



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 80699

(13) C2

(51) МПК (2006)
C22C 19/05МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІОПИС
ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

(54) ЛИВАРНИЙ ЖАРОМІЦНИЙ КОРОЗІЙНОСТІЙКИЙ СПЛАВ

1

2

(21) 20041008594

(22) 21.10.2004

(24) 25.10.2007

(72) АНДРІЄНКО АНАТОЛІЙ ГЕОРГІЙОВИЧ, UA,
ГАЙДУК СЕРГІЙ ВАЛЕНТИНОВИЧ, UA,
КОЛОМОЙЦЕВ ОЛЕКСАНДР ГЕОРГІЙОВИЧ, UA,
СКЛЯРЕВСЬКА ВІКТОРІЯ МИКОЛАЇВНА, UA,
ШМИРКО ВІРА ІВАНІВНА, UA, МИХАЙЛОВ
СЕРГІЙ БОРИСОВИЧ, UA, ПЕТРИК ІГОР
АНДРІЙОВИЧ, UA, ЧЕРЕП ВАДИМ ФЕДОРОВИЧ,
UA, КОНОНОВ ВІТАЛІЙ ВЛАДИСЛАВОВИЧ, UA(73) ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ, UA(56) UA, 73989, C2, дата подання 17.12.2002
SU, 426537, 23.02.1977
SU, 1067844, A, 14.04.1982
RU, 2088685, C1, 27.08.1997
GB, 1409628, 08.10.1975
EP, 0709477, A1, 01.05.1996
US, 5330711, 19.06.1994
US, 3459545, 05.08.1969
US, 3902862, 02.09.1975
US, 3619182, 09.11.1971
US, 6416596, B1, 09.07.2002Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных
двигателей. - М.: МИСИС, 2001. - С. 56 - 57(57) Ливарний жароміцний корозійностійкий сплав,
який призначений для одержання деталей з
направленою структурою, що містить вуглець,
хром, кобальт, вольфрам, молібден, титан,
алюміній, бор, нікель, який **відрізняється** тим,
що додатково містить тантал, ніобій, цирконій у
наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

вуглець	0,06-0,10
хром	13,2-13,8
кобальт	8,7-9,3
вольфрам	3,7-4,3
молібден	1,3-1,7
титан	4,6-5,0
алюміній	3,4-4,0
тантал	2,4-3,0
ніобій	0,5-0,9
цирконій	0,010-0,030
бор	0,010-0,020
нікель	решта.

Цей винахід належить до галузі металургії,
зокрема до виробництва жароміцних
корозійностійких сплавів, що призначені для
одержання литих деталей газотурбінних двигунів
(ГТД) методом направленої кристалізації і
працюють в умовах високотемпературного впливу
агресивних середовищ, наприклад, робочих
лопаток.

Наприклад, відомий жароміцний
корозійностійкий сплав IN-738, що був створений
американською фірмою «General Electric» для
одержання виливків з рівноосьовою структурою.
Сплав має механічні, корозійні і технологічні
параметри, що відповідають усім вимогам до
сплавів цього класу. Однак, не зважаючи на те, що
розвиток і впровадження в виробництво нових
матеріалів та технологій постійно
удосконалюється, сплав IN-738 все ще

застосовується до теперішнього часу не тільки з
рівноважною але й з направленою структурою.
Нікелевий сплав IN-738 з підвищеною стійкістю до
гарячої корозії, призначений для одержання
лопаток ГТД методом рівноважної кристалізації (РК)
[IN-738. High temperature alloy //Alloy Digest.-1972.-
Apr.-P.H-12], (в мас. %):

Вуглець	0,15-0,2
Хром	15,70-16,30
Молібден	1,50-2,00
Вольфрам	2,40-2,80
Алюміній	3,20-3,70
Титан	3,20-3,70
Кобальт	8,00-9,00
Тантал	1,50-2,00
Ніобій	0,60-1,10
Цирконій	0,05-0,15
Бор	0,005-0,015

(13) C2

(11) 80699

UA

Нікель

Жароміцні сплави (ЖС), призначені для рівноосової кристалізації практично не дають помітного приросту жароміцності при направленій кристалізації (НК). Для цих сплавів не вдається забезпечити досить високий рівень виходу придатного лиття по макроструктурі. Таким чином, використання цього класу сплавів для направленої кристалізації є недоцільним. Вирішення проблеми підвищення експлуатаційних характеристик лопаток, виконаних з жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву, вимагає одночасного вирішення питань коректування хімічного складу і розробку технології одержання великогабаритних виливків методом НК. Цей комплекс заходів істотно підвищує схильність жароміцних сплавів до формування направленої структури, а також дозволяє збільшити вихід придатного лиття за макроструктурними параметрами.

Впровадження у виробництво сплаву, призначеного для одержання деталей ГТД методом НК дозволяє:

- збільшити довговічність роботи деталей, зокрема робочих лопаток, на 20-30% в порівнянні з рівноважною структурою;
- підвищити структурну і фазову стабільність;
- підвищити робочу температуру роботи лопаток на 30-50 С;
- знизити витрати повітря на охолодження лопаток на 30%;
- скоротити витрати палива приблизно на 1%;
- розвивати промислову базу України впровадженням нових жароміцних матеріалів і сучасних технологічних процесів формування структури.

Найбільш близьким за технічною суттю і результатом, що досягається, є жароміцний корозійностійкий сплав ЗМІ-3 (ХН64ВМКЮТ), розроблений кафедрою «Фізичного матеріалознавства» (авт. свід. № 1067844, СРСР, МКИ, С22С 19/05, заяв. 14.04.82, друк. 08.10.83) на нікелевій основі, що містить (у мас. %):

Вуглець	0,06-0,10
Хром	12,5 - 14,0
Кобальт	5,0 - 6,0
Вольфрам	4,0 - 8,0
Молибден	0,5 - 2,0
Алюміній	2,6 - 3,3
Титан	4,5 - 5,3
Бор	0,010 - 0,020
Ніобій	<0,10
Цирконій	0,01-0,02
Нікель	решта.

Цей сплав призначено для одержання литих деталей методом РК. Довготривала міцність і корозійна стійкість сплаву досягає своєї межі для цього класу жароміцних матеріалів. Сплав має незначну схильність до утворення несприятливих ТНУ- фаз на тривалій базі старіння для гранично легуваних композицій. Широкий температурний інтервал кристалізації сплаву істотно утруднює можливість одержання виливків з направленою стовпчастою структурою. Схема легування сплаву ЗМІ-3 не дозволяє оптимально реалізувати всі

ресурсотенційні можливості механічних властивостей, структурної стабільності і деяких технологічних параметрів, що є важливими для одержання виливків з направленою структурою.

Сплав ЗМІ-3 після термічної обробки, що включає гомогенізаційне відпалювання при 1180°С протягом 4 годин, охолодження і витримку при 1050°С протягом 4 годин і наступне старіння при 850°С протягом 24 годин, має структуру, що містить карбіди МС+М₂₃С₆ та боріди МзВ₂ (0,6-0,8%), γ- фазу (44-48%). Через недостатню кількість γ - фази, монокарбідної фази (МС) і надлишкової присутності карбідів типу Cr₂₃С₆ у мікроструктурі сплаву спостерігається термічна нестабільність, що підвищує схильність сплаву до утворення несприятливих фаз, типу σ- фази на базі 5000 годин. Деталі ГТД, виготовлені з відомого сплаву, мають ресурс роботи не більш 20 тисяч годин. Для підвищення працездатності деталей треба як удосконалення технології одержання виливків з направленою структурою заданої кристалографічної орієнтації, так і коректування хімічного складу сплаву ЗМІ-3.

Основним завданням цього винаходу є створення жароміцного корозійностійкого сплаву, призначеного для одержання литих деталей з направленою структурою, поліпшення технологічних властивостей, підвищення характеристик жароміцності, пластичності, корозійної стійкості під час тривалого впливу агресивних середовищ.

Зазначений технічний результат досягається тим, що в сплаві, що заявляється, є вуглець, хром, кобальт, молибден, вольфрам, алюміній, титан, ніобій, тантал, бор, нікель та передбачається таке співвідношення компонентів (у мас. %)

Вуглець	0,06-0,10
Хром	13,2-13,8
Кобальт	8,7 - 9,3
Вольфрам	3,7-4,3
Молибден	1,3 -1,7
Титан	4,6 - 5,0
Алюміній	3,4 - 4,0
Тантал	2,5 - 3,0
Ніобій	0,5 - 0,9
Цирконій	0,010-0,030
Бор	0,010-0,020
Нікель	решта.

Для досліджень на базі сплаву-прототипу були виготовлені зразки 5-ти варіантів експериментальних сплавів, хімічний склад яких наведено в таблиці 1. Сплави містять компоненти в кількостях, що відповідають:

- нижній межі, що заявляється - сплав № 1;
- верхній межі, що заявляється - сплав № 3;
- оптимальному співвідношенню, що є середнім значенням між нижньою і верхньою межами - сплав № 2 (ЗМІ-ЗНК);
- нижче нижньої межі, що заявляється, відповідає сплав № 4, де кількість вольфраму складає 3,4%, молибдену - 1,1%, ніобію - 0,3 %, а танталу -2,1%;
- вище верхньої межі, що заявляється, відповідає сплав № 5, де кількість вольфраму

складає 4,6% молібдену - 1,9%, ніобію - 1,1 %, а танталу - 3,3%;

Інші компоненти в складі сплавів № 4 і № 5 було взято в оптимальному співвідношенні, обумовленому, як середнє значення.

На підставі комплексних вивчень дослідних сплавів встановлено, що сумарна кількість танталу, ніобію, молібдену і вольфраму не повинна перевищувати 9,5 %. Концентрація азоту не повинна перевищувати (0,004 = 40 ppm), при переплавлянні (0,007 = 70 ppm). Концентрація кисню не повинна перевищувати (0,003 = 30 ppm). Фазовий склад жароміцного сплаву при цьому має бути таким:

твердий розчин (γ - матриця), γ' - фаза, (MC)- монокарбідна фаза при незначній кількості $M_{23}C_6$. Співвідношення титану до алюмінію в експериментальних сплавах повинно знаходитись в межах від 1,2 до 1,5. При одержанні виливків з монокристалічною структурою, кількість вуглецю, цирконію та бору в сплавах повинна бути знижена до нижньої межі легування. Сумарна концентрація цирконію і бору повинна добиратися залежно від того, для якого методу кристалізації призначено цей сплав.

структури й одночасного коректування хімічного складу сплаву ЗМІ-3.

Дослідні сплави були одержані у вигляді виливків вагою 10 кг у вакуумно-індукційній печі марки УППФ-2. На другому етапі виплавлялися циліндричні заготовки зразків діаметром 16 мм у вакуумно-індукційній установці для направленої кристалізації марки УВНК-8П. Швидкість кристалізації $V_{кр} = 7 \text{ мм/хв}$ досягалася шляхом занурення залитих форм у рідкий алюміній. Зростання кристалів у зразку здійснювалося за рахунок спеціального «запалу», у вигляді таблетки, що попередньо встановлювалася в кожну форму. Таблетка виготовлялася з бінарного сплаву Ni - W. Температура плавлення таблетки на 80-100°C вище, ніж у дослідних сплавах, що заливаються. «Запал» має кристалографічну орієнтацію [001] із припустимим відхиленням на кут 3-5°. Контроль виливків НК зразків за макроструктурою здійснювався шляхом травлення в розчині хлорного заліза. Контроль кристалографічної орієнтації (КТО) зразків робився на дифрактометрі типу ДРОН-3. Усі зразки мали до восьми орієнтованих зерен із припустимим відхиленням від основного напрямку на кут не більш як 10°. Потім виливки зразків оброблялися в вакуумі чи в нейтральній атмосфері відповідно до

Компоненти	Сплав №1	Сплав №2	Сплав №3	Сплав №4	Сплав №5	Прототип
Вуглець	0,060	0,080	0,100	0,080	0,080	0,060
Хром	13,2	13,5	13,80	13,5	13,5	12,50
Кобальт	8,70	9,00	9,30	9,00	9,00	8,00
Вольфрам	3,70	4,00	4,30	4,00	4,00	3,00
Молібден	1,30	1,50	1,70	1,50	1,50	0,50 - 2,00
Титан	4,60	4,80	5,00	4,80	4,80	4,50 - 5,30
Алюміній	3,40	3,70	4,00	3,70	3,70	2,60 - 3,30
Тантал	2,50	2,75	3,00	2,75	2,75	3,00
Ніобій	0,50	0,70	0,90	0,70	0,70	0,10
Цирконій	0,01	0,02	0,03	0,02	0,02	0,01
Бор	0,010	0,015	0,020	0,015	0,015	0,00250
Нікель	Решта	Решта	Решта	Решта	Решта	Решта

Введення у дослідні сплави більш сильніших карбидуотворювачів таких, як тантал та ніобій, дозволяє пригнітити механізм утворення низькотемпературної модифікації карбідів типу $Me_{23}C_6$, несприятливої морфології, стабілізувати твердий розчин (γ -матрицю), що помітно підвищує довготривалу міцність і пластичність, забезпечує структурну стабільність та необхідний комплекс технологічних властивостей. Це дозволяє використовувати сплав, що заявляється, для виготовлення великогабаритних робочих лопаток енергетичних і газових турбін, одержуваних методом НК. Практично, кількість вольфраму повинна бути в межах (3,7 - 4,5%), танталу (2,5 - 3,0%), ніобію (0,5 - 0,9%), молібдену (1,3 - 1,7%). Хімічний склад сплаву, що заявляється, є оптимальним з точки зору механічних властивостей, структурної стабільності, стійкості до високотемпературної сульфідної корозії. Необхідні технологічні характеристики отримані за рахунок використання спеціальної технології виробництва виливків з одержанням направленої

структури й одночасного коректування хімічного складу сплаву ЗМІ-3. Дослідні сплави були одержані у вигляді виливків вагою 10 кг у вакуумно-індукційній печі марки УППФ-2. На другому етапі виплавлялися циліндричні заготовки зразків діаметром 16 мм у вакуумно-індукційній установці для направленої кристалізації марки УВНК-8П. Швидкість кристалізації $V_{кр} = 7 \text{ мм/хв}$ досягалася шляхом занурення залитих форм у рідкий алюміній. Зростання кристалів у зразку здійснювалося за рахунок спеціального «запалу», у вигляді таблетки, що попередньо встановлювалася в кожну форму. Таблетка виготовлялася з бінарного сплаву Ni - W. Температура плавлення таблетки на 80-100°C вище, ніж у дослідних сплавах, що заливаються. «Запал» має кристалографічну орієнтацію [001] із припустимим відхиленням на кут 3-5°. Контроль виливків НК зразків за макроструктурою здійснювався шляхом травлення в розчині хлорного заліза. Контроль кристалографічної орієнтації (КТО) зразків робився на дифрактометрі типу ДРОН-3. Усі зразки мали до восьми орієнтованих зерен із припустимим відхиленням від основного напрямку на кут не більш як 10°. Потім виливки зразків оброблялися в вакуумі чи в нейтральній атмосфері відповідно до вимог стандартної методикою на випробування за ГОСТ 10140-82. Випробування на довготривалу міцність проводилися при температурах 500, 400, 300 і 200 МПа, на машинах марки АИМА-5. Надалі дані з жароміцності, корозійної стійкості і технологічних параметрів будуть наводиться тільки для оптимального складу - сплаву № 2 (ЗМІ-ЗНК) у порівнянні зі сплавом-прототипом ЗМІ-3.

Як показали металографічні дослідження в сплавах, що містять тантал та ніобій, виділення карбідів типу (MC) придушує механізм утворення карбідів типу $M_{23}C_6$, що забезпечує підвищення структурної стабільності дослідних сплавів, у порівнянні зі сплавом ЗМІ-3. Розходження в температурних інтервалах утворення карбідів типу (MC) і ($M_{23}C_6$) приводить до істотної відмінності їхньої морфології. Морфологія і розподіл карбідної фази в структурі сплавів є визначальним чинником, що впливає на властивості міцності та пластичності сплавів, оскільки для зниження рівня термічних напружень у виливках сплав повинен мати достатній запас пластичності. З метою підвищення тривалої пластичності в дослідні сплави додатково додавали кобальт.

Сприятливий вплив танталу та ніобію на структуру сплавів проявився не тільки в стабілізації γ - фази, карбідів, поліпшенні їхньої морфології, зменшенні схильності дослідних сплавів до зональної ліквідації, уповільненні дифузійних процесів, але й у зниженні схильності сплавів до перестарювання. Тантал також сприятливо впливає на перерозподіл неметалічних включень.

Результати випробувань на довготривалу міцність сплаву № 2 (ЗМИ-ЗНК), що заявляється та прототипу (ЗМИ-3) наведено у таблиці 2.

Сплави	Температура, °C	Напруга, σ , МПа	Час до руйнування, тис. годин
1	2	3	4
Сплав 2	800	500	582,6
Прототип	800	500	101,4
Сплав 2	850	400	162,5
Прототип	850	400	71,3
Сплав 2	900	300	148,0
Прототип	900	300	65,6
Сплав 2	980	200	80,4
Прототип	980	200	17,7

Із результатів випробувань, наведених у табл.2 видно, що довготривала міцність і пластичність сплаву № 2 (ЗМИ-ЗНК), що заявляється, істотно вище, ніж у сплаві ЗМИ-3 за всіма температурами випробувань.

Стійкість дослідних сплавів і сплаву ЗМИ-3 до високотемпературної корозії (ВТК) визначалася на стандартних циліндричних зразках (діаметр 10мм, довжина 14 мм) шляхом нанесення на зразки тонкого шару синтетичної золи, що імітує продукти згоряння рідкого газотурбінного палива.

Синтетична зола складається з: 66,2% Na_2SO_4 , 20,4% Fe_2O_3 , 8,3% Ni, 3,3% CaC, 1,8 % V_2O_5 . Зола наносилася на зразки (15 мг/см^2) після їхнього попереднього знежирення, вимірів і зважування (точність $\pm 0,0002\text{г}$). Швидкість корозії в золі досліджувалася в інтервалі температур 800°-950°С. Час витримки зразків у контакті з золою складав 500 годин. Після проведення експерименту продукти корозії відділялися за методикою водневого відновлення окалини, робилися повторні виміри геометричних розмірів і зважування зразків. Стійкість сплавів до ВТК оцінювалася за питомою втратою маси і за середньою швидкістю корозії. Результати випробувань наведені в таблиці 3 для сплаву ЗМИ-3 та сплаву № 2 (ЗМИ-ЗНК), що заявляється.

Сплав	Середовище	Температура іспитів, С	Питома втрата маси, г/м ²
2	Зола	800	15,8
2	Зола	850	9,05
2	Зола	900	12,6
2	Зола	950	27,4
Прототип	Зола	800	18,0

Прототип	Зола	850	200,0
Прототип	Зола	900	790,0
Прототип	Зола	950	2400,0

Зразки, що піддавалися корозійним випробуванням у продуктах згоряння газотурбінного палива, були порізані на фрагменти і досліджені за металографічним і рентгеноструктурним методами.

Глибину проникнення корозії визначали за металографічним аналізом шліфів на мікроскопі марки ММ-8М при збільшенні $\times 300$.

Рентгеноструктурним методом визначався фазовий склад продуктів корозії на установці типу ДОРОН-3.

Підвищення міцності сплавів № 2 (ЗМИ-ЗНК) та прототипу (ЗМИ-3) було встановлено, що зі зменшенням кількості танталу в сплаві, що заявляється, спостерігається загальне підвищення корозійної стійкості в порівнянні з сплавом ЗМИ-3, у якого за рахунок розв'язання поверхневої плівки змішаним оксидом вольфраму та ніобію порушується її щільність і захисна функція. Тому підвищення високотемпературної корозійної стійкості сплаву, що заявляється, досягається шляхом оптимального сполучення змісту танталу і вольфраму. Було виявлено, що процеси ВТК сповільнюються при легуванні танталом.

Зі збільшенням концентрації танталу в дослідних сплавах зменшується збіднення поверхневої зони хромом, що утрудняє взаємодію нікелю із сіркою. Концентрація нікелю в окалині знизилася в 2 - 2,5 рази.

У дослідних сплавах глибина корозійного проникнення значно менша. При цьому підвищилася щільність утвореної окисної плівки і змінився її фазовий склад. Було встановлено, що концентрація хрому в окалині збільшилася в 2,0 - 2,5 рази. Дослідженнями продуктів корозії сплаву ЗМИ-3, що не містить тантал, було встановлено, що в поверхневих шарах металу за температури 950 °С спостерігалось відшарування і розтріскування окисної плівки. Це пояснюється високотемпературним механізмом протікання корозійних процесів, що не спостерігалось в дослідних сплавах за тією ж температурою. Сумарна глибина корозійного проникнення має найбільше значення в сплаві ЗМИ-3. У дослідних сплавах глибина цієї зони істотно зменшувалася із збільшенням концентрації танталу і зниження концентрації вольфраму. При цьому було виявлено, що в сплаві ЗМИ-3 концентрація нікелю в окалині в 2-2,5 разу вище, ніж хрому. Це вказує на підвищення в окалині закису нікелю.

Порожнього оксиду, що має велику кількість дефектів у вигляді пор і тріщин. Таким чином, підвищується проникнення сірки й кисню, а відкриває вільний доступ цих елементів до основного металу інтенсифікуючи процеси корозії. Присутність танталу в досліджуваних сплавах підвищує критичну температуру інтенсивної корозійних окисувальних процесів приблизно на 30°-50°С. При цьому протікання цих процесів реалізується

за низькотемпературним механізмом, що у свою чергу призводить до зниження питомої втрати маси та середньої швидкості корозії дослідних сплавів у 2 – 3 рази порівняно зі сплавом ЗМИ-3.

Дослідження ливарних і технологічних властивостей експериментальних сплавів показали, що ливарна щільність і схильність сплавів до гарячих тріщин під час кристалізації і наступної термообробки не є чутливим параметром для сплавів цього винаходу. Цей висновок ґрунтується на результатах порівняльних випробувань, що проведено в ЗНТУ, кафедрою «Фізичного матеріалознавства» разом з ВАТ «Мотор Січ» на дослідних сплавах порівняно зі сплавом ЗМИ-3. При проведенні цих випробувань були відлиті лопатки з дослідних сплавів у стандартних ливарних умовах, а потім вони пройшли повний цикл технологічних операцій, що містять термообробку, після чого були піддані не руйнівним методам контролю (люмінесцентному і рентген контролю). Усі лопатки пройшли термообробку, що полягала в обробці на твердий розчин (гомогенізацію) при $T=1210^{\circ}\text{C}$ у вакуумі протягом 2 годин, потім високотемпературне старіння за $T = 1050^{\circ}\text{C}$ протягом 2 годин з наступним старінням при $T = 850^{\circ}\text{C}$ у вакуумі 24 години, охолодження на повітрі.

Після видалення оболонки відразу побачили, що ніяких ознак розтріскування не спостерігалось в сплаві даного винаходу. Люмінесцентний і рентген контроль виливків не виявив нічого, крім незначної внутрішньої усадкової мікропористості на профілі лопатки. Ці види контролю проводилися на всіх контрольних виливках лопаток до і після термічної обробки. Порівняльні технологічні іспити показали, що ливарні властивості сплаву, що заявляється, знаходяться на більш високому рівні, чим сплаву прототипу. Температурний інтервал кристалізації ΔT сплаву ЗМИ-3 ширше на 30°C ніж у сплаву №2, що заявляється. Більш широкий інтервал кристалізації сплаву ЗМИ-3 стимулює підвищення ліквідаційної неоднорідності, збагачення междендритних просторів легкоплавкими складовими на основі титану й алюмінію, а також карбоборидними фазами. Ліквідація легуючих елементів приводить до локальної неоднорідності механічних характеристик, а також до браку лопаток за макроструктурними параметрами («паразитні» кристали, рівновісні зерна, струминна ліквідація й ін.). Ці обсяги металу мають значно меншу міцність і пластичність за температур, близьких до температури плавлення, що може сприяти, з появою термічних напружень, до виникнення тріщин. За рахунок підвищення температури плавлення сплав № 2, що заявляється, має більш вузький інтервал кристалізації, що технологічно є важливим для формування виливків із направленою стовпчастою структурою. Оптимальне сполучення тугоплавких елементів, таких як тантал, вольфрам, ніобій і молібден у сплаві № 2 (ЗМИ-ЗНК) у цьому винаході робить його найбільш технологічним.

Отримані результати вказують на те, що при виливку лопаток зі сплаву № 2, що заявляється,

призначеного для направленої кристалізації, ефективно легування танталом і додатково ніобієм дозволяє істотно зменшити кількість і розміри ліквідаційних дефектів на виливках, а також підвищити вихід придатного лиття за макроструктурними показниками з 20-25% для сплаву - прототипу ЗМИ-3 до 75- 80% для сплаву, що заявляється.

Таким чином, оптимальне співвідношення концентрації танталу і вольфраму, а також ніобію і молібдену в сплаві №2 (ЗМИ-ЗНК) забезпечує хороші технологічні властивості, стійкість до високотемпературної корозії, підвищує структурну стабільність сплаву, довготривалу міцність і пластичність за рахунок сприятливої морфології карбідної фази.

Технологічні властивості дозволяють використовувати сплав № 2, що заявляється, у виробництві великогабаритних робочих лопаток енергетичних і газових турбін, одержуваних методом направленої кристалізації. Система його легування, зокрема наявність елементів, що зміцнюють границі зерен (ГЗ) і границі фаз (ГФ), допускає присутність сторонніх кристалів у зоні полиць і замка виливків лопаток.