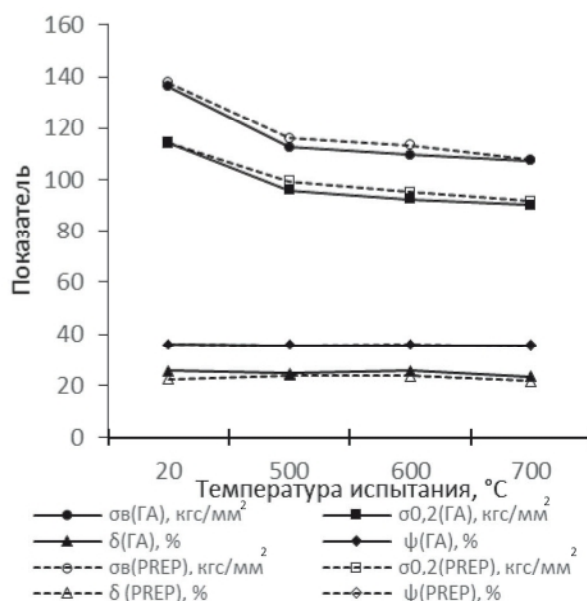


Рис. 8. Механические свойства (средние) образцов из сплава Inconel 718, выращенных в направлении XY, исследуемых вариантов технологий изготовления порошков

из PREP-порошков. Уровень длительной прочности из порошков, полученных по технологии ГА, также выше у образцов, изготовленных в направлении Z. По-видимому, более высокий уровень времени до разрушения связан с тем, что при испытаниях на длительную прочность направление прикладываемого к образцу напряжения перпендикулярно оси построения образца.

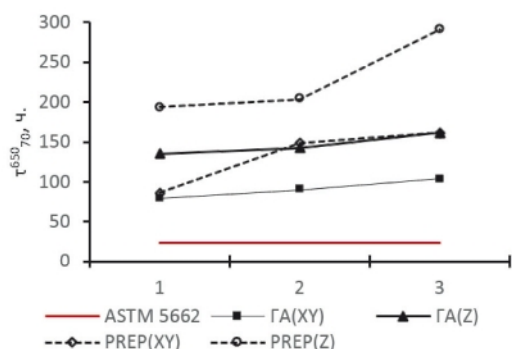


Рис. 9. Время до высокотемпературного разрушения образцов из сплава Inconel 718, исследуемых вариантов технологий изготовления порошков

## Выводы

1. Лучшая сферичность и отсутствие сателлитных гранул в порошках, полученных по PREP-процессу обеспечивает их лучшую насыпную плотность, текучесть и равномерное нанесение при выполнении процесса селективного лазерного сплавления, обеспечивая соответственно меньшую пористость в изготовленных деталях.

2. Выполнение термообработки способствует повышению и стабилизации механических свойств при комнатной температуре. Проведение ГИП с последующей термообработкой способствует повышению пластичности материала, ударной вязкости и модуля Юнга. Большие значения времени до высокотемпературного разрушения получены на образцах, выращенных в Z-направлении.

3. В связи с тем, что обе рассматриваемые технологии изготовления порошков обеспечивают уровень механических свойств, значительно превышающие нормы существующих отраслевых стандартов, то их можно признать

пригодними для изготовления деталей авиационного назначения. При этом следует отметить, что на качество изготавливаемых по данной технологии деталей, помимо морфологии и фракционного состава применяемых порошков, влияет также и правильная настройка параметров построения установки для 3D-печати.

4. В рамках перспективных работ по изготовлению деталей авиационной техники авторы планируют проведение ряда работ по опробованию изготовления образцов и реальных деталей из гранул сплава Inconel 718, полученных иными прогрессивными способами изготовления металлических порошков, в частности плазменной атомизацией металлической проволоки, которая позволяет получать [4] высококачественные особо чистые порошки в широком и управляемом диапазоне фракционного состава.

## Литература

1. Логунов А. В. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). [Текст] / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин. – М. : Наука и технологии, 2013. – 264 с.

2. Formation of flake particles during plasma rotating electrode process of Ti6Al4V [Текст] / L. Yang, Y. Fei, H. Zhiyu et al // Proc. of 2018 World congress on Powder Metallurgy – Beijing, China, Sept. 2018. – P. 58–61.

3. Суперсплавы 2 [Текст] / Ч. Симс и др. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.

4. Аддитивные технологии и изделия из металла. Пособие для инженеров [Текст] / М. А. Зленко и др. – СПб. : Изд-во политехнич. ун-та, 2013. – 222 с.

*Поступила в редакцию 03.05.2019*

### **О.О. Педаш, В.В. Ключихін, Н.О. Лисенко, В.Г. Шило, П.О. Касай. Вплив технологій виготовлення металевих порошків на структуру й властивості деталей, що отримані селективним лазерним сплавленням**

*У статті наведено результати порівняльного дослідження зразків, виготовлених з використанням методу селективного лазерного сплавлення (SLM) порошків сплаву Inconel 718, отриманих методами газової атомізації розплаву інертним газом й відцентровим плазменним розпиленням пруткової заготовки, що швидко обертається. Виконане дослідження хімічного складу, макро- й мікроструктури, механічних властивостей при кімнатній та підвищених температурах зразків, побудованих у напрямку ХУ (горизонтальний напрямок побудови) та Z (вертикальний напрямок побудови). Дослідженню піддавалися зразки у стані після побудови, після термічної обробки, а також після гарячого ізостатичного пресування з наступною термічною обробкою. Результати дослідження показують, що в стані побудови в мікроструктурі зразків спостерігається структурна неоднорідність з чітко вираженими зонами поширеного сплавлення. Встановлено, що проведення термічної обробки сприяє вирівнюванню мікроструктури й зміцненню сплаву в цілому, незалежно від розглядаємого напрямку побудови зразків. Проведення операції гарячого ізостатичного пресування зразків з наступною термічною обробкою сприяє практично повному усуненню мікропористості у внутрішніх об'ємах металу й отриманню більш однорідного твердого розчину. Застосування для виготовлення зразків порошків, що були отримані відцентровим плазменним розпиленням литої заготовки сприяє отриманню децю більш високих показників міцності, як при кімнатній температурі, так й при підвищених (500°C, 600°C, 700°C), у той час як застосування порошків, що були отримані газовою атомізацією інертним газом, сприяє отриманню більш високих показників пластичності й ударної в'язкості. Більш високі значення часу до високотемпературного руйнування (показника тривалої міцності) отримані в зразках, у яких передбачалося використання порошків відцентрового плазмового розпилення, та побудова у напрямку Z. Застосування обох розглядаємих у статті технологій виготовлення порошків дозволяє отримувати рівень механічних властивостей, що відповідають вимогам існуючих галузевих стандартів.*

**Ключові слова:** жароміцний сплав, адитивні технології, селективне лазерне плавлення, гаряче ізостатичне пресування, термічна обробка, PREP-процес, газова атомізація



**O.O. Pedash, V.V. Klochikhin, N.O. Lysenko, V.G. Shylo, P.O. Kasay. Influence of the powder manufacturing technique on the structure and properties of the SLM-parts**

*A comparative study of the specimens, which was obtain by selective laser melting process (SLM) of the powders from Inconel 718 alloy produced by vacuum gas atomization process (VIGA-process) and plasma rotation electrode process (PREP-process), has been carried out in present article.*

*Chemical composition of the considered powders, macro- and microstructure, mechanical properties at room and elevated temperatures of the smelted by SLM-process specimens which were built in both XYu Z directions were carrying-out. The specimens were investigate in as-built state and after inherent Inconel 718 heat treatment with or without prior hot isostatic pressing (HIP). The composition, structure and mechanical properties of samples obtained from both considered powder production processes regarding production of responsible aviation parts were carrying-out at present article.*

*Both considered powders from Inconel 718 alloy had the same particle sizing distribution: 20-53 microns.*

*It was establish that in specimens in as-built state observe structural inhomogeneity with distinct zones of layers fusion. Heat treatment provide microstructure homogeneity and strengthening of the alloy at all, independently from building direction of the specimens. HIP with subsequent heat treatment provides almost full micro porosity releases in the inner volumes of the metal and getting more uniform solid state.*

*Application of PREP-powders for specimen's production provides slightly bigger indexes of tensile properties as for room temperature, thus for elevated temperatures, whereas application of VIGA-process provides bigger indexes of plasticity characteristics and impact strength.*

*Bigger indexes of stress rupture strength were obtain in specimens printed in Z direction with a PREP-powders application.*

*Mechanical properties of the specimens produced by selective laser melting from both considered powders production processes meet the specification requirements.*

*Authors should be pointed out that application of additive technologies in the manufacture of aerospace parts requires extensive R&D works, and testing efforts to confirm repeatability of alloy characteristics.*

**Key words:** *superalloy, additive technologies, selective laser melting, hot isostatic pressing, heat-treatment. PREP-process, VIGA-process.*

## References

1. Logunov A. V., Shmotin Y. N. Sovremennye zharoprochnye nikelovye splavy dlya diskov gazovykh turbin (materialy i tehnologii). [Modern Heat resistant nickel-base alloys for gas turbine disks (materials and technologies)]. Moscow, Nauka i tehnologii Publ., 2013. 264 p.
2. Yang L., Fei Y., Zhiyu H., Qingxiang W., Shujin L. Formation of flake particles during plasma rotating electrode process of Ti6Al4V. Proc. of 2018 World congress on Powder Metallurgy. Beijing, China, Sept. 2018, pp. 58-61.
3. Sims Ch. Supersplavy 2 [Superalloys 2]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 384 p.
4. Zlenko M. A. Additivnyie tekhnologii v mashinostoyenii [Additive manufacturing in machinebuilding]. Sankt Petersburg, Polytechnic university publishing, 2013. 222 p.