

**Скачков Віктор Олексійович**, професор, доктор технічних наук, Запорізький національний університет, ORCID: 0000-0002-4447-4641

**Варченко Дмитро Анатолійович**, аспірант, Запорізький національний університет, ORCID: 0009-0007-0993-0545

**Карпенко Ганна Володимирівна**, кандидат технічних наук, доцент кафедри, Запорізький національний університет, ORCID: 0000-0003-3504-0283

**Кириченко Олексій Геннадійович**, доцент, кандидат технічних наук, Запорізький національний університет, ORCID: 0000-0002-3032-1919

### СУЧАСНИЙ СТАН НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ ПРОБЛЕМИ ВПЛИВУ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ПОКАЗНИКИ МІЦНОСТІ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ

Перспективним завданням сучасної наукової діяльності молодих науковців є створення та виробництво конкурентоспроможної техніки, у тому числі газотурбінних двигунів для літаків та гелікоптерів], розробка яких має базуватися на основі матеріалів нового покоління, енергоефективних, ресурсозберігаючих.

Суперсплави на основі нікелю-алюмінію-хрому є критично важливими матеріалами для високих навантажень, високоефективне застосування в аерокосмічній галузі, виробництво електроенергії та транспортні галузі. Ці сплави відрізняються своєю здатністю зберігати опір повзучості до їх температури плавлення, крім того в цілому вони мають високу міцність

Монокристалічні нікелеві суперсплави використовуються в аерокосмічній промисловості в якості лопаток газових турбін, в той час як сплави, що деформуються, обмежуються дисками турбін і допоміжними додатками. Ці сплави спеціально розроблені для роботи в умовах високих температур (вище 600°C), де більшість традиційних матеріалів втрачає свої властивості.

Розробка монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів зі зниженою щільністю ведеться у двох основних напрямках: оптимізація хімічного складу та зменшення вмісту важких елементів, таких як вольфрам (W), реній (Re), що дозволяє знизити щільність без значного погіршення механічних властивостей.

Проаналізовано дослідження які використовували сплави наступного хімічного складу (у мас. %): LDS-1101 містить: більше Co (9,85%) і Mo (7,1%), що позитивно впливає на термічну міцність (більше Re (2,95%), що покращує повзучість при високих температурах, значна кількість Ta (6,25%), підвищує жароміцність, але може збільшити щільність). LEK94 має: вищий вміст Al (6,5%) і Ti (1,0%), що добре для формування γ'-фази (укріплення), але не компенсує відсутність Mo та високий Ta у LDS-1101.

Розробка сплавів нового покоління пов'язана з багатьма ризиками та викликами, особливо ризиками постачання якісної сировини. Це одна з причин, чому проведення значних досліджень нікелевих сплавів останнього покоління практично неможливе для окремих осіб, і єдині люди, які можуть зробити свій внесок у цю галузь досліджень, – це великі технологічні дослідницькі компанії, що працюють в оборонній або космічній галузях, або інші дослідницькі інститути.

Типові сплави 2-го покоління містять лише 3% ренію за вагою. У 3-му поколінні цей вміст зріс приблизно до 6%. У 4-му поколінні міститься невелика кількість Ru, яка становить 5% за вагою. Елементарна концентрація Ta, Co, Al та W досить постійна з часом. Мо та Ti використовуються лише в незначних кількостях. Концентрація Cr у суперсплавах зменшувалася з продовженням покоління, але все ж таки зростала знову ж таки у сплаві 6-го покоління TMS-238, а також у суперсплавах з низьким вмістом Re.

Ключові слова: сплави на основі нікелю, легуючі домішки, екстримальні умови, хімічний склад

*Вступ.* Перспективним завданням сучасної наукової діяльності молодих науковців є створення та виробництво конкурентоспроможної техніки, у тому числі газотурбінних двигунів для літаків та гелікоптерів [1], розробка яких має базуватися на основі матеріалів нового покоління, енергоефективних, ресурсозберігаючих. Технологічний прогрес диктує високі вимоги до матеріалів, нікелеві суперсплави займають ключове місце у багатьох високотехнологічних галузях – від авіації та енергетики до медицини та оборонної промисловості. Їхня унікальна комбінація механічної міцності, корозійної стійкості та термостабільності робить їх незамінними в умовах екстремальних температур і навантажень [2].

Суперсплави на основі нікелю-алюмінію-хрому є критично важливими матеріалами для високих навантажень, високоефективне застосування в аерокосмічній галузі, виробництво електроенергії та транспортні галузі. Ці сплави відрізняються своєю здатністю зберігати опір повзучості до їх температури плавлення, крім того в цілому вони мають високу міцність [3]. Розробка композиційних сплавів залежить від розуміння наслідків додавання різних легуючих елементів на мікроструктуру сплаву. Суперсплави на основі нікелю використовуються в газових турбінах через їх механічні властивості при високих температурах. Зростання попиту на більш ефективні двигуни привело до розробки монокристалічних суперсплавів, які уникають шкідливих ефектів меж зерен, що послаблюють матеріал при високих температурах [4].

Однак такі особливості, як динамічна рекристалізація та корозійне розтріскування під напругою, типові для полікристалічних та монокристалічних матеріалів. Монокристалічні сплави використовуються в аерокосмічній промисловості в якості лопаток газових турбін [5], в той час як сплави, що деформуються, обмежуються дисками турбін і допоміжними додатками. Проте зростаючий попит на паливну ефективність в авіаційній промисловості залучає дослідників до розробки високоефективних суперсплавів з більш високою тугоплавкістю [6].

Нікелеві суперсплави – це високолеговані металічні матеріали, основою яких є нікель. Вони легуються такими елементами, як хром, кобальт, молібден, алюміній, титан, ванадій та інші. Ці сплави спеціально розроблені для роботи в умовах високих температур (вище 600°C), де більшість традиційних матеріалів втрачає свої властивості [7].

З розвитком гіперзвукових технологій, термоядерної енергетики та космічних польотів очікується ще більший попит на суперсплави. Ведуться активні дослідження в напрямку наноструктурованих та композиційних нікелевих матеріалів з підвищеними експлуатаційними характеристиками. [13-16]

Протягом останніх років олововмісні сплави зазнали численних модифікацій, що сприяло створенню нових суперсплавів з покращеними характеристиками та здатністю функціонувати при значно вищих температурах. Ці вдосконалення досягнуті переважно шляхом оптимізації складу легуючих елементів та впровадження інноваційних виробничих методів. Зміни включають:

- поліпшення термостійкості завдяки додаванню спеціальних легуючих компонентів.
- контроль мікроструктури та фазового складу для підвищення механічних властивостей.
- застосування новітніх методів обробки, таких як адитивні технології, вакуумне плавлення та високоточна термомеханічна обробка.

Удосконалення параметрів виробництва дозволяють не лише підвищити продуктивність таких сплавів, а й значно розширити їхнє застосування в авіаційній, космічній, енергетичній та інших технологічно інтенсивних галузях.

До основних характеристик нікелевих суперсплавів можна віднести: високу жароміцність; стабільність при довготривалому нагріванні; відмінну стійкість до окиснення та корозії; добру оброблюваність та зварюваність (у деяких марках); здатність до зміцнення шляхом термічної обробки. В таблиці 1 наведені деякі види сплавів та їх хімічний склад.

Нікелеві суперсплави мають широкий спектр застосувань завдяки їхній високій жароміцності, стійкості до корозії та механічній стабільності в екстремальних умовах. Ось ключові галузі їх використання:

Таблиця 1 – Хімічний склад та покоління нікелевих суперсплавів, які можна побачити у відкритих джерелах [8]

| Сплав   | Ni  | Cr  | Co  | Mo  | W   | Al  | Ti | Ta  | Hf  | Re  | Ru | Пок. |      |
|---------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|----|-----|-----|-----|----|------|------|
| TMS-196 | Осн | 4,6 | 5,6 | 2,4 | 5   | 5,6 |    | 5,6 | 0,1 | 6,4 | 5  | 5    | [9]  |
| TMS-173 | Осн | 3   | 5,6 | 2,8 | 5,6 | 5,6 |    | 5,6 | 0,1 | 6,9 |    | 5    | [10] |
| TMS-238 | Осн | 4,6 | 6,5 | 1,1 | 4   | 5,9 |    | 7,6 | 0,1 | 6,4 | 5  | 6    | [11] |
| TMS-138 | Осн | 3   | 6   | 3   | 6   | 6   |    | 6   | 0,1 | 5   | 2  | 4    | [7]  |
| TMS-169 | Осн | 4,6 | 6,1 | 2,4 | 5   | 5,6 |    | 5,6 | 0,1 | 6,4 | 5  | 5    | [7]  |
| TMS-162 | Осн | 3   | 5,8 | 3,9 | 5,8 | 5,8 |    | 5,6 | 0,1 | 4,9 | 6  | 5    | [12] |

– авіація та космічна техніка: використовуються в турбінних лопатках, камерах згоряння та соплах реактивних двигунів, де температура перевищує 1000°C (нікелеві суперсплави забезпечують стабільність структури та стійкість до руйнування);

– енергетика: застосовуються у газових турбінах, теплообмінниках та котельних установках;

– хімічна промисловість: використання у корозійностійкому обладнанні, що працює у агресивних середовищах, таких як кислоти або високотемпературні гази;

– медицина: деякі біосумісні нікелеві сплави застосовуються для імплантів, протезів та стоматологічних інструментів, забезпечуючи міцність та гіпоалергенні властивості;

– оборонна промисловість: використовуються у бронетехніці, ракетних двигунах та високонавантажених технологічних системах, що потребують максимальної термостійкості та механічної міцності.

На світовому ринку нікелевих суперсплавів домінують кілька ключових виробників:

– США: Special Metals, Haynes International, ATI;

– Європа: VDM Metals (Німеччина), Aubert & Duval (Франція);

– Азія: Китай та Індія активно розширюють виробництво, орієнтуючись на внутрішній ринок та експорт.

Нікель є стратегічним ресурсом, що привертає глобальну увагу. Основні родовища розташовані в Індонезії, Філіппінах, Канаді та Австралії. Залежність від імпорту нікелю створює ризики для багатьох країн, що стимулює розвиток рециклінгу та пошук альтернативних матеріалів у сплавах.

*Аналіз проблем.* Розробка монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів зі зниженою щільністю ведеться у двох основних напрямках: оптимізація хімічного складу та зменшення вмісту важких елементів, таких як вольфрам (W), реній (Re), що дозволяє знизити щільність без значного погіршення механічних властивостей.

До першого відносяться жароміцні нікелеві сплави (ЖНС), що містять тугоплавкі перехідні метали Mo, W, Ta, Re, Ru у кількості, обмеженій тільки їх граничною сумарною розчинністю в  $\gamma$ -твердому розчині і рівноважною з ним  $\gamma$ -фазі. Другий напрямок – це жароміцні нікелеві сплави, економно леговані тугоплавкими металами (або їх не містять), що обумовлює отримання зниженої щільності.

Відповідно до міжнародної класифікації до теперішнього часу розроблено кілька поколінь ЖНС для лиття монокристалічних лопаток авіаційних двигунів. ЖНС першого покоління містять традиційні легуючі елементи, такі як Al, Ti, Cr, Mo, W, Ta, Nb, Hf. До складу ЖНС другого та третього поколінь вводять легуючий елемент Re у кількості 2-4 % та 5-6 % відповідно.

До четвертого і п'ятого поколінь відносяться ЖНС, що містять реній та додатково леговані рутенієм. Типовими представниками сплавів цього класу є відомі зарубіжні сплави EPM-102/MX-4/PWA-1497 (GE, Pratt & Whitney and NASA, США) [23], TMS-138, TMS-162, TMS-196 (NIMS and INI, Японія) [24-26] та вітчизняні сплави ВЖМ4 та ВЖМ6 [27,28], які мають підвищені значення тривалої міцності та температурної працездатності. Однак при цьому збільшення жароміцності сплавів супроводжується суттєвим підвищенням щільності.

У багатьох науково-дослідних центрах ведуться роботи зі створення ливарних жароміцних сплавів з більш зниженою щільністю проти ЖНС третього, четвертого і п'ятого поколінь.

Так фірмою MTU (Німеччина) розроблено монокристалічний жароміцний нікелевий сплав LEK94 [29], який розглядається як матеріал лопаток ротора турбін середнього тиску двигуна TP400-D6 європейського літака A400M.

Серед інших досягнень у цій галузі слід виділити монокристалічні ЖНС серії LDS (NASA, США). Хімічний склад, щільність та рівень тривалої міцності сплавів LEK94 та LDS-1101 наведено в роботі [30]. За результатами проведених досліджень авторами визначені механічні властивості сплавів при 1000 °C за час 100 год: LDS-1101 має кращу жароміцність:  $\sigma_{1000/100} = 243$  МПа (проти 203 МПа у LEK94)  $\sigma_{1000/100} = 159$  МПа (проти 129 МПа). Щільність LDS-1101 трохи більша – 8,57 г/см<sup>3</sup> проти 8,27 г/см<sup>3</sup> у LEK94. Слід зазначити, що в даний час відсутні відомості про аналогічні вітчизняні монокристалічні жароміцні нікелеві сплави.

У дослідженні використовували сплави наступного хімічного складу (у мас. %): LDS-1101 містить: більше Co (9,85%) і Mo (7,1%), що позитивно впливає на термічну міцність (більше Re (2,95%), що покращує повзучість при високих температурах, значна кількість Ta (6,25%), підвищує жароміцність, але може збільшити щільність). LEK94 має: вищий вміст Al (6,5%) і Ti (1,0%), що добре для формування  $\gamma'$ -фази (укріплення), але не компенсує відсутність Mo та високий Ta у LDS-1101.

Сплав LDS-1101 має кращі механічні характеристики при високих температурах, ніж LEK94, завдяки вищому вмісту легуючих елементів (Co, Mo, Re, Ta). Незважаючи на трохи більшу щільність, LDS-1101 є більш перспективним для роботи в умовах високих термонавантажень, що видно на рисунку 1.

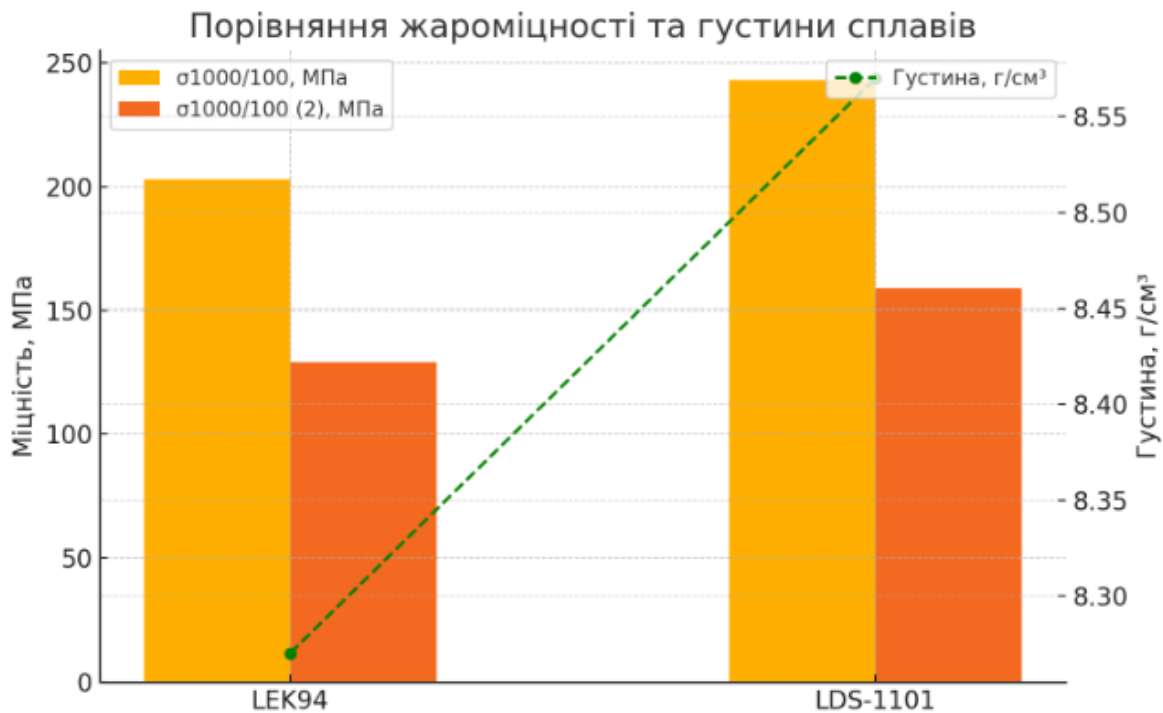


Рисунок 1 – Порівняльна діаграма сплавів LEK94 та LDS-1101 ( $\sigma_{\frac{\tau}{\delta}}$  – межа повзучості, напруга, що викликає задану деформацію  $\delta$  при даній температурі  $t$ , тобто регламентує величину залишкової деформації за певний час  $\tau$ )

За результатами досліджень виявлено, що сплав LDS-1101 значно перевершує LEK94 за жароміцністю при температурі 1000 °C як для першого, так і для другого показника. Лінія щільності показує, що LDS-1101 має трохи вищу щільність, однак це не критично з огляду на значно кращі міцнісні властивості.

Сплав LDS-1101 є ефективнішим для використання в умовах високих температур.

Ливарні полі- та монокристалічні жароміцні нікелеві сплави та тенденції їх легування. Аналіз зарубіжних публікацій, а також загальні тенденції розвитку матеріалознавства показують, що нині інтенсивно ведуться розробки та дослідження в галузі ливарних жароміцних сплавів зі спеціальними властивостями, сировини, вихідних компонентів для їх виробництва та технологій їх переробки у високотехнологічну наукомістку продукцію великою часткою інноваційної складової. Такі розробки в області жароміцних сплавів і сталей проводять фірми США, Японії, ЄС, Китаю, Індії, ПСА, Південна Америка, [21-23,30] що орієнтуються на перехід від досліджень до їх комерційного використання [31].

Досягнення оптимального складу ЖНС здійснювалося на основі принципів збалансованого легування, які забезпечували задані значення характеристик нікелевих сплавів, що визначають рівень жароміцності. До них відносяться [33]:

- об'ємний вміст (60-70 %) високодисперсних (0,3-0,5 мкм) частинок  $\gamma'$ - фази кубоподібної форми для зміцнення матричного  $\gamma$  – твердого розчину;
- об'ємний вміст нерівноважних фаз евтектичного походження – для зменшення мікропористості має бути мінімальним;
- температура повного розчинення  $\gamma'$ - фази у  $\gamma$ - твердому розчині ( $\gamma'$ - солвус), яка є не лише характеристикою термічної стабільності гетерофазної  $\gamma/\gamma'$  – структури, а й визначає, у першому наближенні, жароміцні властивості сплавів: з підвищенням міцність ЖНС.

Розробка жароміцних нікелевих ливарних сплавів також базується на наступних положеннях [32-35]:

- багатокомпонентне легування  $\gamma$ - твердого розчину та  $\gamma'$ - фази для забезпечення високої фазової та структурної стабільності сплавів;
- зміцнення меж зерен для сплавів з рівноосною та спрямованою структурами, що досягається за рахунок карбідних виділень, а також мікролегуванням В та Zr;
- зведення до мінімуму ймовірності утворення ТПУ-фаз, ( $\gamma$ - $\gamma'$ -фаз, фаз Лавеса), карбідів типу  $M_6C$ .

При оптимальному фазовому складі сплавів, а саме, вміст у сплаві 60-65 %  $\gamma'$ -фази, розмірі (0,35-0,45 мкм) та кубічної морфології зміцнюючої частинок  $\gamma'$ - фази, рівень жароміцності та температурної працездатності сплавів тим вище, чим більше вони леговані тугоплавкими елементами. Тугоплавкі елементи (вольфрам, тантал, реній) підвищують температурну сферу існування  $\gamma'$ -фази та ефективно гальмують дифузійні процеси, що контролюють високотемпературну повзучість [36, 37]. Однак, застосування тугоплавких елементів обмежено через надмірне збільшення щільності сплавів, а також можливості утворення в структурі надлишкових фаз на основі ОЦК-твердих розчинів елементів у вольфрамі або топологічно щільно упакованих фаз (ТПУ-фази), що призводять до значного зниження жароміцності та пластичності [38-40].

Численні структурні дослідження та аналіз експлуатаційних пошкоджень лопаток з рівноосною структурою показують, що в більшості випадків зародження тріщин та їх розвиток в'язане з межами зерен, міцність яких визначає властивості матеріалу та їх поведінку при експлуатації [39, 38]. Усунення із структури виливки поперечних складових меж зерен, розташованих перпендикулярно діючим напругам, за рахунок застосування процесу спрямованої кристалізації дозволяє значно підвищити механічні властивості жароміцних сплавів [41, 38].

Розробка спеціально легованих сплавів для спрямованої кристалізації (ЖС6УРК ВЖЛ20-ВНК, ЖС26-ВНК, ЖС30-НК, ЖС32-ВНК) та процесу спрямованої кристалізації дозволило у сплавах четвертого покоління реалізувати температуру газу перед робочими лопатками першого ступеня  $\approx 1700$  К.

Властивості сплавів для спрямованої кристалізації та області їх застосування представлені в таблиці 2 [23].

Найміцнішим при всіх температурах є сплав ЖС32-ВНК. Сплави з вищою щільністю зазвичай мають вищу границю повзучості. При підвищенні температури границя повзучості зменшується у всіх сплавів. Сплави ЖС26-ВНК і ЖС30-НК показують хорошу термостійкість до 1100 °С.

Таблиця 2 – Властивості жароміцних сплавів з рівноосною та спрямованою структурою

| Параметр                          | ЖС6УРК | ВЖЛ20-ВНК | ЖС26-ВНК | ЖС30-НК | ЖС32-ВНК |
|-----------------------------------|--------|-----------|----------|---------|----------|
| $\sigma_{\frac{900}{100}}$ , МПа  | 350    | 350       | 400      | 400     | 480      |
| $\sigma_{\frac{1000}{100}}$ , МПа | 170    | 170       | 200      | 200     | 250      |
| $\sigma_{\frac{1100}{100}}$ , МПа | 65     | -         | 85       | 80      | 120      |
| Густина, г/см <sup>3</sup>        | 8,4    | 8,0       | 8,54     | 8,63    | 8,8      |

За властивостями сплави із спрямованою структурою не поступаються зарубіжним сплавам аналогічного призначення MAR-M200, MARM247, CM247 та інше. [44].

Відзначаються що тривалий вплив температур  $\geq 1100$  °С, природно впливає на ресурс (двигуни ПС-90А, Д18Т, РД-33 та ін.) Вирішення цієї проблеми лежить в галузі застосування сплавів з підвищеними характеристиками жароміцності або ефективних систем охолодження механізмів.

*Вплив легуючих елементів та їхнього складу на властивості сплавів 5-го та 6-го покоління.*

Нікелеві суперсплави поділяються на покоління залежно від складу легуючих елементів, які суттєво впливають на їхні властивості. Було проведено низку досліджень, спрямованих на аналіз впливу хімічного складу на характеристики суперсплавів 5-го та 6-го покоління.

У роботі [45] розглянуто нікелевий суперсплав 5-го покоління TMS-196, розроблений для покращення стійкості до окислення у порівнянні зі сплавами 3-го та 4-го покоління, що відзначаються доброю стійкістю до повзучості. Його хімічний склад був модифікований на основі TMS-173, де зменшено концентрацію ренію (Re)–елемента, що може негативно впливати на окислюваність, та збільшено вміст хрому (Cr), який формує захисну оксидну плівку  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Крім того, цей процес сприяв утворенню оксидної окалини  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , що додатково запобігає подальшому руйнуванню поверхні сплаву. Дослідження показало, що такі зміни значно підвищують окислювальну стійкість нового суперсплаву TMS-196. Зменшення вмісту Re, елемента, який покращує властивості повзучості, очікувалося б, що міцність на повзучість та термін служби сплаву відстануть від свого попередника. Однак це питання було вирішено шляхом коригування складу Mo та W. Було виявлено, що це коригування допомагає зберегти відмінні властивості повзучості шляхом введення негативної невідповідності решітки дуже високої величини на межі розділу  $\gamma$ - $\gamma'$ . Завдяки відмінним властивостям повзучості, високої негативної невідповідності решітки та вищій стійкості до окислення, яких було досягнуто за допомогою TMS-196, було помічено, що його міцність на повзучість та термін служби значно збільшились, а також спостерігалось покращення робочої температури сплаву. Опір окисленню TMS-196 виявився порівняним з нікелевими суперсплавами 2-го покоління, такими як Rene-N5, нікелевий суперсплав з високою стійкістю до окислення. Зміна/втрата маси, що відбувалася під час повзучості, також була низькою завдяки цій підвищеній стійкості до окислення. Це збільшення стійкості до окислення було головним чином пов'язане зі збільшенням вмісту Cr.

В іншому дослідженні [45] досліджували вплив елементного складу шляхом порівняння широкого спектру нікелевих суперсплавів усіх поколінь. Дослідження підтвердило чіткий вплив складу таких елементів, як Ru та Cr, на властивості надсплавів 5-го та 6-го покоління. Надсплави п'ятого покоління характеризуються високим вмістом Ru (до 6 мас.%). Було виявлено, що висока кількість Ru підвищує мікроструктурну стабільність та пригнічує утворення фази TCP, що сприяє високому вмісту елемента Re, що підсилює повзучість.

Фази топологічно щільної упаковки (TCP), також відомі як фази Франка-Каспера (FK), є однією з найбільших груп інтерметалевих сполук, відомих своєю складною кристалографічною структурою та фізичними властивостями.

Мікроструктурна стабільність, що забезпечується високим вмістом Ru, також дозволила додавати до складу інші тугоплавкі елементи. Таким чином, сприяючи покращенню властивостей повзучості сплавів, збільшений вміст Ru та інших тугоплавких елементів значно посилює негативну щільність кристалічної решітки, яка присутня між матрицею та межею зміцнювальних фаз  $\gamma'$ . Таким чином, склад Ru вважався таким, що відіграє життєво важливу роль у розробці та вдосконаленні суперсплавів 5-го та 6-го поколінь. Дослідження також показало, що у випадку деяких сплавів, таких як TMS-196 та TMS-169, підвищений вміст Cr забезпечив цим сплавам вищу стійкість до окислення та термомеханічні втоми (TMF) властивості.

В іншому дослідженні [46] вивчали вплив складу Re на властивості сплавів та те, як їхній склад допоміг досягти переваги нікелевих суперсплавів 5-го та 6-го поколінь. Найважливішим ефектом Re було покращення повзучих властивостей нікелевих сплавів. Зі збільшенням вмісту Re з кожним новим поколінням спостерігалось значне покращення повзучих властивостей та робочої температури сплавів. Гарним прикладом цього є збільшення межі повзучості, терміну служби та робочої температури у сплавах CMSX-4 2-го покоління, CMSX-10 3-го покоління та TMS-169 5-го покоління, причому ці властивості покращуються з кожним наступним поколінням. Більше того, було також помічено, що помірна кількість Re покращує втомну міцність та підвищує корозійну стійкість. Також було помічено, що Re допомагає уповільнити укрупнення зміцнювальних осадів. Також було помічено, що Re сильно сегрегується в матрицю  $\gamma$ , і Re не був присутній у кількостях, які можна виявити в осадженій фазі  $\gamma'$ .

Властивості повзучості, що демонструються сплавом, можуть значною мірою залежати від швидкості дифузії легуючих елементів за високих температур. Ось чому повільна швидкість дифузії Re, що спостерігається за дуже високих температур, допомогла покращити властивості повзучості у нікелевих суперсплавах 5-го та 6-го поколінь. Але додавання Re стимулювало утворення фаз TCP, які шкідливі для характеристик суперсплавів.

Однак нікелеві суперсплави 4-го та 5-го поколінь вирішили цю проблему, додавши помірний або високий рівень добавок Ru. Було виявлено, що Ru стабілізує мікроструктуру та гальмує утворення фази TCP, тим самим покращуючи повзучість і, окрім пригнічення утворення фази TCP, дуже високий вміст Ru у суперсплавах 5-го та 6-го поколінь та мікроструктурна стабільність, яку він надає цим сплавам, дозволяють подальше додавання до складу Re та деяких інших вогнетривких елементів, тим самим значно покращуючи властивості повзучості.

Також було помічено, що високий вміст Re викликає більшу негативну щільність решітки на межі розділу фаз  $\gamma$  та  $\gamma'$ . А покращена негативна щільність значно допомогла збільшити міцність на повзучість та термін служби цих нікелевих суперсплавів. Ці пункти щодо Ru та його ефектів також були підтверджені іншим дослідженням [7, 47]. В іншому дослідженні [48] говорилося про нікелевий суперсплав 5-го покоління під назвою TMS-162, який був розроблений з використанням TMS-138 як базового сплаву. У цьому дослідженні детально пояснює, як збільшення вмісту Ru та Mo, що спостерігається в TMS-162, разом вплинуло на властивості сплаву, а саме на його властивості повзучості. Порівняно з TMS-138, у суперсплаві TMS-162 вміст Mo та Ru збільшився на 1 та 4 мас.% відповідно. Було помічено, що збільшення цих елементів значно покращило властивості повзучості, уповільнюючи швидкість повзучості. Швидкість повзучості в TMS-162 була порівняно значно нижчою разом з найдовшим часом до розриву через дрібніші та менші дислокації мережі на межі розділу  $\gamma$ - $\gamma'$ . Було виявлено, що Ru допомагає пригнічувати утворення фази TCP, а також допомагає включити додатковий вміст Mo без порушення мікроструктурної стабільності.

В дослідженні [47] також зазначалося, що вищезазначені фактори в поєднанні з можливістю додавання більшої кількості тугоплавких елементів до сплавів завдяки високому вмісту Ru та мікроструктурній стабільності, яку він забезпечує, не тільки значно покращують властивості повзучості, але й збільшують робочу температуру нікелевих суперсплавів 5-го покоління щонайменше на 50°C порівняно з суперсплавами 4-го покоління. З кожним зростаючим поколінням нікелевих суперсплавів склад елементів змінюється, і до суміші додається багато тугоплавких елементів та рідкісноземельних елементів.

Це особливо точно у випадку нікелевих суперсплавів 5-го та 6-го покоління, які мають високий вміст Re та Ru. Хоча ці додавання та зміни до складу легуючих елементів покращують мікроструктурну стабільність, повзучість, втому, фізичні та інші властивості, вони також можуть зробити сплав менш теплопровідним. Суперсплави п'ятого покоління мають лише трохи більше ніж приблизно 5% теплопровідності нікелю.

Дослідження також показало, що сплави п'ятого покоління мають нижчий вміст Cr порівняно зі сплавами попереднього покоління, і це мало дещо негативний вплив на їх стійкість до окислення. Це особливо спостерігалось у випадку сплавів п'ятого покоління, таких як TMS-173 та TMS-162. Суперсплав п'ятого покоління TMS-196 був розроблений спеціально для вирішення цієї проблеми. Роль Cr у стійкості до окислення також була підтверджена іншим дослідженням [17]. Це дослідження показало, що шляхом збільшення вмісту Cr та зменшення вмісту Mo та W ми можемо зберегти властивості повзучості та одночасно покращити стійкість до окислення [18].

В роботі [49] на основі проведених досліджень був представлений вплив, який може мати зміна елементного складу Ta, Ru та Nb на властивості повзучості нікелевого суперсплаву 5-го покоління під назвою TMS-173. Усі сплави демонструють повільне зростання напруження до приблизно 800 год, після чого ріст стає різко інтенсивнішим. TMS-173 має найвищий рівень напруження після 1200 год – понад 30%. TMS-173-Ta показує найнижчі значення напруження протягом усього періоду – менш ніж 15% після 1400 год. Додавання Nb або Ru до сплаву TMS-173 зменшує рівень напруження у порівнянні з базовим сплавом. Для цього було створено різні варіації сплаву TMS-173 шляхом маніпулювання складом елементів Ta, Ru та Nb.

Елементний склад варіацій та вихідного базового сплаву TMS-173 наведено в таблиці 3.

TMS-173 має значно високу міцність та відносно кращу довжину до повзучості. Але після дуже тривалих випробувань на повзучість при підвищеній температурі в тканині сплаву спостерігалось утворення фази TCP. Фази TCP можуть негативно впливати на повзучість та інші високотемпературні властивості сплаву.

Таким чином, в одному з варіантів вміст Ru збільшено з 5 до 6 мас.%, щоб побачити, як пригнічення фази TCP та стабілізація мікроструктури Ru може вплинути на властивості повзучості сплаву. В іншому варіанті було виявлено, чи може зменшення вмісту Ta дати подібний результат і вплинути на повзучість. Також було виявлено, що Ta присутній у фазах TCP. І, нарешті, також було досліджено, як компенсація зменшення вмісту Ta шляхом додавання Nb вплине на властивості повзучості, використовуючи варіант з дещо зменшеним вмістом Ta з додаванням Nb. Усі зразки після термічної обробки показали подібну структуру осадження, а розміри зерен  $\gamma'$  виявилися майже однаковими, з великими евтектичними областями розміром близько 0,3 мм.

Таблиця 3 – Елементарний склад (у мас. %) різних використаних сумішей сплавів [49]

| %                   | Co | Cr | Mo | W   | Al  | Nb  | Ta  | Hf  | Re | Ru | Ni   |
|---------------------|----|----|----|-----|-----|-----|-----|-----|----|----|------|
| TMS -173 (TMS138++) | 6  | 3  | 3  | 5,6 | 5,6 |     | 5,6 | 0,1 | 7  | 5  | Осн. |
| TMS-173+Ru          | 6  | 3  | 3  | 5,6 | 5,6 |     | 5,6 | 0,1 | 7  | 6  | Осн. |
| TMS-173-Ta+Nb       | 6  | 3  | 3  | 5,6 | 5,6 | 0,5 | 5   | 0,1 | 7  | 5  | Осн. |
| TMS-173-Ta          | 6  | 3  | 3  | 5,6 | 5,6 |     | 5,2 | 0,1 | 7  | 5  | Осн. |

В роботі розглянуто графік [49] який показує залежність напруження (%) від часу (годин) для різних сплавів на основі TMS-173. Усі сплави демонструють повільне зростання напруження до приблизно 800 год, після чого ріст стає різко інтенсивнішим. TMS-173 має найвищий рівень напруження після 1200 год – понад 30%. Модифікація сплаву TMS-173 додаванням елементів (особливо Ta або Ru) знижує накопичення напруження з часом, що може свідчити про покращення термостійкості або зменшення повзучості.

Заміна Ta на Nb, збільшення вмісту Ru та зменшення вмісту Ta призвели до значного збільшення часу до розриву при повзучості, причому зразок TMS-173 зі зниженим вмістом Ta показав найвищий час до розриву (майже на 30% більше). Збільшення часу до розриву спостерігалось, оскільки всі зміни успішно зменшили утворення фази TCP зі

зменшенням вмісту Ta, що найбільше пригнічувало утворення фази TCP. І, як наслідок, у цьому зразку фази TCP не утворилися. За умов 1100°C та 137 МПа зразок, де вміст Ta був зменшений та заміщений на Nb, демонстрував найдовший час до розриву при повзучості (приблизно на 50% більше, ніж у базовому сплаві).

В інших зразках спостерігалось більше укрупнення осаду  $\gamma'$ , ніж у зразку, що містить Nb, що призводило до руйнування після формування крystalічної структури. Ось чому, незважаючи на те, що зразки зі збільшеним вмістом Ru і зменшеним вмістом Ta не мали фаз TCP, а зразок з Nb їх мав, зразок, що містить Nb, все ще мав довшу стійкість при температурі 1100°C та тиску 137 МПа. Також було видно, що два зразки, які не мали фаз TCP, утворювали широко розташовані мережі міжфазних дислокацій  $\gamma$ - $\gamma'$  порівняно зі зразком, що містить Nb.

В іншому дослідженні [50] досліджувалися правила складання складу для нікелевих суперсплавів та їхній вплив на властивості повзучості сплавів. Для вивчення складу сплаву була розроблена однорідна кластерна формула для  $[\text{Al-Ni}_{12}](\text{Al}, \text{Cr})_m$ .

Дослідження зосереджено на суперсплавах нікелю з 1-го по 6-те покоління сімейства TMS для аналізу правил формування складу розроблених сплавів за допомогою кластерного підходу. Залежно від цього було встановлено, як розташування решітки на межі розділу між фазами  $\gamma$  та  $\gamma'$  впливає на термін служби внаслідок повзучого руйнування. Більше того, в цьому дослідженні також досліджувалося, як фаза  $\gamma'$  зміцнюються цими розривами між ґратками. Під час вивчення сімейства TMS нікелевих суперсплавів, що належать до всіх шести поколінь, кластерна формула була використана для дослідження зміни  $Z$ , що є загальним числом атомів для одиниці кластерної формули. Спостерігалось зменшення значення  $Z$  (приблизно від значення  $Z$  17 до 15,5) зі збільшенням покоління нікелевих суперсплавів від 1-го до 3-го, а потім збільшення (приблизно до  $Z \times 16$ ) при переході від нікелевих суперсплавів 3-го до 6-го поколінь.

Два інші сімейства суперсплавів SC Ni, що належать до серії PWA та CMSX, також були піддані аналізу з використанням кластерної формули. Було виявлено, що значення  $Z$  слідує тій самій тенденції як у сімействах PWA, так і в CMSX, як і в сімействі TMS суперсплавів SC Ni. Було виявлено, що склад елементів, що належать до серії Al, є постійним значенням у всіх суперсплавах, що належать до сімейства TMS, незалежно від їхнього покоління. Вважалося, що основна робота елементів, що належать до серії Al, полягає у формуванні нанопреципітатів  $\gamma'$  та підтримці великої об'ємної частки осажденої фази  $\gamma'$ . На відміну від елементів серії Al, спостерігалось, що склад елементів, що належать до серії Cr, позначених у кластерній формулі атомним номером  $G_{\text{Cr}}$ , значно варіюється від сплавів 1-го до 6-го покоління.

Було виявлено, що точне налаштування складу елементів, що належать до серії Cr, здебільшого допомагає досягти помірної кількості невідповідностей решітки  $\gamma/\gamma'$  для досягнення оптимальної стійкості до повзучості. Також було помічено, що додавання Ru втричі збільшує нестабільність, спричинену високим вмістом Re в мікроструктурі, що значно покращує властивості повзучості. Таким чином, елементів Ru, так і Re у відповідних кількостях спостерігалось в суперсплавах SC Ni кінця 4-го–6-го поколінь. Отже, склад усіх елементів із серії Al, Cr та Ni має бути регульований одночасно, щоб досягти рівноваги між механічними властивостями та стійкістю до корозії або окислення.

Автори [53] вивчали вплив Re на властивості сплавів та те, як їхній склад допоміг у перевазі нікелевих надсплавів 5-го та 6-го поколінь. Найважливішим ефектом Re було покращення властивостей повзучості нікелевих надсплавів. Зі збільшенням вмісту Re з кожним новим поколінням спостерігалось значне покращення властивостей повзучості та робочої температури сплавів. Гарним прикладом цього є збільшення межі повзучості, терміну служби та робочої температури сплавів CMSX-4 2-го покоління, CMSX-10 3-го покоління та TMS-169 5-го покоління, причому ці властивості покращувалися з кожним наступним поколінням.

**Висновки.** Розробка сплавів нового покоління пов'язана з багатьма ризиками та викликами, особливо ризиками постачання якісної сировини. Це одна з причин, чому проведення значних досліджень нікелевих сплавів останнього покоління практично неможливе для окремих осіб, і єдині люди, які можуть зробити свій внесок у цю галузь досліджень, – це великі технологічні дослідницькі компанії, що працюють в оборонній або космічній галузях, або інші дослідницькі інститути.

Вирішення цього питання може допомогти нам краще керувати ресурсами та проводити розробку нових сплавів з максимальною ефективністю та високооптимізованим способом.

В статті розглядаються кількісні оцінки порівняльних ризиків, пов'язаних з сплавами, основним інтересом яких є реній. Порівняння ризиків постачання проводиться на основі хімічного складу сплаву. Це переважно полікристалічні старі сплави, «деформовані», «порошково оброблені», «традиційно литі», а також «спрямовано затверділі» сплави з низьким вмістом Re. Al та Cr утворюють захисний оксидний шар, який робить елемент стійким до корозії. Re та Ru покращують міцність на повзучість. Ru додатково збільшує міцність на розрив за високих температур. У всіх суперсплавах Ni становить приблизно понад 50% маси.

Типові сплави 2-го покоління містять лише 3% ренію за вагою. У 3-му поколінні цей вміст зріс приблизно до 6%. У 4-му поколінні міститься невелика кількість Ru, яка становить 5% за вагою. Елементарна концентрація Ta, Co, Al та W досить постійна з часом. Мо та Ti використовуються лише в незначних кількостях. Концентрація Cr у суперсплавах зменшувалася з продовженням покоління, але все ж таки зростала знову ж таки у сплаві 6-го покоління TMS-238, а також у суперсплавах з низьким вмістом Re.

Детальний огляд різних робіт, що вивчали властивості, розробку та вдосконалення нікелевих суперсплавів 5-го та 6-го поколінь, дав нам глибоке розуміння цих сплавів, як вони виготовляються, які їхні властивості, причини їхньої унікальної поведінки, які фактори впливають на їхню експлуатаційні характеристики, як їх можна покращити, і як можна виготовляти нові сплави. Дослідження, зосереджені на нікелевих суперсплавах 5-го та 6-го поколінь, дуже рідкісні, але вкрай важливо переглянути всі існуючі роботи, щоб отримати достатні знання з цього питання, щоб ми могли продовжувати подальший розвиток у цій галузі. Поглиблене вивчення та розуміння впливу елементного складу на властивості сплавів, а також матеріальних та фізичних характеристик сплавів є вкрай важливими для досягнення покращень у розробці сплавів нового покоління, а також для вдосконалення існуючих.

Таким чином, Ru вважався таким, що відіграє життєво важливу роль у розробці та вдосконаленні суперсплавів 5-го та 6-го поколінь. Дослідження також показало, що у випадку деяких сплавів, таких як TMS-196 та TMS-169, підвищений вміст Cr забезпечив цим сплавам чудову стійкість до окислення та термомеханічні втоми (TMF) властивості.

Більше того, було також помічено, що помірна кількість Re покращує міцність та підвищує корозійну стійкість. Також було помічено, що Re допомагає уповільнити укрупнення зміцнювальних осадів. Також було помічено, що Re сильно сегрегується в матрицю  $\gamma$ , і Re не був присутній у кількостях, які можна виявити в осадженій фазі  $\gamma'$ .

### Бібліографічний перелік

1. Гуржій Н.М., Маценко А.В. Аналіз конкурентоспроможності продукції ПАТ «МОТОР СІЧ» на ринку авіадвигунів. *Економіка та управління підприємствами*, 2019. Випуск 20. С. 301 – 304.
2. Дмитренко Е.Д. Основні напрями розвитку авіаційної промисловості України. *Проблеми підвищення ефективності інфраструктури*, 2010. № 25. С. 1–6.
3. Weber J.H. Nickel-based Superalloys: Alloying Methods and Thermomechanical Processing. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition)*, 2001. P. 6149 – 6153.
4. Giridhar Gudivada, Ajoy Kumar Pandey. Recent developments in nickel-based superalloys for gas turbine applications: Review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023. Volume 963. P. 171-182.
5. Yufei Wei, Shiyao Chen, Yancheng Jin, Mingzong Zhang, Qin Li a, Yanbin Jiang, Lei Guan, Lijun Zhang. Effect of Al/Cr addition on microstructure and mechanical properties of Ni-rich nitinol alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025. Volume 36. P. 4490-4500.
6. Mulberry J. Care program. *Flight international*, 2010. P. 41.
7. Gebura M. Chemical Composition and Classification of Single Crystal. *Materialing*, 2009.
8. Dev Jithin S., Senthil Kumaran Selvaraj, K. E. Vijay Vishal, and Sundaramali G. Comparative Analysis between 5th and 6th Generation Superalloys and Previous Generation Superalloys. *Hindawi. Advances in Materials Science and Engineering*, 2022. Volume 2022. P. 3-21.
9. Sato A., Harada H., Yeh A. C. et al. A 5th generation SC superalloy with balanced high temperature properties and processability. *Superalloys 2008 (Eleventh International Symposium)*. P.131–138.

10. Kawagishi K., Sato A., and Harada H. A concept for the EQ coating system for Nickel-based superalloys. *Journal of Occupational Medicine*, 2008. Vol. 60. № 7. P. 31–35.
11. Yokokawa T., Harada H., Kawagishi K., Kobayashi T., Yuyama M., and Takata Y. Advanced Alloy Design Program and Improvement of Sixth-Generation Ni-Base Single Crystal Superalloy TMS-238. *Springer International Publishing*. Berlin, Germany, 2020. P.122–130.
12. Sowa R., Arabasz S., and Parlinska-Wojtan M. Classification and microstructural stability of high generation single crystal Nickel-based superalloys. *Zastita materijala*, 2016. Vol. 57. № 2. P. 274–281.
13. Yuan Y., Kawagishi K., Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. and Harada H. Creep deformation of a sixth generation Ni-base single crystal superalloy at 800° C. *Materials Science and Engineering*, 2014. Vol. 608. P. 95–100.
14. Zhang J. X., Murakumo T., Harada H., Koizumi Y., and Kobayashi T. Creep deformation mechanisms in some modern single-crystal superalloys. *Superalloys 2004* (Tenth International Symposium), 2004. P. 189.
15. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Visik E. M. and Golynets S.A. Development of a single-crystal fifth-generation nickel superalloy. *Metallurgy*, 2017. Vol. 17. P. 936–947.
16. Corrosion H. Hot corrosion. *Miner. Met. Mater. Ser.*, 2019. P. 340–360.
17. Kawagishi K., Sato A., Harada H., Yeh A.C., Koizumi Y. and Kobayashi T. Oxidation resistant Ru containing Ni base single crystal superalloys. *Materials Science and Technology*, 2009. Vol. 25. № 2. P. 271–275.
18. Tabata C., Kawagishi K., Uzuhashi J. et al. Quantitative analysis of sulfur segregation at the oxide/substrate interface in Ni-base single crystal superalloy. *Scripta Materialia*, 2021. Vol. 194. P. 113616.
19. Chan J.S, Ferrand H.L. Assessment of nacre-like ceramics in replacement to Ni superalloys in aircraft's engines. Submitted on 23 Nov 2021.
20. Nikolai A. Zarkevich, Timothy M. Smith and John W. Lawson Energy-Composition Relations in Ni<sub>3</sub>(Al<sub>1-x</sub>X<sub>x</sub>) Phases. *Crystals*, 2023. № 13. 10 p.
21. Financial Times “The Opec of nickel”: Indonesia’s control of a critical metal. URL: <https://www.ft.com/content/0bbbe7c7-12a1-43ba-8bef-c5c546367a0e>
22. Anglo American to sell its nickel business to China's MMG. URL: <https://www.seaisi.org/details/26226?type=news-rooms>
23. Kablov E.N., Demonis I.M. \*Promising Technological Processes for Casting Gas Turbine Engine Blades\* // \*Aviation Materials. Selected Works of VIAM 1932–2002\* / Edited by E.N. Kablov. Moscow: MISIS, VIAM, 2002. P.58–70.
24. Koizumi Y. *Development of next-generation Ni-base single crystal super alloys*. Super alloys 2004. Champion (Pennsylvania): Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 35–43.
25. High Temperature Materials Center National Institute for Materials Science. Materials Technology Department, Aero-Engine & Space Operations Ishikawajima-Harima Heavy Industries co., Ltd. *Fourth generation nickel base single crystal super alloy TMS-138 / 138A*. Tokyo (Japan): NIMS and IHI. July 2006. P.6. <http://sakimori.nims.go.jp/catalog/TMS-138-A.pdf>
26. Akihiro Sato, Hiroshi Harada, Toshiharu Kobayashi, Takao Murakumo. *Fifth generation nickel base single crystal super alloy TMS-196*. Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, July February 2006. P.196-199.
27. Kablov E.N. New Generation Nickel Heat-Resistant Alloys. *Aviation Materials and Technology*, 2012, №. 6, P.36–52.
28. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L. Computer Design of a Fourth-Generation Heat-Resistant Nickel Alloy for Single-Crystal Gas Turbine Blades. Cast Heat-Resistant Alloys. The S.T. Kishkin Effect / Edited by E.N. Kablov. Moscow: Nauka, 2006, P.98–115.
29. Uwe Prof. Dr. Glatzel Thomas Dr. Mack Silke Dr. Wöllmer Jürgen Dr. Wortmann *Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristallin erstarrter Bauteile*: pat. DE10100790A1 / T. Mack [et al.]; publ. 18.07.02.
30. Rebecca A. Mac Kay Timothy P. Gabb James L Smialek Michael V. Nathal Low density, high creep resistant single crystal super alloy for turbine airfoils: pat. US7261783 / R.A. MacKay [et al.]; publ. 28.08.07.
31. Ospennikova O.G. Trends in the Development of Low-Density Heat-Resistant Nickel Alloys with Polycrystalline and Single-Crystal Structures (Review). *Aviation Materials and Technology*, 2016, №. 1 (40), P.3–9.
32. Paton B.E. Heat Resistance of Cast Nickel Alloys and Their Oxidation Protection / B.E. Paton [et al.]. Kyiv: Naukova Dumka, 1987. 256 pages.
33. Shalin R.E. Single Crystals of Heat-Resistant Nickel Alloys. *Mashinostroenie*, 1997. 336 pages.
34. Kablov E.N. Cast Heat-Resistant Alloys. Mechanical Engineering Encyclopedia. Mashinostroenie, 2001. Vol. II-3: Non-Ferrous Metals and Alloys. Composite Materials. pp. 519–552.

35. Chester T. Sims, Norman S. Stoloff, William C. Hegel. Superalloys II. High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. 1st Edition. Wiley-Interscience, 1987. 320 p.
36. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nickel Heat-Resistant Alloys for Casting Blades with Directed and Single-Crystal Structures (Part I). *Materials Science*, 1997. № 4. P. 32–38.
37. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nickel Heat-Resistant Alloys for Casting Blades with Directed and Single-Crystal Structures (Part II). *Materials Science*, 1997. № 5. P. 14–22.
38. Chester T. Sims, Norman S. Stoloff, William C. Hegel. Superalloys II. Superalloys II. High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. 2nd Edition. Wiley-Interscience, 1987. 330 p.
39. Rae C.M.F. Topologically close packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal super alloy. Super alloys 2000. *Champion (Pennsylvania): Minerals, Metals & Materials Society*, 2000. P. 767–776.
40. Rae C.M.F., Reed R.C. The precipitation of topologically close-packed phases in rhenium-containing super alloys. *Acta Materialia*, 2001. Vol. 49. № 10. P. 4113–4125.
41. Кишкин С.Т. Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов. Москва: Наука, 2006. 407 с.
42. Acharya M.V., Fuch G.E. The effect of long-term thermal exposures on the microstructure and properties of CMSX-10 single crystal Ni-base super alloys. *Materials Science Engineering A*, 2004. Vol. 381. P. 143–153.
43. Davood Safaeian, Mohammad Vaezi. Investment Casting of Gas Turbine Blade by Used of Rapid Technologies. July 2009 AUSTRALIAN JOURNAL OF BASIC AND APPLIED SCIENCES 3(3):2979-2988.
44. Mohit Sigirisetty. Role of Additive Manufacturing in Investment Casting Process. April 2022. International Journal for Research in Applied Science and Engineering Technology 10(4). DOI:10.22214/ijraset.2022.41227
45. Sato A., Harada H., Kobayashi T., Murakumo T., Zhang J. and Yokokawa T. Fifth generation Ni-based single crystal superalloy with excellent oxidation resistance and creep strength. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 2006. Vol. 70. №. 2. P. 196–199.
46. Kitashima T., Harada H., Ping D. H. and Kobayashi T. Atom probe investigation of ruthenium distributions around rhenium, molybdenum and tungsten in a gamma phase of 5th-generation nickel-base single-crystal superalloys. *Materials Transactions*, 2007. Vol. 48, №. 3. P. 566–569.
47. Wee S., Do J., Kim K. et al. Review on mechanical thermal properties of superalloys and thermal barrier coating used in gas turbines. *Applied Sciences*, 2020. Vol. 10. P. 5476–16.
48. Koizumi Y., Jianxin Z., Kobayashi T. et al. Development of next generation Ni-base single crystal superalloys containing ruthenium. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 2003. Vol. 67. № 9. P. 468–471.
49. Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. et al. Influence of alloying elements on the creep strength of a 5th generation single crystal superalloy TMS-173. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 2005. Vol. 69. № 2. P. 241–244.
50. Chen C., Wang Q., Dong C., Zhang Y., and Dong H. Composition rules of Ni-base single crystal superalloys and its influence on creep properties via a cluster formula approach. *Scientific Reports*, 2020. Vol. 10. Article ID 21621.
51. Helbig C., Bradshaw A. M., Thorenz A. and Tuma A. Supply risk considerations for the elements in nickel-based superalloys. *Resources*, 2020. Vol. 9. P. 106–116.
52. Sivakumar S., Senthil Kumaran S., Uthayakumar M. and Daniel Das A., Garnet and Al-8yash composite under dry sliding conditions. *Journal of Composite Materials*, 2018. Vol. 52. №. 17. P. 2281–2288.
53. Huang M. and Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys/ *Rare Metals*, 2016. Vol. 35. № 2. P. 127–139.

**Skachkov Viktor**, professor, doctor of technical sciences, Zaporizhzhia National University, ORCID: 0000-0002-4447-4641

**Varchenko Dmytro**, graduate student, Zaporizhzhia National University, ORCID: 0009-0007-0993-0545

**Karpenko Hanna**, candidate of technical sciences, associate professor of the department, Zaporizhzhia National University, ORCID: 0000-0003-3504-0283

**Kyrychenko Oleksiy**, associate professor, candidate of technical sciences, Zaporizhzhia National University, ORCID: 0000-0002-3032-1919

---

**CURRENT STATION OF SCIENTIFIC AND TECHNICAL PROBLEMS  
IN THE INFLECTION OF CHEMICAL ELEMENTS ON THE INDICATORS  
OF THE INDICATORS OF THE INTELLIGENCE  
OF LIVARY ALLOYS BASED ON NICKEL**

A promising objective of modern scientific activity for young researchers\*\* is the creation and production of competitive equipment, including gas turbine engines for aircraft and helicopters. Their development must be based on new-generation, energy-efficient, and resource-saving materials.

Nickel–aluminum–chromium-based superalloys are critical materials for high-stress applications with highly efficient use in the aerospace sector, power generation, and transport industries. These alloys are distinguished by their ability to maintain creep resistance close to their melting temperatures and, overall, exhibit high strength.

Single-crystal nickel superalloys are used in the aerospace industry as gas turbine blades, while wrought alloys are typically limited to turbine disks and auxiliary components. These alloys are specifically engineered to operate at high temperatures (above 600 °C), where most traditional materials lose their properties.

Development of single-crystal heat-resistant nickel alloys with reduced density follows two primary approaches: optimizing chemical composition and reducing the content of heavy elements such as tungsten (W) and rhenium (Re), which allows for lower density without significantly compromising mechanical properties.

The following alloys were analyzed (in wt.%): LDS-1101: Higher Co (9.85%) and Mo (7.1%) content enhances thermal strength; higher Re (2.95%) improves high-temperature creep resistance; significant Ta (6.25%) increases heat resistance but may raise density, LEK94: Higher Al (6.5%) and Ti (1.0%) promote  $\gamma'$ -phase formation (strengthening), but lack of Mo and high Ta content found in LDS-1101 are not fully compensated.

Development of next-generation alloys involves numerous risks and challenges\*\*, particularly in sourcing high-quality raw materials. This is one reason why substantial research into state-of-the-art nickel alloys is nearly impossible for individuals. Contributions to this field are typically made by large technological research companies in the defense or aerospace sectors, or by advanced research institutions.

Typical 2nd-generation superalloys contain around 3 wt.% Re. In 3rd-generation alloys, this increases to approximately 6%. 4th-generation alloys include a small amount of Ru (5 wt.%). The concentrations of Ta, Co, Al, and W have remained relatively stable over time, while Mo and Ti are used in minor quantities. Cr content decreased through successive generations but increased again in the 6th-generation TMS-238 alloy and in low-Re superalloys.

Keywords: nickel-based alloys, alloying elements, extreme conditions, chemical composition