

УДК 669.24.002.8:621.01

В. В. Ключихін, канд. техн. наук, нач. управління;

e-mail: tb.ugmet@motorsich.com

П. А. Касай, заст. директора; e-mail: motor@motorsich.com

К. Б. Балушок, канд. техн. наук, гол. інженер;

e-mail: motor@motorsich.com

В. Г. Шило, нач. відділу; e-mail: tb.ugmet@motorsich.com

***В. В. Наумик**, д-р техн. наук, професор, проректор;

e-mail: vnaumyk@gmail.com

АТ «Мотор Січ» (Запоріжжя, Україна)

*Національний університет «Запорізька політехніка» (Запоріжжя, Україна)

ДОСЛІДЖЕННЯ ЯКОСТІ МАТЕРІАЛУ ЗРАЗКІВ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕННЯ (SLM) З ПОРОШКУ СПЛАВУ IN718

Проведено дослідження якості матеріалу зразків, виготовлених зі сплаву IN718 методом селективного лазерного сплавлення (SLM) в різних напрямках з порошку, який отримали методом відцентрового розпилення. Встановлено, що механічні властивості при кімнатній температурі (20 °C) зразків зі сплаву IN718 (як горизонтальних, так і вертикальних) відповідають вимогам AMS 5662M. Проведення термообробки сприяє підвищенню та стабілізації механічних властивостей. Для вертикальних зразків характерне деяке зниження міцності (в межах вимог AMS 5662M) та підвищення пластичних властивостей порівнянно зі значеннями горизонтальних зразків. При цьому механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних) при 20 °C значно перевищують властивості сплаву ЕП718-ВД (ІД). Короткочасні механічні випробування зразків після термообробки при температурах 500, 600 і 700 °C показали, що підвищення температури призводить до зниження міцності сплаву IN718. Механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних) при 500, 600 і 700 °C перевищують властивості сплаву ЕП718-ВД (ІД) при зазначених температурах. Жароміцні властивості термооброблених зразків (як горизонтальних, так і вертикальних) відповідають вимогам AMS 5662M. Час до руйнування в ~7,8 разів перевищує зазначені вимоги. При цьому значення тривалої міцності горизонтальних зразків в ~1,7 раза нижче, ніж вертикальних. Мікроструктура зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (SLM), до проведення термообробки має дендритну будову, являє собою Ni-Fe-Cr γ-твердий розчин з наявністю карбідів і карбонітридів, та є характерною для сплаву IN718. У мікроструктурі досліджуваних зразків (вирощених як в напрямку ХУ, так і в напрямку Z) спостерігається структурна неоднорідність, обумовлена формуванням зерен, витягнутих у напрямку зростання зразка, а також зон пошарового сплавлення. Термічна обробка сприяє отриманню більш однорідної структури за рахунок вирівнювання хімічного складу між зонами пошарового сплавлення. При підвищенні температури короткочасних механічних випробувань до 700 °C відбувається деяке огрубіння структури внаслідок коагуляції інтерметалідних фаз.

Ключові слова: селективне лазерне сплавлення, термічна обробка, механічні властивості, жароміцні властивості, макроструктура, мікроструктура.

Вступ

Одними з найпоширеніших методів отримання заготовок деталей машинобудівного комплексу є різні технологічні процеси лиття. Істотними недоліками цих методів є наявність ліквіаційних процесів, що призводять до розвитку хімічної неоднорідності виливків, та утворення різних усадкових дефектів, що призводить до зниження рівня фізико-механічних властивостей виробів. Для зниження негатив-

ного ефекту від зазначених процесів застосовується широкий комплекс технологічних засобів, таких як прискорення охолодження виливки, спрямована кристалізація, тощо [1, 2]. Радикальним вирішенням зазначених проблем є застосування адитивних технологій (пошарове наплавлення, 3D-друк) [3–6].

Для 3D-друку заготовок і деталей на спеціальних установках використовуються порошки різних сплавів з розміром частинок від 20 до 100 мкм. Дані порошки одержують методами газового розпилення (gas atomization) або відцентрового розпилення (PREP – Plasma Rotation Electrode Process) [7, 8]. Висока швидкість охолодження при отриманні сферичних гранул (103 до 106 К/сек) забезпечує відсутність ліквідаційних процесів і, відповідно, хімічну однорідність матеріалу в об'ємі готового виробу [9, 10].

Побудова таких деталей здійснюється в процесі переміщення лазерного або електронного променя в різних напрямках системи координат XYZ і пошарового селективного сплавлення порошку.

Раніше проведеними дослідженнями було встановлено, що при виготовленні адитивних заготовок кращим вектором побудови слід обирати вісь Z з урахуванням напружень в деталях в процесі експлуатації [11, 12].

Матеріали та методи

Авторами проведено комплекс досліджень якості матеріалу зразків, виготовлених зі сплаву Inconel (IN718) методом селективного лазерного сплавлення (SLM) на установці «EOS M400» з порошку виробництва фірми «Sino Euro» (Китай), отриманого методом відцентрового розпилення.

Виготовлено циліндричні зразки (\varnothing 14 мм) для випробувань на розтяг і тривалу міцність (без надрізу і з надрізом), а також прямокутні – з перетином квадрата (\square 12 мм) для випробувань на ударну в'язкість.

Побудову зразків здійснювали в напрямку XY (горизонтальному), а також в напрямку Z (вертикальному).

Механічні і жароміцні властивості зразків визначали як до, так і після термічної обробки, відповідно до вимог технічних умов на авіаційно-космічні матеріали AMS 5662M.

Термічну обробку проводили в динамічному вакуумі в режимі:

- відпал на твердий розчин при температурі 954 °C (1750 °F) протягом 1 години на 25 мм (0,98 °F) товщини; охолодження в потоці аргону;
- старіння при температурі 718 °C (1325 °F) протягом 8 годин; повільне охолодження в печі до температури 621 °C (1150 °F); витримка при цій температурі протягом сумарного часу зміцнення 18 годин; охолодження в потоці аргону.

Результати та обговорення

Вихідний матеріал являє собою порошок з жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву Inconel (IN718), який отримали методом відцентрового розпилення і призначений для обробки на установках для прямого лазерного сплавлення металів.

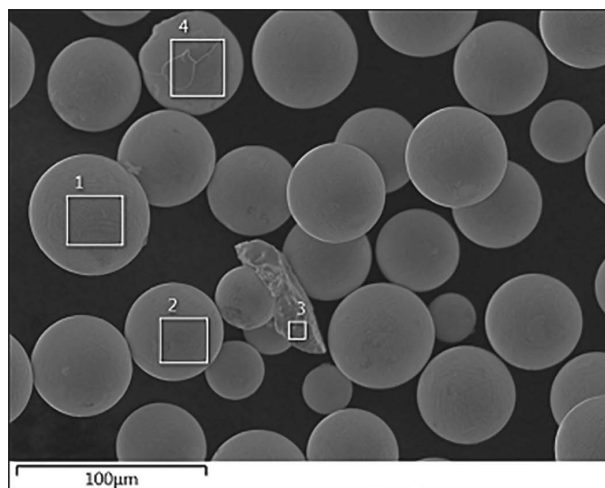
В результаті проведених електронно-мікроскопічних досліджень встановлено, що гранули порошку фірми «Sino Euro» мають в основному правильну сферичну форму і «чисту» гладку поверхню (рис. 1, а). За даними рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) хімічний склад порошку відповідає сплаву IN718 (рис. 1, б).

Дослідження проводили в порівнянні з аналогічним деформованим сплавом EP718-ВД (ІД) (ХН45МВТЮБР), який призначений для виготовлення високонавантажених деталей гарячої частини газотурбінних двигунів, що працюють при температурах до 700 °C [13].

Хімічний склад досліджених зразків зі сплаву IN718 порівнянно зі сплавом EP718-ВД (ВД) представлено в табл. 1.

З наведених результатів видно, що вміст елементів в зразках (за винятком вмісту ніобію – 5,62 %, при нормі по AMS 5662M – 4,75...5,50 %) відповідає вимогам AMS 5662M для сплаву IN718.

Механічні властивості сплаву IN718 визначали на циліндричних і прямокутних зразках, термооброблених за вказаним вище режимом при температурах 20, 500, 600 і 700 °C.



а, $\times 100$

Назва спектра	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	Сума
Спектр 1	1,22	0,91	20,57	17,80	52,44	4,16	2,90	100,00
Спектр 2	1,25	0,99	18,83	18,68	53,69	4,10	2,45	100,00
Спектр 3	1,09	1,04	18,92	18,36	54,35	3,83	2,41	100,00
Спектр 4	1,23	1,06	18,90	18,43	52,82	4,72	2,84	100,00

б

Рис. 1. Електронно-мікроскопічне дослідження частинок порошку сплаву Inconel 718 фірми «Sino Euro», отриманих методом відцентрового розпилення: а – морфологія поверхні; б – приблизний хімічний склад за даними РСМА

Жароміцні властивості визначали на циліндричних термічнооброблених зразках, вирощених в напрямках ХУ і Z, при температурі 650 °С і напрузі 700 МПа.

Для порівняння в таблицях 1 і 2 наведено норми ТУ14-1-3905-85 для термооброблених поздовжніх прутків, виготовлених методом пластичної деформації зі сплаву ЕП718-ВД (ІД).

Таблиця 1

Хімічний склад зразків зі сплаву IN718

Марка сплаву	Вміст елементів, %мас.							
	C	Cr	Ni	Al	Ti	Mo	Nb	W
IN718	0,06	18,15	51,5	0,62	0,91	2,80	5,62	–
Норми AMS 5662M для сплаву IN718	$\leq 0,08$	17,0-21,0	50,0-55,0	0,2-0,8	0,65-1,15	2,8-3,3	4,75-5,50	–
Норми ТУ14-1-3905-85 для сплаву ЕП718-ВД (ІД)	$\leq 0,10$	14,0-16,0	43,0-47,0	0,9-1,4	1,9-2,4	4,0-5,2	0,8-1,50	2,5-3,5

Продовження табл. 1.

Марка сплаву	Вміст елементів, %мас.					
	Mn	Si	B	S	P	Fe
IN718	$< 0,1$	$< 0,1$	$< 0,006$	0,002	0,002	19,0
Норми AMS 5662M для сплаву N718	$\leq 0,35$	$\leq 0,35$	$\leq 0,006$	$\leq 0,015$	$\leq 0,015$	залишок
Норми ТУ14-1-3905-85 для сплаву ЕП718-ВД (ІД)	$\leq 0,6$	$\leq 0,3$	$\leq 0,008$	$\leq 0,010$	$\leq 0,015$	залишок

Таблиця 2
Механічні властивості зразків зі сплаву IN718, вирощених в напрямку ХУ

Стан матеріалу	$T_{\text{вирощ.}}$, °C	Механічні властивості при 20 °C						
		σ_r , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, кгс-м/ см ²	E, МПа	HВ
До термообробки	20	1109	802	24,0	32,5	13,75	203420	302
		1107	80,2	24,0	32,5	13,13	219910	302
		1537	1291	20,0	26,0	–	194900	–
		1530	1306	17,3	25,1	–	328060	–
		–	–	–	–	3,63	–	429
Після термообробки	500	–	–	–	–	3,69	–	429
		1344	993	22,8	25,1	–	203430	–
		1342	971	18,7	23,0	–	184370	–
		1311	1098	14,9	18,7	–	162360	–
		1313	1113	16,0	19,0	–	170850	–
Норми AMS 5662M (горизонтальні)	700	1280	1083	12,5	19,5	–	156470	–
		1262	1081	14,0	18,3	–	199920	–
		≥ 1276	≥ 1034	$\geq 12,0$	$\geq 15,0$	–	–	≥ 331
		≥ 1150	≥ 700	$\geq 12,0$	$\geq 14,0$	$\geq 3,5$	200000	363–293
		1100–1140	7000–760	12,00–24,0	15,00–40,0	$\geq 3,5$	161000	3630–293
Норми ТУ 14-1-3905-85 для сплаву ЭП718-ВД (по зловжні)	600	1100–1140	7000–760	13,00–20,0	15,00–40,0	$\geq 3,5$	156000	363–293
	700	900–990	650–740	10,00–13,0	14,00–17,0	$\geq 3,5$	149000	363–293

Термообробка прутків зі сплаву EP718-ВД (ІД) згідно ТУ14-1-3905-85 проводиться за наступним режимом:

- гарт з температури 1100 °C, витримка 2 години, охолодження в маслі;
 - старіння при температурі 800 °C, витримка 5 годин, охолодження на повітрі;
 - старіння при температурі 700 °C, витримка 16 годин, охолодження на повітрі.
- Результати механічних випробувань наведено в таблицях 2 і 3.

З представлених даних видно, що механічні властивості термооброблених зразків зі сплаву IN718 відповідають вимогам AMS 5662M.

Випробування зразків, вирощених як в горизонтальному, так і вертикальному на-

Таблиця 3

Механічні властивості зразків зі сплаву IN718, вирощених в напрямку Z

Стан матеріалу	$T_{\text{випр.}}, ^\circ\text{C}$	Механічні властивості при 20 °C						
		$\sigma_b, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	КСУ, кгс-м/см ²	E, МПа	HV
До термообробки	20	1021	686	30,0	36,0	16,30	161040	285
		1017	682	28,0	39,0	15,10	166980	277
Після термообробки	20	1436	1245	8,0	11,7	–	293650	–
		1452	1259	15,2	11,2	–	248290	–
		–	–	–	–	3,80	–	444
		–	–	–	–	3,38	–	401
		–	–	–	–	4,75	–	429
		–	–	–	–	–	–	–
	500	1290	1087	25,0	29,3	–	179460	–
		1279	1079	23,6	29,3	–	180620	–
	600	1253	1048	22,0	32,5	–	156130	–
		1236	1043	17,8	29,5	–	155810	–
	700	1157	1019	17,0	32,5	–	231540	–
		1200	1000	16,0	29,5	–	143890	–

Примітка: норми AMS 5662M (горизонтальні) для сплаву IN718 і ТУ14-1-3905-85 для сплаву ЕП718-ВД (ІД) (поздовжні) наведено в табл. 2

прямках, при кімнатній температурі 20 °C показало, що проведення термообробки сприяє підвищенню та стабілізації механічних властивостей.

Встановлено, що для вертикальних зразків (вирощених в напрямку Z) характерно деяке зниження властивостей міцності в межах вимог AMS 5662M і підвищення пластичних порівняно зі значеннями горизонтальних зразків (вирощених в напрямку XY).

Слід зазначити, що при 20 °C механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних), отриманих методом селективного лазерного сплавлення (SLM), значно перевищують властивості сплаву ЕП718-ВД (ІД).

Проведено короточасні механічні випробування термооброблених зразків при температурах 500, 600 і 700 °C. Встановлено, що підвищення температури випробування призводить до зниження значень міцності досліджуваного сплаву (див. табл. 2, 3).

Механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних), випробуваних при 500, 600 і 700 °C, перевищують властивості сплаву ЕП718-ВД (ІД) при зазначених температурах.

Значення тривалої міцності представлено в табл. 4.

З наведених даних видно, що жароміцні властивості термооброблених зразків (вирощених як в напрямку XY, так і в напрямку Z) відповідають вимогам AMS 5662M. Час до руйнування в ~7,8 раза перевищує зазначені вимоги. При цьому значення тривалої міцності горизонтальних зразків (вирощених в напрямку XY) в ~1,7 раза нижче, ніж вертикальних (вирощених в напрямку Z).

Макроструктура термооброблених зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (SLM), щільна, однорідна, характеризується дрібнозернистою будовою (рис. 2, 3). Встановлено, що макрозерна в структурі зразків витягнуті в напрямку зростання зразка.

При металографічному дослідженні в матеріалі досліджених зразків (як горизонтальних, так і вертикальних) виявлено мікропори розміром до ~10 мкм, а також локальну несучільність межі розділу зі сферичними частинками. Крім того, в зразках є оксидні і карбонітридні включення розміром до ~5 мкм в горизонтальних зразках і до ~30 мкм – в вертикальних.

Мікроструктура матеріалу досліджених зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (SLM) до термообробки складається з дендритів і являє собою Ni-Fe-Cr γ -твердий розчин з наявністю карбідів і карбонітридів, що характерно для

Таблиця 4

Жароміцні властивості зразків зі сплаву IN718, вирощених в напрямках XY і Z після термообробки

Напрямок	Тривала міцність		
	$T_{исп.}, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{МПа}$	Час до руйнування, $\tau_p, \text{час.}$
XY (горизонтальні)	650	700	86,0
			149,0
			161,5
Z (вертикальні)	650	700	203,5
			291,5
			193,5
Норми AMS 5662M для сплаву IN718	650	700	≥ 23
Норми ТУ14-1-3905-85 для сплаву ЭП718-ВД (подовжні)	600	800	≥ 60

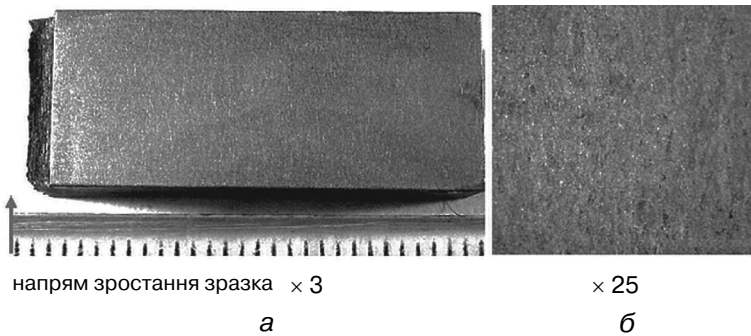


Рис. 2. Макроструктура зразка, вирощеного в напрямку XY методом селективного лазерного сплавлення (SLM) зі сплаву IN718 (подовжній перетин ударного зразка)

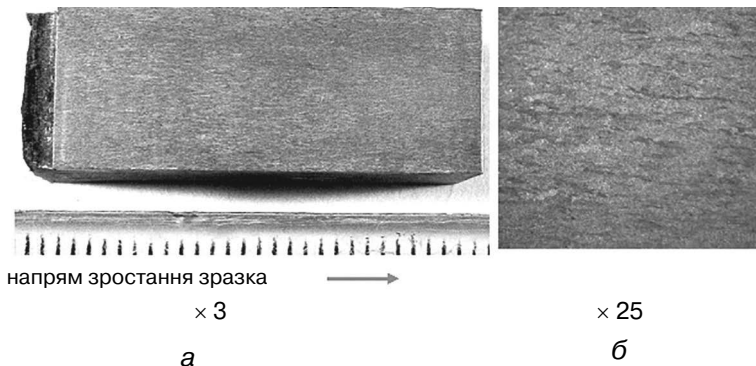


Рис. 3. Макроструктура зразка, вирощеного в напрямку Z методом селективного лазерного сплавлення (SLM) зі сплаву IN718 – подовжній перетин ударного зразка

сплаву IN718. У зразках, вирощених як в напрямку XY, так і в напрямку Z, спостерігається структурна неоднорідність, обумовлена формуванням зерен, витягнутих у напрямку їх росту (рис. 4). Крім того, в нетермооброблених зразках проглядаються зони пошарового сплавлення.

Після проведення термообробки за вказаним вище режимом в структурі спостерігається виділення зміцнюючої інтерметалідної γ'' -фази, з наявністю карбідів,

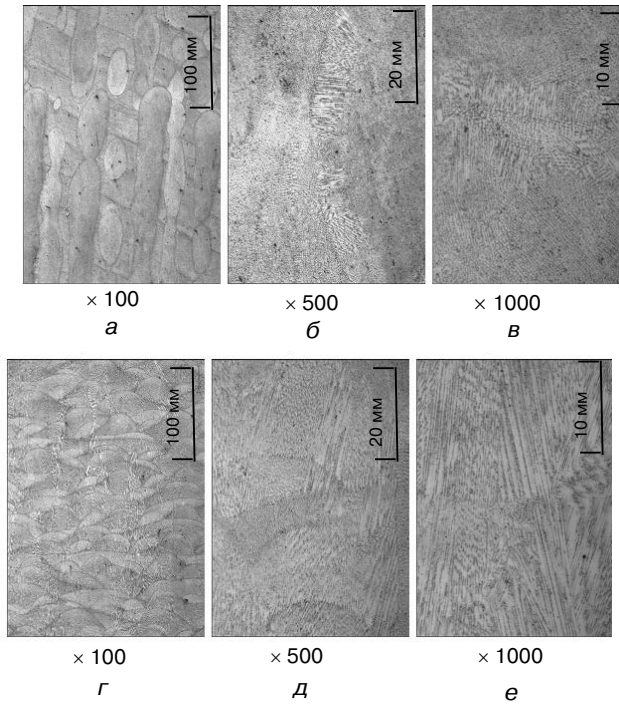


Рис. 4. Мікроструктура нетермооброблених зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (SLM) зі сплаву IN718: а, б, в – вирощених в напрямку XY; г, д, е – вирощених в напрямку Z

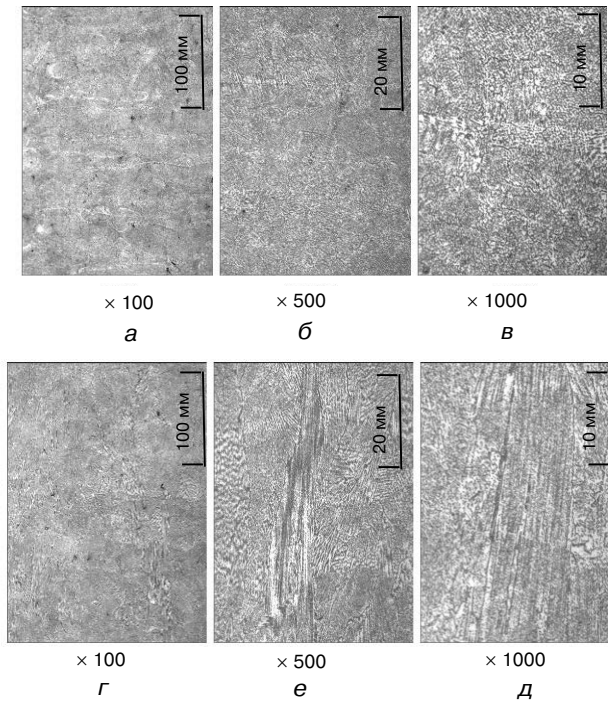


Рис. 5. Мікроструктура термооброблених зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (SLM) зі сплаву IN718: а, б, в – вирощених в напрямку XY; г, д, е – вирощених в напрямку Z

Кристалізація та структуроутворення сплавів

карбонітридів і виділень δ -фази, що характерно для сплаву IN718 в нормально термообробленому стані (рис. 5). При цьому слід зазначити, що зміцнення сплаву IN718 досягається, в основному, за рахунок виділення впорядкованої γ'' (Ni_3Nb)-фази з О.Ц.Т. структурою [14].

В процесі термічної обробки відбувається вирівнювання структури між зонами пошарового сплавлення.

Дослідження мікроструктури термооброблених зразків після проведення короткочасних механічних випробувань при температурах 500, 600 і 700 °С показало, що з підвищенням температури випробування відбувається деяке огрубіння структури внаслідок коагуляції інтерметалідних фаз (рис. 6).

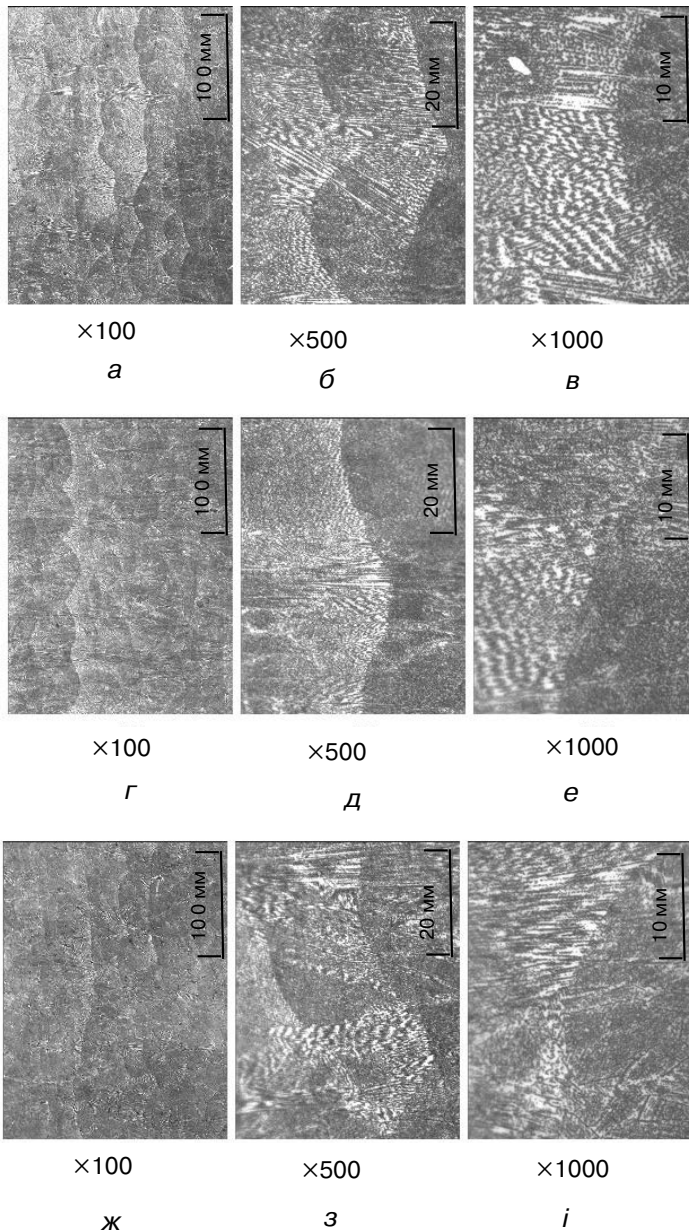


Рис. 6. Мікроструктура термооброблених зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (SLM) зі сплаву IN718 після механічних випробувань при різних температурах: *а, б, в* – 500 °С; *г, д, е* – 600 °С; *ж, з, и* – 700 °С

Висновки

1. Хімічний склад порошку сплаву Inconel (IN718) виробництва фірми «Sino Euro» (Китай) та зразків, виготовлених з нього методом селективного лазерного сплавлення (SLM) на установці «EOS M400» відповідає вимогам AMS 5662M.

2. При кімнатній температурі (20 °C) механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як горизонтальних, так і вертикальних) відповідають вимогам AMS 5662M.

Проведення термообробки сприяє підвищенню та стабілізації механічних властивостей.

Встановлено, що для вертикальних зразків (вирощених в напрямку Z) характерно деяке зниження міцності (в межах вимог AMS 5662M) та підвищення пластичних властивостей порівняно зі значеннями горизонтальних зразків (вирощених в напрямку XY).

При цьому механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних) при 20 °C значно перевищують властивості сплаву ЕП718-ВД (ІД).

3. Короточасні механічні випробування термооброблених зразків при температурах 500, 600 і 700 °C показали, що підвищення температури випробувань призводить до зниження міцності сплаву IN718.

Механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних) при 500 і 700 °C перевищують властивості сплаву ЕП718-ВД (ІД) при зазначених температурах.

4. Жароміцні властивості термооброблених зразків (вирощених як в напрямку XY, так і в напрямку Z) відповідають вимогам AMS 5662M. Час до руйнування в ~7,8 раза перевищує зазначені вимоги. При цьому значення тривалої міцності горизонтальних зразків (вирощених в напрямку XY) в ~1,7 раза нижче, ніж вертикальних (вирощених в напрямку Z).

5. Мікроструктура зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (SLM), до проведення термообробки має дендритну будову та являє собою Ni–Fe–Cr γ -твердий розчин з наявністю карбідів і карбонітридів, характерна для сплаву IN718. У мікроструктурі досліджуваних зразків (вирощених як в напрямку XY, так і в напрямку Z) спостерігається структурна неоднорідність, обумовлена формуванням зерен, витягнутих у напрямку зростання зразка, а також зон пошарового сплавлення.

6. Мікроструктура матеріалу досліджених зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (SLM) після термообробки за вказаним режимом характерна для сплаву IN718 в нормально термообробленому стані. Термічна обробка сприяє отриманню більш однорідної структури за рахунок вирівнювання хімічного складу між зонами пошарового сплавлення.

7. При підвищенні температури короточасних механічних випробувань до 700 °C відбувається деяке огрубіння структури внаслідок коагуляції інтерметалідних фаз.

Список літератури

1. Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
2. Tsvirko, É. I., Zhemanyuk, P.D., Klochikhin, V. V., Naumik, V. V. and Lunev, V. V. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2001. No. 10. 13–17.
3. Ильин А. А., Гаранин С. В., Кошкин В. В., Филатов А. А. Опыт использования технологии прототипирования для изготовления деталей авиационных агрегатов. *Литейное производство*. 2007. № 6. С. 39–41.
4. Балака Е. В. Основные факторы влияния на процесс формообразования деталей с помощью технологий послойного выращивания (Rapid Prototyping). *Високі технології в машинобудуванні: зб. наук. праць*. Харків: НТУ «ХПІ». 2011. Вип. 1 (21). С. 29–36.
5. Gnatenko, M. et al. Detecting the influence of heat sources on material properties when production aviation parts by a direct energy deposition method. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2019. No. 1 (12). P. 49–55.

- Gnatenko, M., Naumyk, V., Matkovska, M. Influence of sources of heating and protective gases on the properties of the material obtained by the direct deposition / MS and T 2019. Materials Science and Technology. 2019. P. 68–74.
- Hohmann, M., Brooks, G., Spiegelhauer, C. Production methods and applications for high-quality metal powders and sprayformed product/ Produktionsmethoden und Anwendungen für qualitativ hochwertige Metallpulver und spruhkompaktierte Halbzeuge. Stahl und Eisen, 125 (2005), no. 4.
- Tsantrizos, P. G. et. al. Method of production of metal and ceramic powders by plasma atomization. Pat. US № 5707419, date of issue: 13 Jan 1998.
- М. А. Зленко, М. В. Нагайцев, В. М. Довбыш. Аддитивные технологии в машиностроении. Пособие для инженеров. М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. 220 с.
- Yasa E. et. al. The investigation of the influence of laser remelting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts. Rapid Prototyping Journal. 2011. Vol. 17. Iss. 5. P. 312–327.
- Клочихин В. В., Рудь Н. Д., Наумик В. В., Чигилейчик Е. В. Влияние вектора сплавления порошка на свойства образцов, изготовленных по аддитивной технологии. Технологические системы. 2017. № 3. С. 70–81.
- Zhemanuk, P., Klochikhin, V., Naumyk, V., Rud, N. Effect of the powder fusion vector on the properties of samples, manufactured by additive technology. Materials Science and Technology 2018, MS and T 2018. P. 105–112.
- Авиационные материалы: справочник / под ред. Р. Е. Шалина. 6-е изд. перераб. и доп. М.: ОНТИ, 1989. С. 182–193.
- Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1976. С. 107–137.

Надійшла 19.02.2021

References

- Shalin, R. E., Svetlov, I. L., Kachanov, E. B. et al. (1997). Single crystals of nickel heat-resistant alloys. М.: Mashinostroenie. 336 p. [in Russian].
- Tsivirko, É. I., Zhemanuk, P. D., Klochikhin, V. V., Naumik, V. V. and Lunev, V. V. (2001). Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys. Metal Science and Heat Treatment. No. 10, 13–17. [in English].
- Ilyin, A. A., Garanin, S. V., Koshkin, V. V., Filatov, A. A. (2007). Experience in using prototyping technology for the manufacture of parts for aircraft units. Foundry. No. 6. P. 39–41. [in Russian].
- Balaka E. V. (2011). The main factors of influence on the process of forming parts with the help of layer-by-layer growing technologies (Rapid Prototyping). Visoki technologies in machine-building: zb. sciences. good. Kharkiv: NTU "KhPI". 2011. Iss. 1 (21). P. 29–36. [in Russian].
- Gnatenko, M. et al. (2019). Detecting the influence of heat sources on material properties when production aviation parts by a direct energy deposition method. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. No. 1 (12). P. 49–55. [in English].
- Gnatenko, M., Naumyk, V., Matkovska, M. (2019). Influence of sources of heating and protective gases on the properties of the material obtained by the direct deposition / MS and T 2019. Materials Science and Technology. P. 68–74. [in English].
- Hohmann, M., Brooks, G., Spiegelhauer, C. (2005). Production methods and applications for high-quality metal powders and sprayformed product/ Produktionsmethoden und Anwendungen für qualitativ hochwertige Metallpulver und spruhkompaktierte Halbzeuge. Stahl und Eisen, 125, no. 4. [in English].
- Tsantrizos, P. G. et al. Method of production of metal and ceramic powders by plasma atomization. Pat. US № 5707419, date of issue: 13 Jan 1998. [in English].
- Zlenko, M. A., Nagaitsev, M. V., Dovbysh, V. M. (2015). Additive technologies in mechanical engineering. A guide for engineers. Moscow: SSC RF FSUE "NAMI", 2015. 220 p. [in Russian].
- Yasa E. et al. (2011). The investigation of the influence of laser remelting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts. Rapid Prototyping Journal. Vol. 17. Iss. 5. P. 312–327. [in English].
- Klochikhin V. V., Rud N. D., Naumik V. V., Chigileichik E. V. (2017). Influence of the powder alloying vector on the properties of samples made by additive technology. Technological systems. No. 3. P. 70–81. [in Russian].
- Zhemanuk, P., Klochikhin, V., Naumyk, V., Rud, N. (2018). Effect of the powder fusion vector on

the properties of samples, manufactured by additive technology. Materials Science and Technology 2018, MS and T 2018. P. 105–112. [in English].

13. Aviation materials: reference book / ed. R. E. Shalina. 6th ed., Rev. and add. M.: ONTI, 1989. P. 182–193. [in Russian].
14. Sims Ch., Hagel V. (1976). Heat-resistant alloys. Moscow: Metallurgy, 1976. P. 107–137. [in Russian].

Received 19.02.2021

V. V. Klochikhin, PhD (Engin.); e-mail: tb.ugmet@motorsich.com

P. A. Kasay, Deputy Director; e-mail: motor@motorsich.com

K.B. Balushok, PhD (Engin.); Chief Engineer; e-mail: motor@motorsich.com

V.G. Shilo, the Head of the Department; e-mail: tb.ugmet@motorsich.com

***V.V. Naumyk**, Dr. Sci. (Engin.) Professor, Vice Rector; e-mail: vnaumyk@gmail.com

JSC Motor Sich,

*National University "Zaporizhzhya Polytechnic"

STUDY OF THE MATERIAL QUALITY OF SAMPLES OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING (SLM) METHOD FROM IN718 ALLOY POWDER

It was studied the quality of the material of the samples made of IN718 alloy by the method of selective laser melting (SLM) in different directions from the powder obtained by the centrifugal sputtering method. It was found that the mechanical properties at room temperature (20 °C) of IN718 alloy specimens (both horizontal and vertical) meet the requirements of AMS 5662M. Conducting heat treatment helps to increase and stabilize the mechanical properties. Vertical specimens are characterized by a slight decrease in strength (within the requirements of AMS 5662M) and an increase in plastic properties in comparison with the values of horizontal specimens. In this case, the mechanical properties of specimens from the IN718 alloy (both vertical and horizontal) at 20 °C significantly exceed the properties of the EP718-VD (ID) alloy. Short-term mechanical tests of samples after heat treatment at temperatures of 500, 600, and 700 °C showed that an increase in temperature leads to a decrease in the strength characteristics of the IN718 alloy. The mechanical properties of IN718 alloy specimens (both vertical and horizontal) at 500, 600, and 700 °C exceed the properties of EP718-VD (ID) alloy at the indicated temperatures. The heat-resistant properties of heat-treated samples (both horizontal and vertical) meet the requirements of AMS 5662M. The time to destruction is ~7.8 times higher than the specified requirements. In this case, the values of the long-term strength of horizontal samples are ~1.7 times lower than that of vertical ones. The microstructure of samples fabricated by selective laser melting (SLM), before heat treatment, has a dendritic structure, is a Ni-Fe-Cr γ -solid solution with the presence of carbides and carbonitrides, which is characteristic of the IN718 alloy. In the microstructure of the samples under study (grown both in the XY and Z directions), there is a structural inhomogeneity caused by the formation of grains elongated in the growth direction of the sample, as well as zones of layer-by-layer fusion. Heat treatment contributes to obtaining a more uniform structure due to the equalization of the chemical composition between the zones of layer-by-layer melting. With an increase in the temperature of short-term mechanical tests to 700 °C, some coarsening of the structure occurs due to coagulation of intermetallic phases.

Keywords: selective laser fusion, heat treatment, mechanical properties, heat-resistant properties, macrostructure, microstructure.