

В. В. Ключихін, канд. техн. наук; e-mail: tb.ugmet@motorsich.com**П. А. Касай**, зам. ген. директора; e-mail: motor@motorsich.com**О. О. Педаш**, нач. відділу; e-mail: tb.ugmet@motorsich.com**В. В. Наумик***, д-р техн. наук, проф., проректор;
e-mail: vnaumyk@gmail.com; ORCID 0000-0002-0657-451

АТ «Мотор Січ», (Запоріжжя, Україна)

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

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛУ ЗРАЗКІВ, ВИРОЩЕНИХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕННЯ З ПОРОШКУ СПЛАВА IN718 ПІСЛЯ ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ ТА НАСТУПНОЇ ТЕРМООБРОБКИ

Проведено дослідження структури та властивостей матеріалу зразків, виготовлених зі сплаву IN718 методом селективного лазерного сплавлення в різних напрямках з порошку, отриманого методом відцентрового розпилення IN718 після гарячого ізо статичного пресування та подальшої термообробки. Встановлено, що проведення термообробки та гарячого ізо статичного пресування сприяє підвищенню та стабілізації властивостей міцності. Після проведення операції гарячого ізо статичного пресування та подальшої термообробки спостерігається підвищення пластичних характеристик матеріалу та модуля Юнга (E). При цьому механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних), випробуваних при 20 °C, значно перевищують властивості сплаву ЕП718ВД (ІД). Матеріал зразків до проведення операції гарячого ізо статичного пресування (як у горизонтальних, так і вертикальних) характеризується наявністю мікропористості з розміром пор до ~10 мкм, а також локальних несучільностей на межі розділу зі сферичними частинками. Крім того, у зразках є оксидні вклучення розміром до ~15 мкм горизонтальних зразках та до ~30 мкм - у вертикальних. Проведення операції гарячого ізо статичного пресування з подальшою термообробкою сприяє практично повному «заліковуванню» пор та мікронесучільностей, зосереджених у внутрішніх об'ємах металу. При цьому в зонах «заліковування» виявлено глобулярні та (або) плівкові оксиди. Мікроструктура матеріалу досліджених зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення після термообробки, а також після проведення операції гарячого ізо статичного пресування та подальшої термообробки за вказаними режимами характерна для сплаву IN718 в нормально термообробленому стані. Термічна обробка сприяє отриманню більш однорідної структури за рахунок вирівнювання хімічного складу між зонами поширеного сплавлення. Металографічними дослідженнями зразків зі сплаву IN718 встановлено, що при підвищенні температури короточасних механічних випробувань до 700 °C відбувається деяке огрубіння структури внаслідок коагуляції інтерметалідних фаз, що явно призвело до деякого зниження, в основному, характеристик міцності.

Ключові слова: селективне лазерне сплавлення (СЛС), гаряче ізо статичне пресування (ГІП), термічна обробка, механічні властивості, макроструктура, мікроструктура.

Вступ

Більшість деталей і заготовок для сучасних силових агрегатів авіаційного та енергетичного машинобудування виготовляється методами лиття з жароміцних та жаростійких нікелевих сплавів. Основним недоліком при цьому є наявність суттєвих ліквіаційних та усадкових процесів, що призводить до хімічної неоднорідності виливків та зниження рівня фізико-механічних властивостей готових виробів. Ши-

роко поширеним є цілий комплекс технологічних методів впливу, таких як: при-
скорення охолодження виливка, спрямована кристалізація, і т. д., що дозволяють
зменшити негативний ефект від зазначених процесів [1].

На сьогодні все більше розповсюдженими стають адитивні технології виготов-
лення готових деталей (такі, як пошарове наплавлення, 3D-друк) [2–4].

Заготовки і деталі методом 3D-друку виготовляють з порошків різних сплавів з
розміром частинок від 20 до 100 мкм, які одержують методами газового розпилення
(gas atomization) або відцентрового розпилення (PREP – Plasma Rotation Electrode
Process) [5, 6]. За рахунок високої швидкості охолодження в процесі отримання сфе-
ричних гранул (більш ніж 100 К/сек) повністю виключається можливість ліквідації легу-
ючих елементів, що забезпечує хімічну однорідність матеріалу готового виробу [7, 8].

Побудова деталей в процесі 3D-друку здійснюється пошаровим сплавленням
порошку під дією лазерного або електронного променя, що переміщується в різних
напрямах системи координат XYZ. Проведеними дослідженнями було встановлено
[9], що кращим вектором побудови адитивних заготовок з урахуванням напружень,
що виникають в деталях в процесі експлуатації, є вісь Z.

Матеріали та методи

Раніше проведено дослідження складу, структури та властивостей зразків, ви-
готовлених методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) із порошку сплаву
Inconel 718 виробництва фірми «Sino Euro» (Китай), що пройшли термічну обробку
[10]. Дане дослідження присвячене вивченню якості матеріалу зазначених зразків
після проведення операції гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та подальшої
термообробки.

Вихідним матеріалом є порошок з жароміцного корозійностійкого нікелевого
сплаву IN718, отриманий методом відцентрового розпилення і призначений для об-
робки на установках для прямого лазерного сплавлення металів («EOS M400») [10].

Було виготовлено як циліндричні зразки ($\varnothing$ 14 мм) для випробувань на розтяг і
тривалу міцність (без надрізу та з надрізом), а також прямокутні з перетином ква-
драта ($\square$ 12 мм) – для випробувань на ударну в'язкість.

Побудову зразків здійснювали у напрямку ХУ (горизонтальному), а також у на-
прямку Z (вертикальному).

Дослідження проводили порівняно з аналогічним Ni–Fe–Cr деформованим
сплавом ЭП718-ВД (ІД) (ХН45МВТЮБР), призначеним для виготовлення високо-
навантажених деталей гарячої частини газотурбінних двигунів, що працюють при
температурах до 700 °С [11].

Хімічний склад досліджених зразків зі сплаву Inconel 718 (за винятком вмісту ніобію
5,62 %, за норми 4,75...5,50 %), відповідає вимогам AMS 5662M [10].

Досліджували механічні властивості зразків після проведення операції гарячого
ізостатичного пресування та подальшої термообробки відповідно до вимог технічних
умов на авіаційно-космічні матеріали AMS 5662M.

Процес гарячого ізостатичного пресування проводили за наступним режимом:
початковий тиск: 25 ± 5 МПа; нагрівання зі швидкістю $8...10$ °С/хв до температури
 1040 ± 10 °С (витримка 1 год), робочий тиск у СВД – 120 МПа; нагрівання зі швидкістю
 $3...5$ °С/хв до температури 1150 ± 10 °С (витримка 3...4 год), робочий тиск у СВД –
160 МПа; охолодження до температури 800 °С зі швидкістю $60...100$ °С/хв, далі – не
регламентовано.

Термічну обробку виконували в динамічному вакуумі за режимом: відпал на твердий
розчин при температурі 954 °С (1750 °F) протягом 1 год на 25 мм (0,98 °F) товщини;
охолодження у потоці аргону; старіння при температурі 718 °С (1325 °F) протягом 8 год;
повільне охолодження печі до температури до 621 °С (1150 °F); витримка за цієї тем-
ператури протягом сумарного часу зміцнення 18 год; охолодження у потоці аргону.

Результати та обговорення

Механічні властивості сплаву IN718 визначали на циліндричних і прямокутних
зразках, що пройшли відповідну обробку за вищевказаними режимами при темпе-
ратурах 20, 500, 600 і 700 °С.

Результати механічних випробувань наведено у таблицях 1, 2.

Таблиця 1

Механічні властивості зразків зі сплаву IN718, вирощених у напрямку ХУ

Стан матеріалу	$T_{\text{випр.}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кгс/мм}^2$	$\sigma_{0.2}, \text{кгс/мм}^2$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	KCU, $\text{кгс}\cdot\text{м/см}^2$	$E, \text{кгс/мм}^2$	HB ($d_{\text{отт}}, \text{мм}$)
До термообробки	20	110,9	80,2	24,0	32,5	13,75	20342	302(3,50)
		110,7	80,2	24,0	32,5	13,13	21991	302(3,50)
Після термообробки	20	153,7	129,1	20,0	26,0	–	19490	–
		153,0	130,6	17,3	25,1	–	32806	–
		–	–	–	–	3,63	–	429(2,95)
		–	–	–	–	3,69	–	429(2,95)
	500	134,4	99,3	22,8	25,1	–	20343	–
		134,2	97,1	18,7	23,0	–	18437	–
	600	131,1	109,8	14,9	18,7	–	16236	–
		131,3	111,3	16,0	19,0	–	17085	–
	700	128,0	108,3	12,5	19,5	–	15647	–
		126,2	108,1	14,0	18,3	–	19992	–
ГП + термообробка	20	142,5	119,7	22,6	36,0	–	22269	–
		142,1	119,0	22,0	36,0	–	22204	–
		–	–	–	–	5,88	–	401(3,05)
		–	–	–	–	5,12	–	415(3,00)
		–	–	–	–	6,00	–	415(3,00)
		–	–	–	–	–	–	–
	500	119,2	99,8	22,4	38,8	–	22759	–
		117,5	99,6	23,6	35,6	–	22448	–
	600	115,3	97,2	15,7	32,5	–	17135	–
		115,4	100,6	20,5	32,5	–	16175	–
	700	112,8	95,2	19,5	36,0	–	18800	–
		111,3	95,4	21,7	35,8	–	16712	–
Норми AMS 5662M (горизонтальні)	20	$\geq 127,6$	$\geq 103,4$	$\geq 12,0$	$\geq 15,0$	–		$\geq 331(\leq 3,35)$
Норми ТУ14-1-3905-85 – для сплаву ЕП718-ВД (ІД) (поздовжні)	20	$\geq 115,0$	$\geq 70,0$	$\geq 12,0$	$\geq 14,0$	$\geq 3,5$	20000	363(3,20)–293(3,55)
	500	110,0–114,0	70,0–76,0	12,0–24,0	15,0–40,0	$\geq 3,5$	16100	363(3,20)–293(3,55)
	600	110,–114,0	70,0–76,0	13,0–20,0	15,0–40,0	$\geq 3,5$	15600	363(3,20)–293(3,55)
	700	90,0–99,0	65,0–74,0	10,0–13,0	14,0–17,0	$\geq 3,5$	14900	363(3,20)–293(3,55)

Для порівняння у табл. 1 наведено норми ТУ14-1-3905-85 – для термооброблених поздовжніх прутків, виготовлених методом пластичної деформації зі сплаву ЕП718-ВД (ІД). Термообробка прутків із сплаву ЕП718-ВД (ІД) згідно з ТУ14-1-3905-85 проводиться за наступним режимом: гартування з температури 1100 °С, витримка 2 год, охолодження в масло; старіння при температурі 800 °С, витримка 5 год, охолодження на повітрі; старіння при температурі 700 °С, витримка 16 год, охолодження на повітрі.

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

Випробування зразків (як горизонтальних, так і вертикальних) при кімнатній температурі (20 °С) показало, що проведення термообробки сприяє підвищенню та стабілізації властивостей міцності [10]. Після проведення операції гарячого ізостатичного пресування та подальшої термообробки (ГП + т/о) спостерігається підвищення пластичних характеристик матеріалу та модуля Юнга (E).

Таблиця 2

Механічні властивості зразків зі сплаву IN718, вирощених у напрямку Z

Стан матеріалу	$T_{\text{випр.}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кгс/мм}^2$	$\sigma_{02}, \text{кгс/мм}^2$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	KCU, $\text{кгс}\cdot\text{м/см}^2$	$E, \text{кгс/мм}^2$	HB ($d_{\text{опт}}, \text{мм}$)
До термообробки	20	102,1	68,6	30,0	36,0	16,30	16104	285(3,60)
		101,7	68,2	28,0	39,0	15,10	16698	277(3,65)
Після термообробки	20	143,6	124,5	8,0	11,7	–	29365	–
		145,2	125,9	15,2	11,2	–	24829	–
		–	–	–	–	3,80	–	444(2,90)
		–	–	–	–	3,38	–	401(3,05)
		–	–	–	–	4,75	–	429(2,95)
	500	129,0	108,7	25,0	29,3	–	17946	–
		127,9	107,9	23,6	29,3	–	18062	–
	600	125,3	104,8	22,0	32,5	–	15613	–
		123,6	104,3	17,8	29,5	–	15581	–
	700	115,7	101,9	17,0	32,5	–	23154	–
		120,0	100,0	16,0	29,5	–	14389	–
ГП + термообробка	20	137,4	109,7	22,6	36,0	–	30381	–
		137,8	118,6	22,0	36,0	–	32633	–
		–	–	–	–	6,50	–	401(3,05)
		–	–	–	–	6,10	–	388(3,10)
		–	–	–	–	6,40	–	401(3,05)
	500	116,7	99,5	23,8	35,8	–	18927	–
		115,5	99,4	23,6	35,8	–	20345	–
	600	112,5	94,9	23,0	36,0	–	17146	–
		114,1	95,5	24,0	36,0	–	16276	–
	700	106,7	90,6	24,1	32,8	–	17663	–
		108,8	92,7	19,1	37,6	–	18223	–

Примітка. Норми AMS 5662M (горизонтальні) для сплаву IN718 і TУ14-1-3905-85 для сплаву ЕП718-ВД (ІД) (поздовжні) наведено в табл. 1

Встановлено, що для вертикальних зразків (вирощених у напрямку Z) характерне деяке зниження властивостей міцності (σ_b , σ_{02} – у межах вимог AMS 5662M) та підвищення пластичних (δ , Ψ , KCU), порівняно зі значеннями горизонтальних зразків (вирощених у напрямі ХУ).

Слід зазначити, що механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, і горизонтальних), випробуваних при 20 °С, значно перевищують властивості сплаву ЕП718-ВД (ІД).

Провели короточасні випробування механічних властивостей при температурах 500, 600 та 700 °С зразків після ГП та подальшої термообробки.

Встановлено, що підвищення температури випробування призводить до зниження, в основному, значень міцності досліджуваного матеріалу (див. табл. 1, 2).

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

При вивченні будови зламів після руйнування розривних та ударних зразків, вирощених у напрямках ХУ (горизонтальні) та Z (вертикальні), встановлено їхню дрібнозернисту будову (рис. 1...3). Чашкова будова поверхні руйнування на розривних зразках і наявність скосів на ударних свідчать про досить високу пластичність досліджуваного матеріалу в стані побудови. Проведення термічної обробки за вказаним вище режимом сприяє деякому зниженню пластичності металу (особливо на вертикальних зразках).

Встановлено, що в процесі термічної обробки та операції гарячого ізостатичного пресування відбувається вирівнювання структури між зонами пошарового сплавлення.

Макроструктура зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення

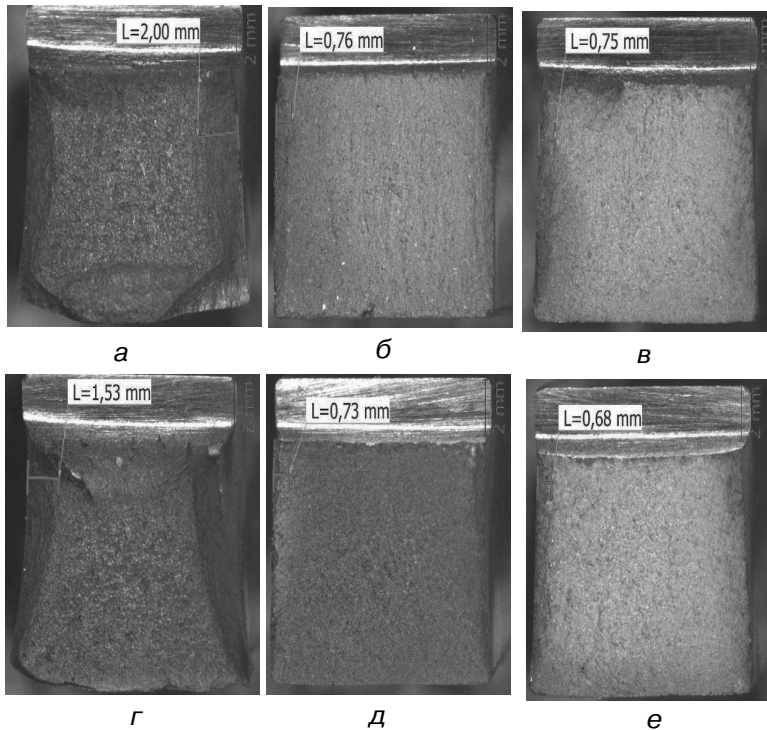


Рис. 1. Будова зламів ударних зразків зі сплаву IN718, отриманих методом селективного ударного лазерного сплавлення (СЛС) з порошку виробництва фірми «Sino Euro» (Китай), вирощених у напрямку ХУ (а, б, в) та в напрямку Z (г, д, е), $\times 6,5$: а, г – до термообробки; б, д – після термообробки; в, е – після операції гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та термообробки

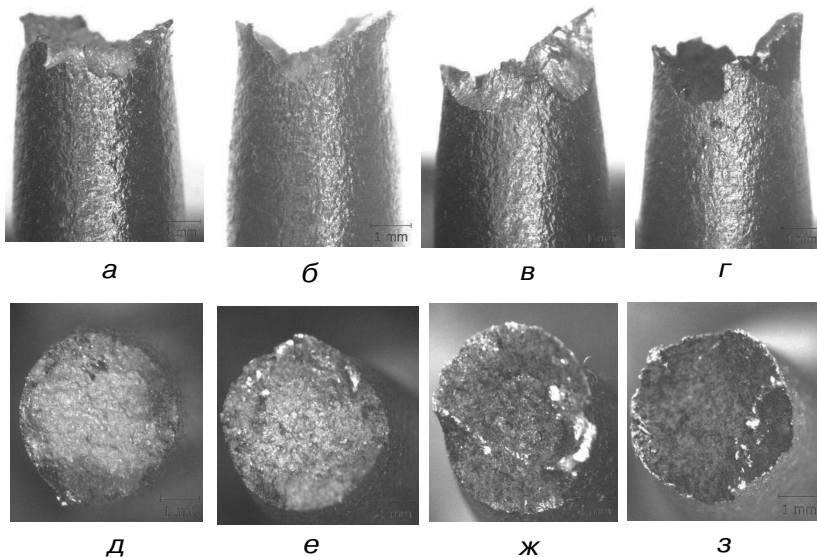


Рис. 2. Зона руйнування (а, б, в, г) та будова зламів (д, е, ж, з) розривних зразків зі сплаву IN718, вирощених у напрямку ХУ (після операції ГІП та подальшої термообробки) після випробувань при різних температурах, $\times 10$: а, д – 20 °C; б, е – 500 °C; в, ж – 600 °C; г, з – 700 °C

лення (СЛС) після проведення операції гарячого ізостатичного пресування та подальшої термообробки (ГІП + т/о), також щільна, однорідна, характеризується

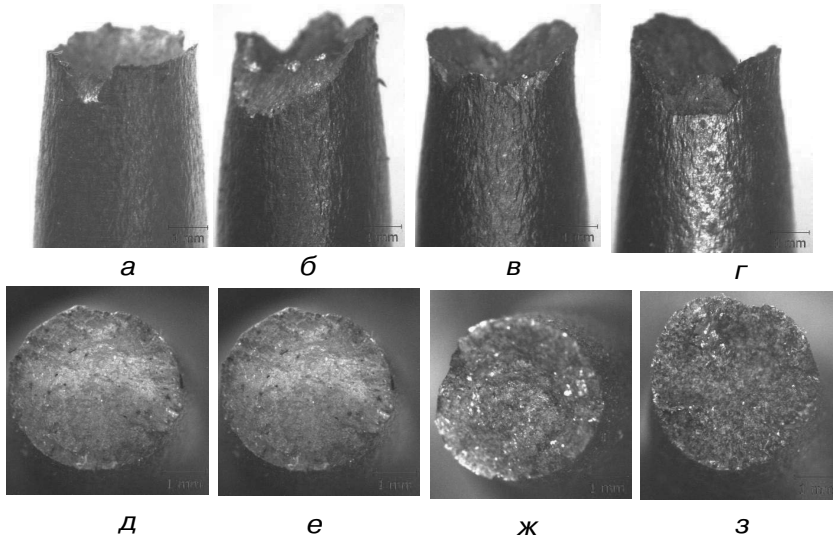


Рис. 3. Зона руйнування (а, б, в, г) та будова зламів (д, е, ж, з) розривних зразків зі сплаву IN718, вирощених у напрямку Z (після операції ГП та подальшої термообробки) після випробувань при різних температурах, $\times 10$: а, д – 20 °C; б, е – 500 °C; в, ж – 600 °C; г, з – 700 °C

дрібнозернистою будовою, як і в зразках, що не проходили означених операцій [10], макрозерна у структурі зразків витягнуті у напрямку зростання зразка.

Металографічними дослідженнями встановлено, що проведення операції гарячого ізостатичного пресування (ГІП) з подальшою термообробкою за вказаними вище режимами сприяє практично повному «заліковуванню» пор та мікронесуцільностей, зосереджених у внутрішніх об'ємах металу. При цьому в зонах «заліковування» виявлено глобулярні та (або) плівкові оксиди (рис. 4).

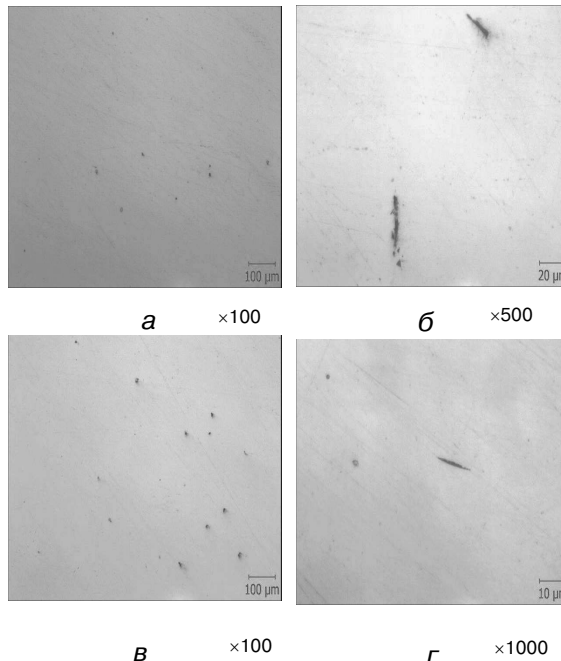


Рис. 4. Зони «заліковування» у зразках, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) зі сплаву IN718, після проведення операції ГІП та подальшої термообробки: а, б – вирощених у напрямку ХУ; в, г – вирощених у напрямку Z

Після проведення термообробки за вказаним вище режимом у структурі спостерігається виділення зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази, з наявністю карбідів, карбонітрідів та виділень δ -фази, що характерно для сплаву IN718 у нормально термообробленому стані [10]. При цьому слід зазначити, що зміцнення сплаву IN718 досягається, в основному, за рахунок виділення впорядкованої γ'' (Ni_3Nb)-фази з о.ц.т. структурою [12]. В процесі термічної обробки відбувається вирівнювання структури між зонами пошарового сплавлення.

Мікроструктура сплаву IN718 після проведення операції гарячого ізостатичного пресування (ГІП) з подальшою термообробкою за вищевказаними режимами є більш однорідною за рахунок гомогенізації твердого розчину (рис. 5).

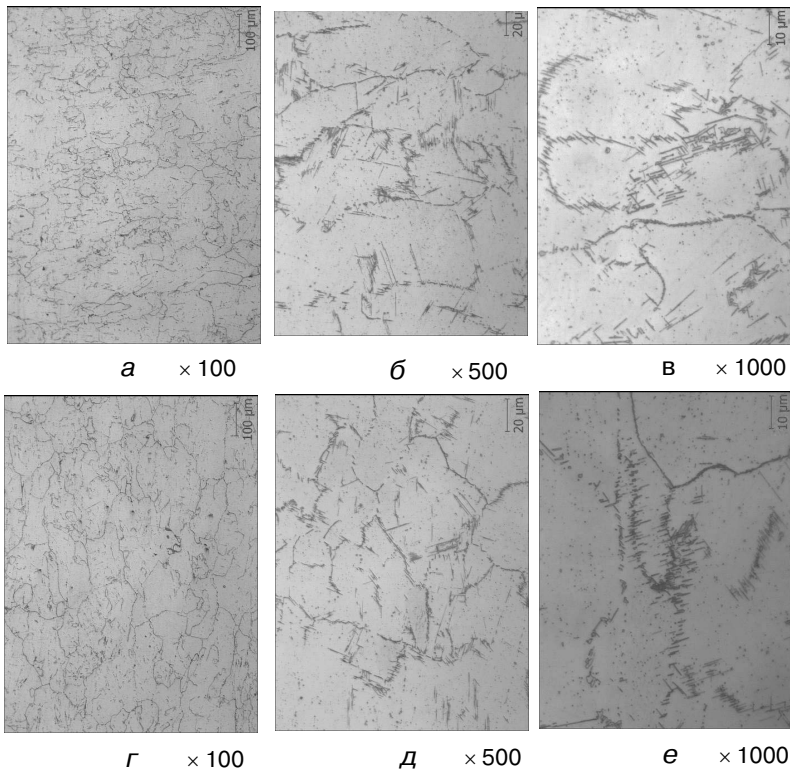


Рис. 5. Мікроструктура зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) із сплаву IN718 після проведення операції гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та подальшої термообробки: а, б, в – вирощених у напрямку ХУ; г, д, е – вирощених у напрямку Z

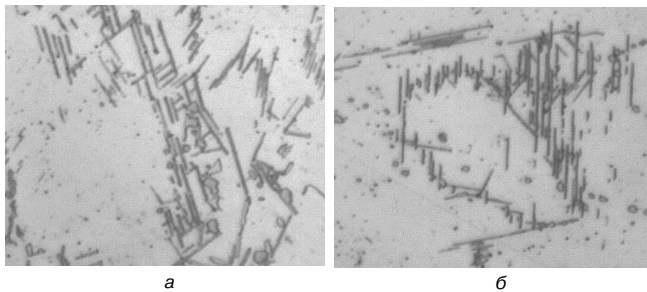


Рис. 6. Надлишкова δ -фаза у матеріалі зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) зі сплаву IN718, після проведення операції гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та подальшої термообробки, $\times 1500$: а – вирощених у напрямку ХУ; б – вирощених у напрямку Z

Затвердіння сплавів

Надлишкова δ -фаза зростає на виділеннях γ'' -фази у вигляді паралельних пластин на межах зерен та всередині них [12] (рис. 6).

Металографічними дослідженнями зразків зі сплаву IN718, що пройшли операцію гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та подальшу термообробку (як і у разі застосування тільки термічної обробки) після проведення короткочасних випробувань механічних властивостей при температурах 500, 600 та 700 °С, також встановлено огрубіння структури внаслідок коагуляції інтерметалідних фаз, що явно призвело до деякого зниження, в основному, характеристик міцності (рис. 7).

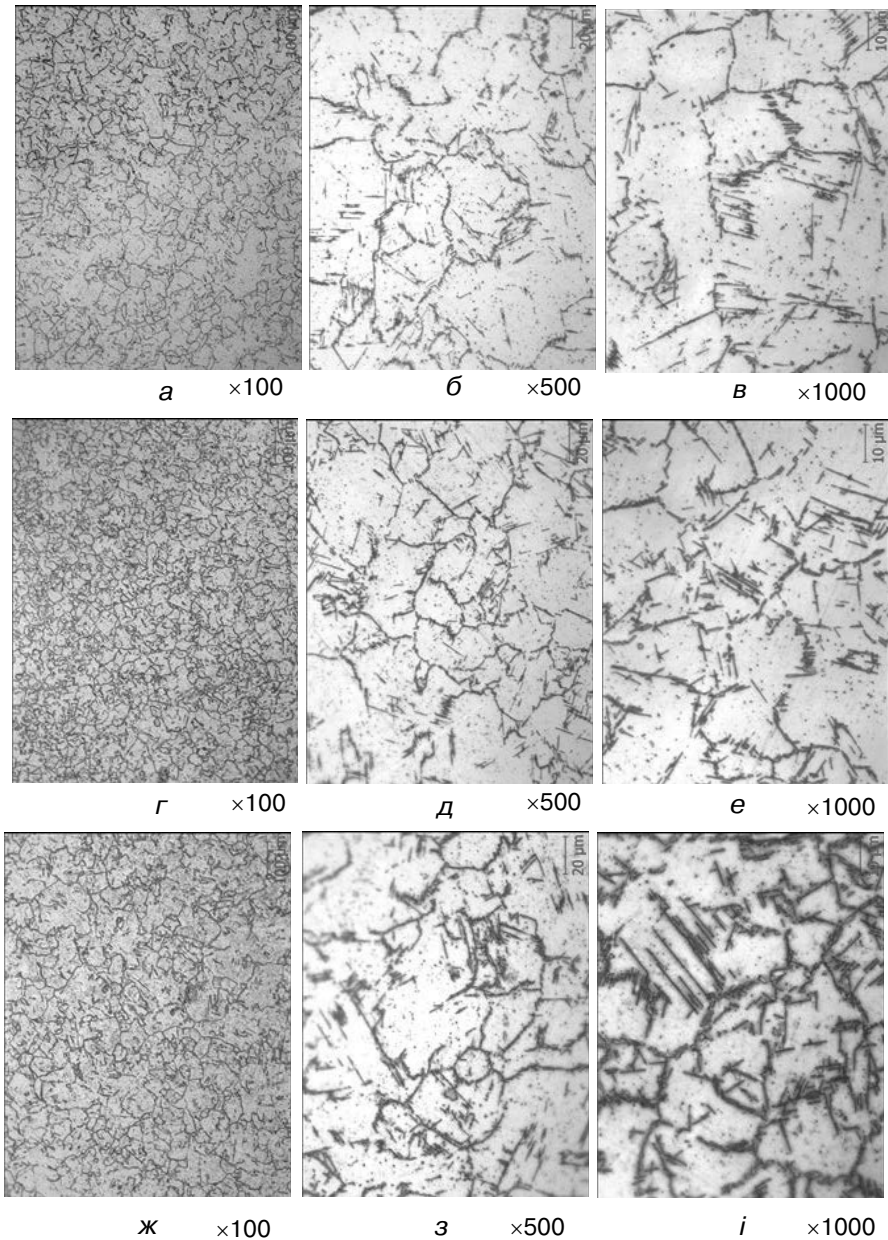


Рис. 7. Мікроструктура зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) зі сплаву IN718, що пройшли операцію гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та подальшу термообробку, після механічних випробувань при різних температурах: а, б, в – 500 °С; г, д, е – 600 °С; ж, з, і – 700 °С

Висновки

- Хімічний склад зразків, виготовлених зі сплаву Inconel (IN718) методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) на установці «EOS M400» із порошку виробництва фірми «Sino Euro» (Китай) (за винятком вмісту ніобію 5,62 %, за норми 4,75...5,50 %), відповідає вимогам AMS 5662M.

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

Проведення термообробки та гарячого ізостатичного пресування (ГІП) сприяє підвищенню та стабілізації властивостей міцності. Після проведення операції гарячого ізостатичного пресування та подальшої термообробки (ГІП + т/о) спостерігається підвищення пластичних характеристик матеріалу та модуля Юнга (Е).

Встановлено, що для вертикальних зразків (вирощених у напрямку Z) характерне деяке зниження властивостей міцності (σ_b , σ_{02} – у межах вимог AMS 5662M) та підвищення пластичних (δ , Ψ , KCU) порівняно зі значеннями горизонтальних зразків (вирощених у напрямі XY).

При цьому механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних), випробуваних при 20 °C, значно перевищують властивості сплаву EP718-ВД (ІД).

- Короткочасні випробування механічних властивостей зразків після термообробки при температурах 500, 600 і 700 °C показали, що підвищення температури випробування призводить до зниження, в основному, значень міцності сплаву IN718. Механічні властивості зразків зі сплаву IN718 (як вертикальних, так і горизонтальних), випробуваних при 500, 600 та 700 °C, перевищують властивості сплаву EP718-ВД (ІД) при зазначених температурах.

- Макроструктура зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (СЛС), після гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та термообробки – щільна, однорідна, характеризується дрібнозернистою будовою з наявністю макрозерен, витягнутих у напрямку зростання зразка.

- Матеріал зразків до проведення операції гарячого ізостатичного пресування (як у горизонтальних, так і вертикальних) характеризується наявністю мікропористості з розміром пор до ~10 мкм, а також локальних несучільностей на межі розділу зі сферичними частинками. Крім того, у зразках спостерігаються оксидні включення розміром до ~15 мкм у горизонтальних зразках та до ~30 мкм – у вертикальних.

- Проведення операції гарячого ізостатичного пресування (ГІП) з подальшою термообробкою за наведеними режимами сприяє практично повному «заліковуванню» пор та мікронесучільностей, зосереджених у внутрішніх об'ємах металу. При цьому в зонах «заліковування» виявлено глобулярні та (або) плівкові оксиди.

- Мікроструктура матеріалу досліджених зразків, виготовлених методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) після термообробки, а також після проведення операції гарячого ізостатичного пресування та подальшої термообробки (ГІП + т/о) за наведеними режимами характерна для сплаву IN718 в нормально термообробленому стані. Термічна обробка сприяє отриманню більш однорідної структури за рахунок вирівнювання хімічного складу між зонами пошарового сплавлення.

- Металографічними дослідженнями зразків зі сплаву IN718, що пройшли операцію гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та подальшу термообробку (як і у разі застосування тільки термічної обробки), після проведення короткочасних випробувань механічних властивостей при температурах 500, 600 та 700 °C, з підвищенням температури випробування також встановлено огрубіння структури внаслідок коагуляції інтерметалідних фаз, що явно призвело до деякого зниження, в основному, характеристик міцності.

Список літератури

- 1 Шалин, Р. Е., Светлов, И. Л., Качанов, Е. Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
- 2 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.
- 3 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.
- 4 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. № 1 (12). 49–55.
- 5 Hohmann, M., Brooks, G., Spiegelhauer, C. Production methods and applications for high-quality metal powders and sprayformed product. Produktions methoden und Anwendungen fur qualitativ hochwertige Metallpulver und spruhkompaktierte Halbzeuge. *Stahl und Eisen*, 125 (2005). № 4. 125 p.
- 6 Tsantrizos, P. G. et. al. Method of production of metal and ceramic powders by plasma atomization. Pat. US № 5707419, date of issue: 13 Jan1998.
- 7 Зленко, М.А., Нагайцев, М.В., Довбыш, В.М. Аддитивные технологии в машиностроении. Пособие для инженеров. М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. 220 с.
- 8 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.
- 9 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.
- 10 Клочихін, В.В., Касай, П. О., Балушок, К. Б., Шило, В. Г., Наумик В. В. Дослідження якості матеріалів зразків, отриманих методом селективного лазерного сплавлення (SLM) з порошку сплаву IN718. *Процеси лиття*. 2021. № 2 (14413), С. 13–23.
- 11 Авиационные материалы [Текст]: справочник / Под ред. Р.Е. Шалина. 6-е изд., перераб. и доп. М.: ОНТИ, 1989. С. 182–193.
- 12 Симс, Ч. Жаропрочные сплавы [Текст] / Ч. Симс, В. Хагель. М.: Металлургия, 1976. С. 107–137.

Надійшла 10.01.2022

References

- 1 Shalin, R. E., Svetlov, I. L., Kachanov, E. B., et al. (1997). Single crystals of nickel heat-resistant alloys. M.: Mashinostroenie, 336 p.
- 2 Ilyin, A. A., Garanin, S. V., Koshkin, V. V., Filatov, A. A. (2007). Experience in using prototyping technology for the manufacture of aircraft parts. *Foundry*. No. 6. S. 39–41.
- 3 Balaka, E. V. (2011). The main factors of influence on the process of shaping parts using the technology of layer-by-layer growth (Rapid Prototyping). High technologies in machine-building: sb. Sciences. prats. Kharkiv: NTU "KhPI". VIP. 1 (21). pp. 29–36
- 4 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). 49–55.
- 5 Hohmann, M., Brooks, G., Spiegelhauer, C. (2005). Production methods and applications for high-quality metal powders and sprayformed product. Produktions methoden und Anwendungen fur qualitativ hochwertige Metallpulver und spruhkompaktierte Halbzeuge. *Stahl und Eisen*, 125. No 4. 125 p.
- 6 Tsantrizos, P. G. et. al. Method of production of metal and ceramic powders by plasma atomization. Pat. US № 5707419, date of issue: 13 Jan1998.

- 7 Zlenko, M.A., Nagaitsev, M.V., Dovbysh, V.M. (2015). Additive technologies in mechanical engineering. Handbook for engineers. M.: SSC RF FSUE "NAMI", 220 p.
- 8 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.
- 9 Klochikhin, V. V., Rud, N. D., Naumik, V. V., Chigileichik, E. V. (2017). Influence of the powder fusion vector on the properties of samples made by additive technology. *Technological systems*. No. 3. P. 70–81.
- 10 Klochikhin, V. V., Kasai, P. O., Balushok, K. B., Shilo, V. G., Naumik, V. V. (2021). Investigation of the quality of the material of the samples obtained by the method of selective laser fusion (SLM) from IN718 alloy powder. *Casting processes*. No. 2 (14413), pp. 13–23.
- 11 Aviation materials [Text]: reference book / Ed. R.E. Shalina. 6th ed., revised. and additional M.: ONTI, 1989. S. 182–193.
- 12 Sims, C. Heat-resistant alloys [Text] / C. Sims, W. Hagel. Moscow: Metallurgiya, 1976, pp. 107–13

Received 10.01.2022

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

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

O. O. Pedash, Head of the Department; e-mail: tb.ugmet@motorsich.com

V. V. Naumyk*, Dr. Sci. (Engin.), Professor; Vice-Rector; e-mail: vnaumyk@gmail.com;
ORCID 0000-0002-0657-451

JSC «Motor Sich» (Zaporizhzhia, Ukraine)

*Zaporizhzhya Polytechnic National University (Zaporizhzhia, Ukraine)

STRUCTURE AND PROPERTIES OF MATERIAL OF SAMPLES, CULTIVATED BY SELECTIVE LASER MELTING OF IN718 ALLOY POWDER AFTER HOT ISOSTATIC PRESSING AND SUBSEQUENT HEAT TREATMENT

The structure and properties of the material of the samples made of IN718 alloy by selective laser melting (SLM) in different directions from the powder obtained by centrifugal spraying of IN718 after hot isostatic pressing (HIP) and subsequent heat treatment was studied. It is established that heat treatment and hot isostatic pressing (ISP) helps to increase and stabilize the strength properties. After the operation of hot isostatic pressing (HIP) and subsequent heat treatment there is an increase in the plastic characteristics of the material and the Young's modulus (E). The mechanical properties of the samples of IN718 alloy (both vertical and horizontal) tested at 20 °C significantly exceed the properties of the alloy ЕП718-ВД (ІД). The material of the samples before the operation of hot isostatic pressing (both horizontal and vertical) is characterized by the presence of microporosity with a pore size up to ~10 μm, as well as local inconsistencies at the interface with spherical particles. In addition, the samples have oxide inclusions up to ~15 μm in horizontal samples and up to ~30 μm in vertical samples. Carrying out the operation of hot isostatic pressing (HIP) with subsequent heat treatment contributes to almost complete "healing" of pores and microcontinuities concentrated in the internal volumes of the metal. At the same time, globular and (or) film oxides were detected in the "healing" zones. The microstructure of the material of the investigated samples made by the method of selective laser melting (SLM) after heat treatment, as well as after hot isostatic pressing (HIP) and subsequent heat treatment according to these modes is typical for IN718 alloy normally heat-treated state. Heat treatment contributes to a more homogeneous structure due to the alignment of the chemical composition between the zones of layered fusion. Metallographic studies of IN718 alloy samples showed that when the temperature of short-term mechanical tests increased to 700 °C there is some coarsening of the structure due to coagulation of intermetallic phases, which clearly led to some decrease, mainly strength characteristics.

Keywords: selective laser melting (SLM), hot isostatic pressing (HIP), heat treatment, mechanical properties, macrostructure, microstructure.