

Винахід належить до області металургії, зокрема до виробництва ливарних жароміцних корозійностійких сплавів, призначених для одержання литих деталей газотурбінних двигунів (ГТД) і газотурбінних установок (ГТУ) нового покоління методом монокристалевого (МК) лиття, що працюють в умовах тривалого температурного впливу в агресивних середовищах, наприклад, робочих лопаток першого ступеню турбіни.

Наприклад, відомий авіаційний жароміцний сплав (ЖС) на нікелевій основі ЖС-26 для високошвидкісної спрямованої кристалізації (сертифікат 1.2.029-84) для одержання лопаток ГТД. (Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов и др. - М.: Машиностроение, 1997. - 336с.), що містить (у мас.%):

Вуглець	0,13-0,18;
Хром	4,3-5,6;
Молібден	0,8-1,4;
Вольфрам	10,9-12,5;
Алюміній	5,5-6,2;
Ванадій	0,8-1,2;
Титан	0,8-1,2;
Кобальт	8,0-10,0;
Ніобій	1,4-1,8;
Бор	0,010-0,020;
Церій	0,020-0,030;
Ітрій	0,000-0,005;
Лантан	0,000-0,005;
Нікель	інше.

Відомий сплав має високу жароміцність, однак володіє низькою високотемпературною корозійною стійкістю (ВТК).

Деталі газових турбін, виготовлені з нього, не мають необхідну довговічність в умовах впливу корозійного середовища. Відомий сплав ЖС-26 на нікелевій основі розроблений у Росії "ВІАМ" і призначений для одержання деталей ГТД і ГТУ методом спрямованої кристалізації (СК). За опором газової і сольової корозії сплав не відповідає вимогам, пропонованим до ЖС, призначеним для роботи в агресивних середовищах.

Найбільш ефективно рішення задачі - це розробка ливарного корозійностійкого сплаву з еквівалентною жароміцністю при забезпеченні необхідного комплексу технологічних властивостей на базі вітчизняного сплаву ЗМІ-3У, що є близьким по технічній сутності до сплаву ЖС-26 і промислово доступний. Заміна авіаційного сплаву ЖС-26, на корозійностійкий сплав з еквівалентною жароміцністю дозволяє:

- підвищити рівень працездатності лопаток за рахунок опору ВТК, що забезпечить подвійне застосування сплаву, як в авіаційних ГТД, так і в стаціонарних ГТУ нового покоління;
- збільшити довговічність роботи деталей на 50-60%;
- підвищити структурну стабільність;
- розвивати промислову базу України розробкою і впровадженням у виробництво нових ЖС із відпрацюванням технологічного процесу одержання робочих лопаток зі спрямованою структурою.

Найбільш близьким по технічній сутності і результату, що досягається, є жароміцний корозійно-стійкий нікелевий сплав ЗМІ-3У (ХН64ВМКЮТ) (А.с. №1072497, СССР, М. Кл.5. С22С 19/05, опубл. в БИ №25, 1993г.) на нікелевій основі, що містить (у мас.%):

Вуглець	0,07-0,15;
Хром	12,5-14,0;
Кобальт	4,0-6,0;
Вольфрам	6,5-8,0;
Молібден	0,5-1,25;
Алюміній	2,8-4,0;
Титан	4,5-5,5;
Ітрій	0,030-0,050;
Бор	0,010-0,020;
Лантан	0,005-0,02;
Нікель	інше.

Відомий ливарний корозійностійкий сплав ЗМІ-3У призначений для одержання литих деталей методом рівновісної кристалізації (РК). Тривала міцність і ВТК-стійкість сплаву знаходяться на необхідному рівні для даного класу ЖС. Сплав ЗМІ-3У після термічної обробки, що включає гомогенізаційний відпал при 1180°C протягом 4 годин, охолодження і витримка при 1050°C протягом 2 годин і наступне старіння при 850°C протягом 24 годин, має структуру, що характеризується наявністю (48-50)% бімодальної γ' - фази розміром $(0,3-0,7) \times 10^{-6}$ м і $(0,3-0,5) \times 10^{-7}$ м, де зміст карбідів метал-вуглець (MeC) і $(\text{Me}_{23}\text{C}_6)$ складає (0,6-0,8)%.

Тривалі витримки до 5000 годин і більш при температурах 800° - 850°C призводять до збільшення кількості γ' - фази в сплаві (52-54)%, вторинних фаз - до (0,7-0,9)%. Характерною рисою сплаву при тривалому старінні є розпад карбідів MeC з утворенням карбиду Me_{23}C_6 і коагуляція γ' -фази. Незначна кількість охрупчуючих фаз при тривалому старінні можлива лише для гранично легованих композицій з одночасним максимальним змістом у них хрому, титану, алюмінію і тугоплавких елементів - вольфраму, молібдену.

Робочі лопатки першого ступеню турбіни, виготовлені зі сплаву ЗМІ-3У мають ресурс роботи до 30 тисяч годин при температурах експлуатації 800-850°C на газоперекачуючих агрегатах ГТК-101 і ГТК-251, тоді як можливе забезпечення тривалості експлуатації 50-60 тисяч годин чи такого ж ресурсу, але при більш високих робочих температурах 900-950°C в ГТУ нового покоління. У порівнянні з авіаційним сплавом ЖС-26 сплав ЗМІ-3У має стійкість до ВТК на два порядки вище, однак помітно уступає в жароміцності.

В даний час, у зв'язку з проблемою конверсії, авіаційні КБ і моторні заводи продовжують широко займатися розробкою і виробництвом стаціонарних енергетичних і газоперекачуючих ГТУ на базі авіаційних двигунів. У ГТУ нового покоління, також як і в авіаційних ГТД, усе ширше застосовуються робочі лопатки з монокристалевою (МК) структурою. Застосування методу спрямованої кристалізації до корозійно-стійких сплавів, призначених для рівноважного лиття (In-939, GTD-111, In-738 за кордоном, ЦНК-7, ЧС-88, ЗМІ-3У в Росії) не привело до помітного підвищення характеристик жароміцності. Для цих сплавів також не вдалося забезпечити високого рівня виходу придатного лиття по макроструктурі монокристалевих лопаток, що значно збільшує їхню собівартість. Аналіз хімічного складу показав, що схема легування сплаву ЗМІ-3У неоптимально збалансована з погляду зміцнення фаз виділення, зокрема γ' -фази, у порівнянні з γ -твердим розчином.

Основною задачею даного винаходу є підвищення жароміцності відомого корозійно-стійкого сплаву ЗМІ-3У до рівня ЖС-26 без зниження параметрів ВТК при забезпеченні всього комплексу технологічних властивостей з метою одержання необхідного рівня виходу придатного лиття по макроструктурі. Підвищення всього комплексу експлуатаційних характеристик забезпечує подвійне застосування сплаву, як в авіаційних ГТД, так і в стаціонарних ГТУ нового покоління.

Підвищення характеристик жароміцності для перспективного ЖС корозійно-стійкого класу зажадало одночасного рішення питань модернізації і коректування хімічного складу з рівнобіжним відпрацюванням технології одержання з нього виливків великогабаритних лопаток зі спрямованою структурою. Такий підхід виявився ефективним і дозволив реалізувати всі потенційні можливості сплаву ЗМІ-3У. Коректування складу ЗМІ-3У була проведена по елементах у відношенні оптимальних границь легування: алюмінію, титану, вольфраму, а модернізація - введенням нового елемента - танталу при незначному зниженні концентрації хрому.

Зазначений технічний результат досягається тим, що в сплаві, що заявляється, є вуглець, хром, кобальт, молібден, вольфрам, алюміній, титан, тантал, ітрій, бор, лантан, нікель передбачений співвідношенням інгредієнтів (у мас.%):

Вуглець	0,04-0,06;
Хром	11,2-11,8;
Кобальт	4,5-5,5;
Вольфрам	6,7-7,3;
Молібден	0,6-1,0;
Титан	4,3-4,7;
Алюміній	3,2-4,0;
Тантал	3,7-4,3;
Бор	0,008-0,012;
Ітрій	0,020-0,040;
Лантан	0,005-0,015;
Нікель	інше.

Сумарний зміст танталу, молібдену і вольфраму не повинний перевищувати 12%. Тривала міцність сплаву, що заявляється, знаходяться на рівні авіаційного сплаву ЖС-26 ВНК. Сплав після ТО, що включає гомогенізаційний відпал при 1240°C протягом 2 годин, охолодження і витримку при 1050°C протягом 4 годин, має структуру, що характеризується наявністю γ -твердого розчину (1), γ' -фази (2), евтектики γ - γ' (3) і (MeC) - монокарбідної фази (4).

Тривала витримка до 5000 годин і більш при температурі 950°C призводить до збільшення кількості γ' -фази в сплаві до (58-60)%, вторинних фаз - до (0,8-0,9)%. Характерною рисою сплаву при тривалому старінні є стабільність карбиду MeC при незначній коагуляції зміцнюючої γ' -фази. При тривалому старінні можлива невелика кількість охрупчуючих фаз лише для гранично легованих композицій з одночасним максимальним по марці змістом хрому, титану, танталу, алюмінію і тугоплавких елементів - вольфраму, молібдену.

Досліджувані сплави виготовляли за допомогою одержання злитків з чистих шихтових матеріалів вагою 10 кг у вакуумно-індукційній печі УППФ-2М.

Перша партія зразків була відлита зі сплаву ЗМІ-3У з рівноважною структурою "0-РК" у вакуумно-індукційній печі УППФ-2М.

Друга партія зразків була відлита зі спрямованою (стовбчастою) структурою зі сплаву ЗМІ-3У - "0-НК" в установці для спрямованої кристалізації УВНК-8П.

Третя партія зразків досліджуваних сплавів "0-МК"- "5-МК" з перемінною концентрацією хрому і танталу була відлита на базі сплаву ЗМІ-3У з МК структурою на високоградієнтній вакуумній установці для спрямованої кристалізації УВНК-8П зі швидкістю 10мм/хв. Заливання робили в спеціальні керамічні форми з попередньо встановленими усередину запалами зі сплаву бінарної системи (Ni-W). Усі монокристалові зразки [001] пройшли 100%-вий контроль макроструктури шляхом травлення в розчині хлорного заліза і контроль кристалографічної орієнтації (КТО) на установці ДРОН-3М. Хімічний склад досліджуваних сплавів контролювали загальноприйнятими методиками хімічного і спектрального аналізу. Номінальний склад сплавів приведений у таблиці 1. У таблиці 1 позначенню "0" відповідає паспортному середньому марочному хімічному складу сплаву - прототипу ЗМІ-3У; позначення: "РК" - рівноважна кристалізація; "СК" - спрямована (стовбчаста) кристалізація; "МК" - монокристалева - із КГО [001] відповідають макроструктурному стану.

Далі литі заготовки зразків піддавали термічній обробці (ТО) у вакуумі відповідно до індивідуальних режимів: для сплаву ЗМІ-3У - паспортний режим; для досліджуваних сплавів з перемінною концентрацією хрому і танталу температуру гомогенізації вибирали на підставі аналізу даних, попередньо отриманих методом диференціального термічного аналізу (ДТА).

Необхідною умовою високої експлуатаційної надійності деталей ГТД є корозійна стабільність зовнішньої поверхні ЖС. Хоча на лопатки ГТД наносять різні захисні покриття, однак опір газової і сольової корозії сплаву-основи має велике значення. Процесом, що контролює ресурс роботи деталей гарячої частини ГТД при постійних

температурно-силових параметрах, є ВТК, що приводить до прискореного пошкодження робочих лопаток і передчасному виходу з ладу лопаткового апарата.

На Фіг.1 Зображено порівняльну ВТК - стійкість досліджуваних ЖС типу ЗМІ-ЗУ, випробуваних при $T=850^{\circ}\text{C}$ протягом 500 годин: а - у розплаві солей ($75\% \text{Na}_2\text{SO}_4+25\% \text{NaCl}$); б - у синтетичній золі.

На Фіг.2 Зображено порівняльні механічні властивості монокристалів КГО [001] сплаву типу ЗМІ-ЗУ з перемінною концентрацією хрому і танталу. Температура досліджувань: а - 20°C ; б - 800°C .

На Фіг.3 зображено порівняльні механічні властивості монокристалів КГО [001] сплаву типу ЗМІ-ЗУ з перемінною концентрацією хрому і танталу. Температура досліджувань: а - 900°C ; б - 1000°C .

На Фіг.4 Зображено порівняльні механічні властивості монокристалів ЖС із КГО [001]. Температура досліджувань: а - 20°C ; б - 800°C ; в - 900°C ; г - 1000°C .

На Фіг.5 Зображені криві 100-ч і 1000-ч тривалої міцності монокристалевих нікелевих ЖС: а - σ_{100} ; б - σ_{1000} ; - сплав-прототип ЗМІ-ЗУ; 2 - сплав, що заявляється, №2 - ЗМІ-ЗУ-М1; 3 - сплав ЖС-26 ВНК.

З метою оцінки впливу макроструктурного (МС) фактора на ВТК - стійкість сплаву ЗМІ-ЗУ, а також впливу перемінних концентрацій хрому і танталу в сплавах були проведені порівняльні дослідження. Дослідження проводили в синтетичній золі, що імітує продукти згорання рідкого газотурбінного палива й у розплаві солей ($75\% \text{Na}_2\text{SO}_4+25\% \text{NaCl}$) при температурі 850°C протягом 500 годин. Синтетичну золу в кількості (15мг/див^2) попередньо наносили на поверхню зразків. Склад синтетичної золи: $66,2\% \text{Na}_2\text{SO}_4$, $20,4\% \text{Fe}_2\text{O}_3$, $8,3\% \text{Ni}$, $3,3\% \text{Co}$, $1,8\% \text{V}_2\text{O}_5$. Після проведення експериментів продукти ВТК видаляли за методикою водневого відновлення окалини, розробленої ЦКТІ ім. Ползунова. Потім зразки досліджували методами вагового, металографічного аналізу, склад продуктів ВТК - рентгеноструктурним аналізом. Стійкість сплавів до ВТК оцінювали по середній швидкості корозії V_q , $\text{г/м}^2\cdot\text{с}$ і глибині сумарного корозійного проникнення h_k , мм. Порівняльні результати залежності швидкості ВТК зразків "0-РК", "0-СК" і "0-МК" сплаву ЗМІ-ЗУ від МС фактора представлені на стовпчастих діаграмах одночасно з МК зразками досліджуваних сплавів "0-МК" - "5-МК" з перемінними концентраціями хрому і танталу (Фіг.1).

Аналіз результатів дослідження показав, що зразки "0-МК" перевершують по ВТК-стійкості зразки "0-РК": у розплаві солей - у 2,2 рази, у синтетичній золі - у 1,9 рази. Різниця у швидкості ВТК обумовлена не хімічним складом, а впливом МС фактора. Було встановлено, що процеси ВТК насамперед уражають границі зерен (ГЗ), по яких найбільше легко здійснюється масоперенос сірки, кисню чи продуктів їхньої реакції. Тому що монокристали не мають ГЗ, то це робить їх більш стійкими. Проміжне місце по ВТК-стійкості займають зразки "0-СК", мабуть, у силу того, що вплив фактора ГЗ має менше значення на швидкість дифузійних процесів у порівнянні зі зразками "0-РК".

Металографічний аналіз не травлених шліфів показав присутність у поверхневій зоні зразків "0-РК" окисульфідних включень, що поширюються на глибину (0,04-0,8мм). На зразках "0-МК" глибина шару із сульфідами приблизно (0,01-0,03мм) і сульфіди більш дисперсні.

Величину глибини сумарного проникнення h_k вимірювали металографічним методом на мікроскопі ММ-8М з допомогою оптичного мікрометра на протравлених шліфах при збільшенні $\times 300$. Обезлігована зона (ОЗ) на всіх шліфах мала вид білої нетруйованої смуги різної ширини. Ширина ОЗ залежить не тільки від хімічного складу, температури дослідження і корозійного середовища, але і від впливу МС фактора. При однаковому хімічному складі зразків "0-РК", "0-СК", "0-МК" і інших рівних умовах досліджень величина ОЗ залежить від швидкості дифузії в ньому легуючих елементів, що в основному пов'язане з впливом МС фактора. Дифузія елементів у зразках "0-РК" відбувалася по ГЗ у сотні разів швидше, чим у тілі зерна. Металографічні дослідження дозволили зробити висновок про те, що найбільш широка ОЗ утворюється при менших швидкостях ВТК і більшій тривалості досліджень. Глибина корозійного проникнення в зразках "0-МК" менш 0,03мм, а ширина ОЗ перевищує її в 8-10 разів. Аналіз мікроструктури зразків "0-РК" дозволив зробити висновок іншого роду: величина ОЗ помітно менше в порівнянні з глибиною корозійного проникнення. Проміжне місце по ВТК-стійкості займають зразки "0-СК". Аналіз порівняльних даних показав, що кращої ВТК-стійкості стосовно рівновісному варіанта "0-РК" мають зразки "0-МК" сплаву-прототипу ЗМІ-ЗУ.

Аналіз фазового складу продуктів ВТК показав, що при усіх варіантах кристалізації спостерігали ідентичність складу продуктів ВТК на початковій стадії (інкубаційному періоді) розвитку корозійних процесів. Зі збільшенням тривалості досліджень склад продуктів корозії поступово змінювався по хімічному і фазовому складу, але з різною інтенсивністю, що, імовірно, зв'язано з різною швидкістю протікання дифузійних процесів у зразках за рахунок впливу МС фактора.

Одночасно на стовпчастих діаграмах (Фіг.1) представлені результати порівняльної ВТК-стійкості МК зразків досліджуваних складів "0-МК" - "5-МК" з перемінними концентраціями хрому і танталу в сплаві ЗМІ-ЗУ. Різниця у швидкості ВТК у даному випадку обумовлена не впливом МС фактора, а хімічним складом.

Аналіз результатів показав, що всі МК зразки досліджуваних складів показали кращу чи еквівалентну ВТК-стійкість у порівнянні зі зразками "0-РК" сплаву ЗМІ-ЗУ, як у розплаві солей, так і в синтетичній золі. Дослідження продуктів ВТК показало, що при зниженні концентрації хрому і збільшенні концентрації танталу в досліджуваних сплавах "1-МК"- "5-МК" спостерігали незначне підвищення швидкості ВТК у порівнянні зі зразками "0-МК". Однак, збільшення швидкості ВТК не викликає сумніву, тому що вона не перевищує швидкість ВТК зразків "0-РК" сплаву ЗМІ-ЗУ, узятого за еталон. Гальмування процесів ВТК при зниженні концентрації хрому було досягнуто підвищенням концентрації танталу в досліджуваних складах.

Рентгеноструктурні дослідження складу продуктів ВТК показали, що зі зменшенням концентрації хрому і збільшенням концентрації танталу в досліджуваних МК зразках гальмуються процеси збіднення поверхневої зони хромом, що затрудняє взаємодію нікелю із сіркою. Було встановлено, що концентрація хрому в окалині всіх сплавів практично залишилася незмінною. З підвищенням концентрації танталу в окалині спостерігали збільшення концентрації термодинамічне стійких з'єднань Ta_2O_5 , Ta_2 .

Одночасно з порівняльними іспитами на ВТК-стійкість були проведені механічні досліджування сплавів (Фіг.2,

Fig.3).

Аналіз порівняльних результатів короточасної міцності сплаву -прототипу ЗМІ-ЗУ залежно від впливу МС фактора показав, що межа міцності зразків "0-РК" у середньому нижче на (80-110) МПа, чим зразків зі спрямованої "0-СК" і моно "0-МК" структурами. Результати досліджень на тривалу міцність у температурному діапазоні 800-1000°C показали, що рівень напруг при еквівалентній довговічності більше в зразках "0-СК" і "0-МК" на (20-30) МПа, що дає збільшення межі тривалої міцності в порівнянні зі зразками "0-РК" за рахунок впливу МС фактора. Одночасно на стовбчастих діаграмах (Fig.2, Fig.3) представлені порівняльні результати короточасної міцності МК зразків досліджуваних складів "0-МК" - "5-МК" з перемінною концентрацією хрому і танталу в сплаві ЗМІ-ЗУ.

Аналіз результатів показав, що максимальну короточасну міцність мають монокристали з 11,5% хрому і 4% танталу при всіх температурах досліджувань.

На підставі аналізу вищенаведених результатів подальші дослідження проводили з метою оптимізації границь легування по змісту хрому і танталу в хімічному складі сплаву, що заявляється, з погляду максимальної жароміцності. Для цієї мети з кожного хімічного складу таблиці 2 були відлиті МК зразки з КГО [001], що пройшли ТО по режимах, згаданим вище. Потім були виготовлені циліндричні стандартні зразки, що були випробувані за стандартною методикою на короточасну міцність за ГОСТом 1497-61 при температурах 20, 800, 900, 1000°C и тривалу міцність за ГОСТом 10145-81 при температурах 800, 900 і 1000°C на машинах марки АІМА-5-1.

Сплави містили компоненти в кількості, що відповідає:

- нижній межі, що заявляється, відповідає сплав №1;
- верхній межі, що заявляється, відповідає сплав №3;
- оптимальному співвідношенню, що є середнім між нижньою і верхньою межами відповідає сплав №2 - (ЗМІ-ЗУ-М1);
- нижче нижньої межі - сплав №4, де зміст хрому складає 10,9%, танталу 3,4%;
- вище верхньої межі - сплав №5, де зміст хрому складає 12,1%, танталу - 4,6%.

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

Результати порівняльних механічних досліджень наведено по оптимальному складу, що заявляється - сплав №2 (ЗМІ-ЗУ-М1) у порівнянні зі сплавом - прототипом ЗМІ-ЗУ і авіаційним сплавом ЖС-26 ВНК (Fig.4).

Аналіз результатів досліджень показав, що оптимальні концентрації в сплаві, що заявляється, складають (у мас.%): хром - 11,2-11,8; тантал - 3,7-4,0. При цьому вдалося забезпечити рівень жароміцності еквівалентний авіаційному сплаву ЖС-26 ВНК без зниження параметрів ВТК-стійкості стосовно сплаву-прототипові ЗМІ-ЗУ. Сплав, що заявляється, має гарну структурну стабільність при забезпеченні всього комплексу технологічних властивостей, що дозволяє рекомендувати даний сплав, як для авіаційних ГТД, так і для наземних ГТУ нового покоління. Сплав має оптимальну комбінацію механічних властивостей, структурну стабільність, стійкість до ВТК і рекомендований для серійного виробництва МК лопаток авіаційних ГТД і наземних ГТУ нового покоління. Дані характеристики були отримані коректуванням і одночасною модернізацією хімічного складу сплаву-прототипу ЗМІ-ЗУ з рівнобінним відпрацюванням технології одержання великогабаритних виливків лопаток зі спрямованою структурою.

Порівняльний аналіз результатів досліджень монокристалів на тривалу міцність (Fig.5) показав, що жароміцність сплаву, що заявляється, №2 (ЗМІ-ЗУ-М1) і суттєво вище, ніж у сплаві - прототипу ЗМІ-ЗУ при всіх температурах дослідженнях і еквівалентна жароміцності авіаційного сплаву ЖС-26 ВНК.

Металографічні дослідження показали, що в сплаві, що заявляється, оптимальні концентрації хрому і танталу виділення карбідів типу MeC у міждендритних просторах і на малокутових границях у монокристалі забезпечує додатковий механізм зміцнення при підвищенні структурної стабільності в порівнянні зі сплавом - прототипом ЗМІ-ЗУ. Розбіжність в температурних інтервалах утворення карбідів типу MeC призводить до суттєвих змін їхньої морфології. Морфологія і розподіл карбідної фази в структурі є визначальним чинником, що впливає на властивості міцності та пластичності. Позитивний вплив на структуру і властивості сплаву, що заявляється, проявилось в стабілізації зміцнюючої γ' -фази, карбідів типу MeC і поліпшенні їхньої морфології, підвищенні температури повного розчинення γ' - фази, звуженні інтервалу кристалізації.

Технологічне випробування в промислових умовах сплаву, що заявляється, проводили на робочих лопатках енергетичної установки MS-5001. Результати показали, сплав, що заявляється, демонструє гарну ливарну щільність, не схильний до утворення гарячих тріщин під час ТО. Даний висновок заснований на результатах порівняльних досліджень при технологічній апробації, що була проведена ЗНТУ, кафедрою "Фізичного матеріалознавства" разом з ЗМКБ "Прогрес" і ОАО "Мотор Січ". При проведенні апробації сплави були відлиті в злитки в стандартних ливарних умовах. Наступне заливання досліджуваних лопаток було здійснено на високоградієнтній установці УВНК-8П при швидкості кристалізації $V_{кр}=7$ мм/хв. Далі виливки пройшли контроль макроструктури і контроль КГО, а потім повний технологічний цикл від вибивки, відрізки ливникової системи, піскоструйної, термічної обробки до кольорової дефектоскопії і рентгенівського контролю.

Після видалення керамічних оболонок ніяких ознак розтріскування при кристалізації в сплаві, що заявляється, не спостерігали. Люмінесцентний і рентгенівський контроль виливків лопаток не виявили нічого, крім незначної усадочної мікропористості в профілі лопаток. Дані види контролю проводили на всіх контрольних виливках до і після ТО. Порівняльні технологічні випробування показали, що ливарні властивості сплаву знаходяться на рівні сплаву ЖС-26 ВНК. При цьому не спостерігали помітну різницю в параметрах, що визначають кінетику кристалізації виливків. Такими параметрами є характеристичні крапки сплавів: температури ліквідує і солідус, а також абсолютна величина інтервалу кристалізації. Характеристичні крапки сплавів визначали по ДТА - кривих при нагріванні й охолодженні. Порівняльні дані температурних граничних значень сплавів приведені в таблиці 3. З таблиці 3 видно, що температурний інтервал кристалізації ДТ сплаву - прототипу ЗМІ-ЗУ ширше, ніж у сплаву, що заявляється, ЗМІ-ЗУ-М1 і сплаву ЖС-26 ВНК у 1,5-2,0 рази. Аналіз досліджень показав, що більш широкий

За рахунок більш вузького інтервалу кристалізації сплав, що заявляється, більш технологічний, чим сплав ЗМІ-ЗУ, що має важливе значення для одержання виливків із МК структурою. Оптимальна концентрація хрому і танталу, а також інших елементів у сплаві, що заявляється, ЗМІ-ЗУ-М1 дозволили підвищити його жароміцність до рівня авіаційного сплаву ЖС-26 без зниження ВТК-стійкості в порівнянні зі сплавом ЗМІ-ЗУ.

Таким чином, оптимальні границі легування хромом і танталом у сплаві, що заявляється, ЗМІ-ЗУ-М1, забезпечують підвищення жароміцності до рівня авіаційного сплаву ЖС-26 ВНК без зниження швидкості ВТК стосовно сплаву-прототипові ЗМІ-ЗУ, що дозволяє рекомендувати даний сплав для області подвійного застосування - наземної й авіаційної. Весь комплекс властивостей сплаву, що заявляється, дозволяє застосовувати його в серійному виробництві робочих лопаток зі спрямованою структурою, як авіаційних ГТД, так і наземних ГТУ нового покоління.

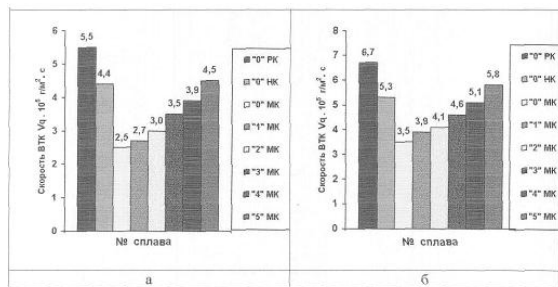
Номінальний хімічний склад досліджуваних сплавів

Таблица 2

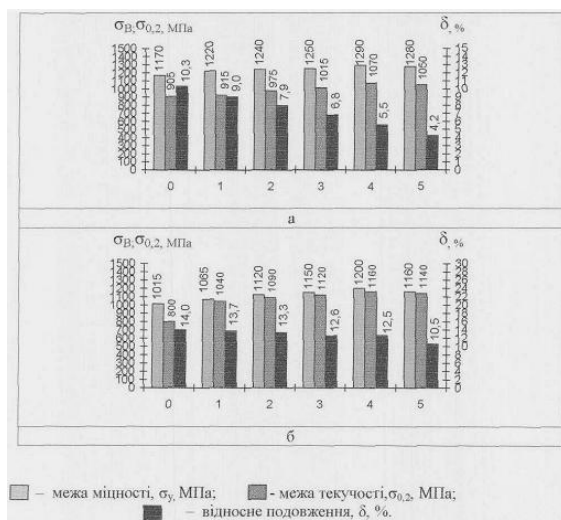
Компоненти	Хімічний склад, у мас. %					
№ сплаву	№1	№2	№3	№4	№5	Прототип
Вуглець	0,04	0,05	0,06	0,05	0,05	0,07-0,15
Хром	11,2	11,5	11,8	10,9	12,1	12,5-14,0
Кобальт	4,5	5,0	5,5	5,0	5,0	4,0-6,0
Вольфрам	6,7	7,0	7,3	7,0	7,0	6,5-8,0
Молібден	0,6	0,8	1,0	0,8	0,8	0,5-1,2
Титан	4,3	4,5	4,7	4,5	4,5	4,5-5,5
Алюміній	3,2	3,6	4,0	3,6	3,6	2,8-4,0
Тантал	3,7	4,0	4,3	3,4	4,6	-
Бор	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,015
Ітрій	0,030	0,030	0,030	0,030	0,030	0,030
Лантан	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010
Нікель	Інше	Інше	Інше	Інше	Інше	Інше

Характеристичні температури (°C) і кількість γ' -фази (%)

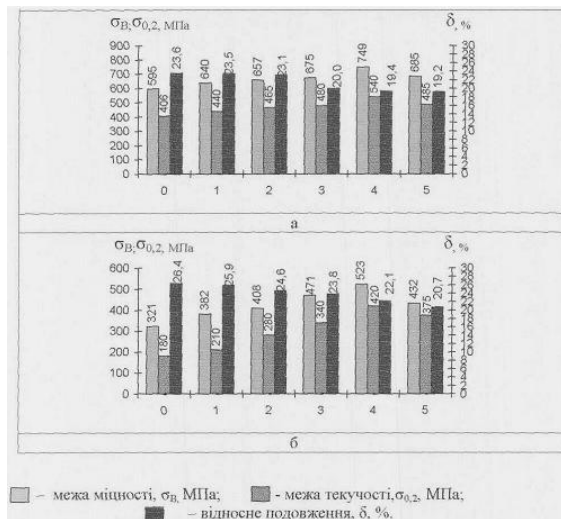
Сплав	$T_{п.р.} \gamma'$	$T_{эвт.} \gamma'$	T_L	T_s	ΔT_1	ΔT_2	$V_{\gamma'}$
ЗМІ-ЗУ-М1	1225	1265	1355	1290	65	40	58
ЖС-26 ВНК	1260	1284	1385	1310	75	24	62
Прототип	1160	1210	1340	1220	120	50	48



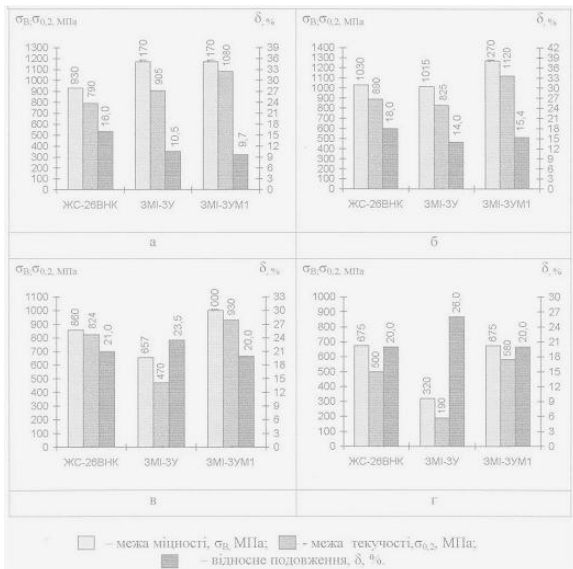
Фіг. 1. Порівняльна ВКТ-стійкість досліджуваних ЖС типу ЗМІ-ЗУ, випробуваних при $T=850^\circ\text{C}$ в плин 500 годин:
а - у розплаві солей (75% Na_2SO_4 + 25% NaCl);
б - у синтетичній ґолі.



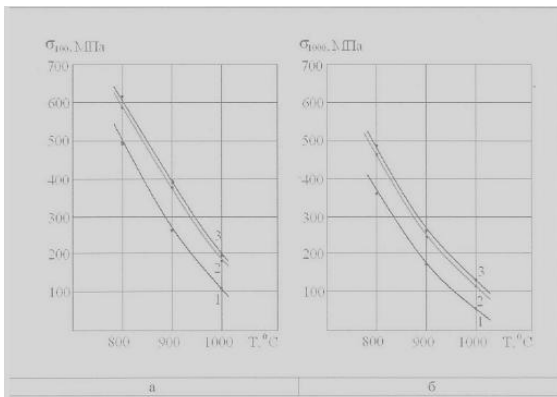
Фіг. 2. Порівняльні механічні властивості монокристалів КГО [001] сплаву типу ЗМІ-ЗУ з перемінною концентрацією хрому і танталу. Температура іспитів: а - 20°C ; б - 800°C .



Фіг. 3. Порівняльні механічні властивості монокристалів КГО [001] сплаву типу ЗМІ-ЗУ з перемінною концентрацією хрому і танталу. Температура іспитів: а - 900°C ; б - 1000°C .



Фіг. 4. Порівняльні механічні властивості монокристалів ЖС із КГО [001]: Температура іспиту: а - 20°C; б - 800°C; в - 900°C; г - 1000°C.



Фіг. 5. Криві 100-ч і 1000-ч тривалої міцності монокристалевих нікелевих ЖС: а - σ_{100} ; б - σ_{1000} . 1 - сплав-прототип ЗМІ-ЗУ; 2 - сплав, що заявляється, №2 - ЗМІ-ЗУМ1; 3 - ЖС-26 ВНК.