

Цей винахід відноситься до суперсплавів на основі нікелю для застосування у спрямовно скристалованих деталях та особливо до таких сплавів, з яких виробляються деталі, що мають гарні механічні властивості при підвищених температурах, гарну стійкість до високотемпературної корозії та гарну стійкість до окиснення.

Підвищенні вимоги щодо коефіцієнту корисної дії газотурбінних двигунів зумовили потребу у матеріалах, здатних витримувати більш суворі умови роботи. Зокрема, для певних випадків застосування необхідною є гарна міцність поряд зі стійкістю до високотемпературної корозії, окиснення та повзучості.

У [патенті США №3,619,182] описано суперсплав помірної міцності, який має комерційну назву IN 792 та який має доцільно високу корозійну стійкість. У [патенті №3, 619,182] описано сплав, що має склад, у вагових відсотках: 9,5-14 Cr, 7-11 Co, 1-2,5 Mo, 3-4 W, 1-4 Ta, аж до 1 Nb, 3-4 Al, 3-5 Ti, Al разом з Ti становить 6,5-8, 0,005-0,05 B, 0,01-0,25 Zr, 0,02-0,25 C, решта Ni. При поданні заявки [на патент №3, 619,182] передбачалося, що сплав виливався для утворення рівновісної (наприклад, без жодних ознак кристалографічної орієнтації) деталі, наприклад, деталей газотурбінного двигуна. [Патент США №3, 619,182] особливо включено сюди шляхом посилання.

Сплав, загальновідомий як GTD-111, виливали у рівновісні та спрямовно скристаловані зразки. У рівновісних виливках сплав GTD-111 має номінальний склад, у вагових відсотках: 14 Cr, 9,7 Co, 1,5 Mo, 3,8 W, 3 Ta, 3 Al, 0,10 C, 5 Ti, 0,02 B, 0,04 Zr, решта Ni, дивіться, наприклад, Schilke et al. "Advanced Materials Propel Progress in Land-Based Gas Turbines", Advanced Materials and Processes, April 1992; дивіться також [патент Великобританії №1,511,562] (13,7-14,3 Cr, 9-10 Co, 1-1,5 Mo, 4,8-5,5 Ti, 2,8-3,2 Al, 3-4,3 W, 1-1,5 Nb, 2,5-3 Ta, 2,8-3,2 Al, 0,08-0,2 C, 4,8-5,5 Ti, 0,01-0,02 B, 0,02-0,1 Zr та або 1,5-3,5 суміші Ta, Nb та Hf, або 2,5-3 Ta, або 2-2,5 Hf, або 1-1,5 Nb (або Ta разом з Nb та Hf становлять 1,5-3,5), та складається з основи та монокарбідної фази, розподіленої у основі, яка складається з Ti, Mo, W та/або Ta, та/або Nb, та/або Hf у таких співвідношеннях, щоб загальна кількість Mo та W становила менше, ніж 15 вагових відсотків від карбідної фази). У спрямовно скристалованих виливках номінальний склад є подібним, за виключенням того, що кількість цирконію є ледь меншою. Дивіться G.K. Bouse, "Eta (n) and Platelet Phases in Investment Cast Superalloys", представлений на Superalloys 1996, Seven Springs, Pa.

[Патент США №3,615,376] стосується сплаву з заявленим складом, у вагових відсотках: 0,15-0,3 C (згідно з описом є більш, ніж необхідно для запобігання окисдуванню, та є достатнім для утворення карбідів на межах зерен), 13-15,6 Cr, 5-15 Co, 2,5-5 Mo, 3-6 W, 4-6 Ti, 2-4 Al, 0,005-0,02 Zr, решта Ni та випадкові домішки, а також необхідно, щоб Ti/Al становили 1:1-3:1, Ti разом з Al становили між 7,5-9, Mo разом з 0,5 W становили між 5-7, при цьому треба, щоб сигма-фаза була практично відсутньою та щоб термін до руйнування при випробуванні на тривалу міцність становив, принаймні, 25 годин при напруженні 189,6МПа (27,5ksi (тисяч фунтів-сили на квадратний дюйм)) та температурі 982°C (1800°F). Спрямовно скристалований варіант цього сплаву може також містити суттєву навмисно додану кількість Hf, наприклад, аж до або понад 0,5 вагових відсотків. Ми визначили, взагалі, що для того, щоб пристосувати сплав до одержання колончастих зерен, у сплав слід додати суттєву кількість Hf, коли початковий сплав є рівновісним або монокристалічним, для надання критичних властивостей, таких як прийнятна пластичність, яка визначається на поперечному зразку, та для запобігання гарячого надриву під час виливання, що є необхідним при застосуванні для деталей газотурбінного двигуна.

Сплав, описаний у загально доступному [патенті США №4,597,809], є результатом дослідження впливу другорядних елементів, таких як вуглець, бор, цирконій та гафній, на властивості певних комерційних сплавів у монокристалічній формі (як виявляється, головною функцією цих другорядних елементів є залучання зміцнення на межах зерен). Попередньо визначили, що виготовлення сплаву IN 792 (первинно у рівновісній формі), який було перетворено [за патентом США за №3,619,182] у монокристалічну форму (проте без зміцнювання на межах зерен), зумовило суттєві та несподівані переваги щодо механічних властивостей. Деталі з монокристалічного IN 792, які оцінювали, не мали навмисних добавок вуглецю, бору, цирконію або гафнію. Протягом дослідження впливу другорядних елементів на IN 792 спостерігали, що додавання невеликої кількості вуглецю, а саме 0,10 вагових відсотків, до монокристалів IN 792 суттєво поліпшувало стійкість до високотемпературної корозії, проте, одночасно суттєво знижувало механічні властивості матеріалу. Поліпшення стійкості до високотемпературної корозії було повністю несподіваним та було незрозумілим. На наступному етапі дослідження здійснювали додавання танталу до основного складу IN 792 в узгодженні з доданим вуглецем та визначили, що збалансований вміст доданих танталу та вуглецю (щоб зв'язати вуглець у вигляді карбиду танталу) зумовлював гарну комбінацію поліпшених механічних властивостей та поліпшену стійкість до корозії.

Монокристалічні деталі у багатьох випадках є більш складними та дорогими у виробництві порівняно з такими ж колончасто-зернистими деталями, особливо при підвищенні розміру деталей. Крім того, коли необхідно виготовити деталі відносно великого розміру, наприклад, для застосування у наземній газовій турбіні, складність та вартість можуть суттєво підвищитися.

Як зазначалося вище, під час пристосування сплаву, первинно розробленого для застосування для монокристалічних деталей, для використання для колончасто-зернистих спрямовно скристалованих деталей або під час пристосування сплаву, первинно розробленого для застосування у рівновісній формі, для використання для колончасто-зернистих спрямовно скристалованих деталей, певні зміни щодо складу є звичайно обов'язковими для підвищення пластичності та міцності на межах зерен. Наприклад, гафній, вуглець, бор та цирконій звичайно додають до монокристалічного або рівновісного складу для поліпшення властивостей, таких як границя повзучості та/або пластичність, які визначаються на поперечних зразках. Проте, додавання гафнію, навіть у невеликій кількості, такий як 0,5-2 вагових відсотки, має декілька небажаних наслідків, включаючи підвищену сегрегаційну смугастість, яка може суттєво знизити рідкоплинність сплаву. Крім того, гафній сприяє підвищеному утворенню евтектики γ/γ' .

Гафній також знижує початкову температуру плавлення сплаву, таким чином знижуючи температурний діапазон, або вікно, доступний для термообробки на твердий розчин. Оскільки для того, щоб досягти належної границі повзучості, звичайно необхідно, щоб деталь зазнала придатної термообробки на твердий розчин,

знижений діапазон ускладнює - у деяких випадках робить неможливою - придатну термообробку на твердий розчин. Ця проблема загострюється для більш великих деталей, таких як деталі наземної газової турбіни, де сегрегація стає гіршою. Додавання гафнію також підвищує густину сплаву, підвищуючи вагу деталей, виготовлених з такого сплаву, а також може знизити мікроструктурну стабільність сплаву.

Бажано отримати матеріал для виготовлення колончасто-зернистих деталей та отримати такі деталі, які б мали адекватну міцність відносно таких самих деталей у монокристалічній формі та які б також демонстрували, принаймні, порівняну стійкість до окиснення та корозії.

Бажано також отримати переваги складу сплаву, пристосованого для застосування у колончасто-зернистих спрямовно скристалованих деталях, зберігаючи при цьому переваги сплаву, пристосованого для застосування у монокристалічних деталях.

Подібно до цього, бажано отримати сплав, який має стійкість до окиснення у колончасто-зернистій формі, яка є, принаймні, гідною порівняння зі стійкістю у монокристалічній формі.

Крім того, бажано отримати такий сплав, який має адекватну пластичність, яка визначається на поперечному зразку, без додавання гафнію.

Іще бажано отримати такий сплав, який не потребує термообробки на твердий розчин для досягнення адекватної границі повзучості.

Для вирішення зазначених задач заявляється група винаходів, пов'язаних єдиним винахідницьким задумом. В цю групу входять "Спрямовно скристалована деталь з високоміцного корозійностійкого та стійкого до окиснення суперсплаву на основі нікелю" та "Високоміцний корозійностійкий та стійкий до окиснення суперсплав на основі нікелю для колончасто-зернистих спрямовно скристалованих деталей".

Згідно з першим аспектом цього винаходу заявляється спрямовно скристалована деталь з високоміцного корозійностійкого та стійкого до окиснення суперсплаву на основі нікелю, який містить хром, кобальт, молібден, вольфрам, тантал, алюміній, титан, бор та вуглець, а також домішку цирконію, та який має основу, що містить карбідну фазу, при цьому відповідно до винаходу сплав містить компоненти у такому співвідношенні, ваг. %:

хром	10-13,5
кобальт	8-10
молібден	1,25-2,5
вольфрам	3,25-4,25
тантал	4,5-6
алюміній	3,25-4,5
титан	3-4,75
бор	0,0025-0,025
вуглець	0,05-0,15
нікель	решта,

при цьому алюміній разом з титаном становлять 6,5-8%, сплав не містить навмисних добавок ніобію та навмисних добавок гафнію, домішка цирконію становить не більше 0,05ваг.%, а як карбідну фазу основа сплаву містить 0,4-1,5 об'ємного відсотка фази на основі карбіду танталу.

У деяких конкретних формах виконання деталей, що заявляється, характеризується наступними суттєвими ознаками.

Деталь є колончасто-зернистою спрямовно скристалованою. Деталь має пластичність, яка визначається на поперечному зразку, яка перебільшує 5% при 760°C та при 982°C. Деталь є монокристалічною деталлю, яка містить границі з великими кутами аж до, принаймні, приблизно 20°. Деталь має стійкість до руйнування при випробуванні на повзучість до досягнення розриву достатню для того, щоб навантаження, що становить приблизно 186,2МПа, руйнувало деталь тільки більш ніж через 45 годин, та також має час досягнення деформації повзучості у 1%, що становить більш ніж 15 годин при 982°C. Руйнування при випробуванні на повзучість до досягнення розриву виникає лише після більш ніж 85 годин. Сплав містить компоненти у такому співвідношенні, ваг. %: хром 11-13, кобальт 8,25-9,75, молібден 1,5-2,25, вольфрам 3,4-4,25, тантал 4,7-5,5, алюміній 3,3-4, титан 3,75-4,3, бор 0,008-0,025, вуглець 0,05-0,15, нікель - решта, при цьому алюміній разом з титаном становлять 7,05-8%, а домішка цирконію становить не більше 0,04ваг.%. У сплаві вуглець становить 0,08-0,13ваг.%, а домішка цирконію становить не більше 0,02ваг.%. Сплав містить компоненти у такому співвідношенні, ваг. %: хром 12, кобальт 9, молібден 1,9, вольфрам 3,8, тантал 5, алюміній 3,6, титан 4,1, бор 0,015, вуглець 0,10, нікель - решта, а домішка цирконію становить не більше 0,02ваг.%. Деталь є деталлю газотурбінного двигуна. Деталь є лопаткою турбіни або напрямного апарату. Деталь має принаймні гідну порівняння вимірювану при 871°C стійкість до високотемпературної корозії та вимірювану при 1093°C стійкість до окиснення, яка принаймні удвічі перебільшує стійкість до окиснення спрямовно скристалованої деталі, що має номінальний склад, ваг. %: 14 Cr, 4,9 Ti, 1,5 Mo, 3,8 W, 2,8 Ta, 3 Al, 9,5 Co, 0,01 B, 0,02 Zr, 0,1 C та решта Ni. Деталь має стійкість до окиснення при 1093°C приблизно у 2,5 рази більше та термін до руйнування при випробуванні на тривалу міцність при 760°C приблизно у 2,4 рази більше, а при 982°C, принаймні, приблизно у 1,5 рази більше порівняно з подібною деталлю, яка має номінальний склад, ваг. %: 14 Cr, 4,9 Ti, 1,5 Mo, 3,8 W, 2,8 Ta, 3 Al, 9,5 Co, 0,01 B, 0,02 Zr, 0,1 C та решта Ni.

Згідно з другим аспектом цього винаходу заявляється високоміцний корозійностійкий та стійкий до окиснення суперсплав на основі нікелю для колончасто-зернистих спрямовно скристалованих деталей, який містить хром, кобальт, молібден, вольфрам, тантал, алюміній, титан, бор та вуглець, а також домішку цирконію, та який має основу, що містить карбідну фазу, при цьому відповідно до винаходу сплав містить компоненти у такому співвідношенні, ваг. %:

хром	12
кобальт	9
молібден	1,9
вольфрам	3,8

тантал	5
алюміній	3,6
титан	4,1
бор	0,015
вуглець	0,1
нікель	решта,

при цьому домішка цирконію становить не більше 0,02ваг.% і сплав не містить навмисних добавок ніобію, а як карбідну фазу основа сплаву містить 0,4-1,5 об'ємного відсотка фази на основі карбиду танталу.

У деяких конкретних формах виконання сплав, що заявляється, характеризується наступними суттєвими ознаками.

Згадана деталь є компонентом газотурбінного двигуна. Згаданий компонент газотурбінного двигуна є лопаткою турбіни або напрямного апарату. Сплав має стійкість до окиснення при 1093°C приблизно у 2,5 рази більше та термін до руйнування при випробуванні на тривалу міцність при 760°C приблизно у 2,4 рази більше порівняно з подібною деталлю, яка має номінальний склад, ваг. %: 14 Cr, 4,9 Ti, 1,5 Mo, 3,8 W, 2,8 Ta, 3 Al, 9,5 Co, 0,01 B, 0,02 Zr, 0,1 C та решта Ni.

Заявлені сплави для колончасто-зернистих спрямовно скристалованих деталей які мають принаймні гідну порівняння стійкість до окиснення відносно таких же монокристалічних деталей та стійкість до корозії принаймні гідну порівняння з такими сплавами. Крім того, сплави за винаходом мають стійкість до окиснення, принаймні дорівнює стійкості таких же рівновісних деталей, та принаймні таку ж стійкість до корозії. У багатьох випадках сплави цього винаходу зумовлюють те, деталі мають колончасто-зернисту спрямовно скристаловану форму та стійкість до окиснення, яка перебільшує стійкість порівнюваних деталей та сплавів у рівновісний або монокристалічній формі.

У колончасто-зернистій формі сплав демонструє стійкість до окиснення при 1093°C, принаймні, приблизно у 2,5 рази більшу, термін до руйнування при випробуванні на тривалу міцність при 760°C, принаймні, приблизно у 2,4 рази більший, а при 982°C, принаймні, приблизно у 1,5 рази більший порівняно з подібною деталлю, яка має номінальний склад, ваг. %: 14 Cr, 4,9 Ti, 1,5 Mo, 3,8 W, 2,8 Ta, 3 Al, 9,5 Co, 0,01 B, 0,02 Zr, 0,1 C та решта Ni.

Сплав за винаходом можна виливати у колончасто-зернистій спрямовно скристалованій (або монокристалічній) формі згідно зі способами за різними попередніми патентами, що є відомими у галузі. Звичайно, зерна виливки матимуть орієнтацію, паралельну до головної осі напруження деталі, наприклад <100>, проте, можна припустити відхилення. У випадку з монокристалічною деталлю ми вважаємо, що деталі можуть містити границі з великими кутами до 20° або більше. Там, де це необхідно, склад за винаходом після виливання у спрямовно скристалованій формі може зазнати теплової обробки з метою поліпшення механічних властивостей сплаву шляхом регулювання розміру гама-прим-частинок згідно, наприклад, зі способами [за патентом США №4116723]. Проте, такі деталі у вигляді виливків можуть мати адекватну границю повзучості (залежно від їх призначення) таку, що при цьому термообробка на твердий розчин не є обов'язковою.

Інші ознаки та переваги будуть зрозумілими завдяки опису та формулі винаходу, що ілюструють варіант здійснення винаходу.

Перелік ілюстративних матеріалів

Фіг.1 - це графік, що ілюструє найкращі значення одночасного кількісного вмісту вуглецю та бору згідно з цим винаходом. На графіку жирними крапками позначено одночасний кількісний вміст бору та вуглецю в конкретних складах сплаву, що використовували для виготовлення спрямовно скристалованих великих лопаток газової турбіни. Крапки з рискою зліва угорі позначають ті значення одночасного кількісного вмісту бору та вуглецю у сплавах, при яких у відповідних хвостовиках лопаток турбін малися тріщини. Крапки без рисок позначають ті значення одночасного кількісного вмісту бору та вуглецю у сплавах, при яких тріщини були відсутніми.

Фіг.2 - це діаграма, яка ілюструє стійкість до високотемпературної корозії різноманітних сплавів, включаючи сплави за винаходом, у порівнянні зі стійкістю до високотемпературної корозії рівновісно скристалованого сплаву IN 738, значення стійкості до високотемпературної корозії якого прийнято за 1. На діаграмі наведені дані щодо наступних сплавів: рівновісно скристалований сплав IN 738 (позначений як IN 738 EA), рівновісно скристалований сплав GTD-111 (GTD 111 EA), спрямовно скристалований сплав GTD-111 (DS GTD 111), рівновісно скристалований сплав RENE 80 (RENE 80 EA), рівновісно скристалований сплав IN 792 (IN 792 EA), спрямовно скристалований сплав модифікації 1 (MOD1 DS) (склади сплавів модифікацій 1-6 наведені далі у таблиці на стор.12), спрямовно скристалований сплав модифікації 2 (MOD2 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 3 (MOD3 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 4 (MOD4 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 5 (MOD5 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 6 (MOD6 DS). "MAX" позначає максимальні значення стійкості до високотемпературної корозії відповідних сплавів, а "MIN" - мінімальні значення.

Фіг.3 - це діаграма, яка ілюструє стійкість до окиснення різноманітних сплавів, включаючи сплави за винаходом, у порівнянні зі стійкістю до окиснення спрямовно скристалованого сплаву GTD-111, значення терміну служби до окиснення якого прийнято за 1. На діаграмі наведені дані щодо наступних сплавів: спрямовно скристалований сплав GTD-111 (позначений як DS GTD 111), рівновісно скристалований сплав RENE 80 (RENE 80 EA), рівновісно скристалований сплав IN 792 (IN 792 EA), рівновісно скристалований сплав IN 738 (IN 738 EA), монокристалічний сплав IN 792 (IN 792 SC), спрямовно скристалований сплав модифікації 1 (MOD1 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 2 (MOD2 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 3 (MOD3 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 4 (MOD4 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 5 (MOD5 DS), спрямовно скристалований сплав модифікації 6 (MOD6 DS). "MAX TERMIH" позначає максимальні значення термінів служби до окиснення відповідних сплавів, а "MIN TERMIH" - мінімальні значення.

Фіг.4 - це діаграма, яка ілюструє терміни до руйнування при випробуванні поперечних зразків на тривалу

міцність при 760°C та 586МПа стосовно декількох варіантів сплаву за винаходом. На діаграмі наведені дані щодо наступних зразків: зразок зі сплаву RENE 80 (позначений як RENE 80), зразок з рівновісно скристалованого сплаву GTD-111 (GTD 111 Eq), поперечний зразок зі сплаву модифікації 1 (MOD1 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 2 (MOD2 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 3 (MOD3 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 4 (MOD4 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 5 (MOD5 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 6 (MOD6 T). "MAX" позначає максимальні значення термінів до руйнування відповідних зразків, а "MIN" - мінімальні значення.

Фіг.5 - це діаграма, яка ілюструє терміни до руйнування при випробуванні зразків на тривалу міцність, виготовлених як зі спрямовно скристалованого сплаву GTD-111 (позначеного як CC GTD 111), так і зі сплаву за винаходом. Дані згруповані попарно для випробувань зразків із зазначених сплавів при однакових умовах, а саме: при 871°C та 344,7МПа, при 927°C та 248,2МПа, при 927°C та 186,2МПа та при 982°C та 186,2МПа. На Фіг.5 "MAX" позначає максимальні значення термінів до руйнування відповідних зразків, а "MIN" - мінімальні значення.

Фіг.6 - це діаграма, яка ілюструє терміни до руйнування при випробуванні повздовжніх та поперечних зразків на тривалу міцність при 982°C та 186,2МПа стосовно декількох варіантів сплаву за винаходом. На діаграмі наведені дані щодо наступних зразків: зразок зі сплаву RENE 80 (позначений як RENE 80), повздовжній зразок зі спрямовно скристалованого сплаву GTD-111 (GTD 111 DS L), зразок з рівновісно скристалованого сплаву GTD-111 (GTD 111 Eq), повздовжній зразок зі сплаву модифікації 1 (MOD1 L), поперечний зразок зі сплаву модифікації 1 (MOD1 T), повздовжній зразок зі сплаву модифікації 2 (MOD2 L), поперечний зразок зі сплаву модифікації 2 (MOD2 T), повздовжній зразок зі сплаву модифікації 3 (MOD3 L), поперечний зразок зі сплаву модифікації 3 (MOD3 T), повздовжній зразок зі сплаву модифікації 4 (MOD4 L), поперечний зразок зі сплаву модифікації 4 (MOD4 T), повздовжній зразок зі сплаву модифікації 5 (MOD5 L), поперечний зразок зі сплаву модифікації 5 (MOD5 T), повздовжній зразок зі сплаву модифікації 6 (MOD6 L), поперечний зразок зі сплаву модифікації 6 (MOD6 T). "MAX" позначає максимальні значення термінів до руйнування відповідних зразків, а "MIN" - мінімальні значення.

Фіг.7 - це графік, що ілюструє терміни до руйнування при випробуванні на тривалу міцність при 760°C зразків, виготовлених з різноманітних сплавів, включаючи сплав за винаходом. На графіку жирними крапками позначені значення термінів до руйнування зразків з рівновісно скристалованого сплаву GTD-111 (GTD 111 Eq), кільцями - значення термінів до руйнування повздовжніх зразків зі спрямовно скристалованого сплаву GTD-111 (GTD 111 DSL), трикутниками - значення термінів до руйнування зразків зі сплаву за винаходом, суцільною лінією - графік залежності логарифму терміну до руйнування від напруження для сплаву RENE 80, штриховою лінією - графік залежності логарифму терміну до руйнування від напруження для сплаву за винаходом.

Фіг.8 - це графік, що ілюструє терміни до руйнування при випробуванні на тривалу міцність при 982°C зразків, виготовлених з різноманітних сплавів, включаючи сплав за винаходом. На графіку жирними крапками позначені значення термінів до руйнування зразків з рівновісно скристалованого сплаву GTD-111 (GTD 111 Eq), кільцями - значення термінів до руйнування повздовжніх зразків зі спрямовно скристалованого сплаву GTD-111 (GTD 111 DSL), трикутниками - значення термінів до руйнування зразків зі сплаву за винаходом, суцільною лінією - графік залежності логарифму терміну до руйнування від напруження для сплаву RENE 80, штриховою лінією - графік залежності логарифму терміну до руйнування від напруження для сплаву за винаходом.

Фіг.9 - це діаграма, що ілюструє пластичність при випробуванні поперечних зразків на повзучість до розриву. Випробування проводили при 760°C та 586МПа. На діаграмі наведені значення подовження (у %) щодо наступних зразків: зразок з рівновісно скристалованого сплаву GTD-111 (позначений як GTD 111 Eq), поперечний зразок зі сплаву модифікації 1 (MOD1 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 2 (MOD2 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 3 (MOD3 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 4 (MOD4 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 5 (MOD5 T), поперечний зразок зі сплаву модифікації 6 (MOD6 T). "MAX" позначає максимальні значення подовження відповідних зразків, а "MIN" - мінімальні значення.

Докладний опис переважних варіантів здійснення винаходу

В основу цього винаходу покладено змінювання хімізму, первинно пристосованого для застосування у монокристалічних деталях, наприклад, як у загально доступному [патенті США №4597809], у сплаві, що є особливо корисним у виробництві колончасто-зернистих деталей, проте, ми вважаємо, що сплав за цим винаходом можна також застосовувати у виробництві монокристалічних деталей. У колончасто-зернистій формі деталі з виливків згідно з цим винаходом характеризуються гарною стійкістю до високотемпературної корозії, гарною стійкістю до окиснення та гарними властивостями стосовно повзучості та тривалої міцності, визначеними на поздовжніх та поперечних зразках. Ми також розглядали склад сплаву, який взагалі позначається як "GTD-111", дивіться, [наприклад, патент Великобританії №1511652], який застосовується у рівновісній та колончасто-зернистій формах та має номінальний склад у вагових відсотках: 14 Cr, 4,9 Ti, 1,5 Mo, 3,8 W, 2,8 Ta, 3 Al, 9,5 Co, 0,01 B, приблизно 0,02 Zr, приблизно 0,05 C та решта Ni. Ми вважаємо, що різні та переважних властивостей можна досягти, серед іншого, шляхом змінювання складу монокристалічного сплаву [за патентом США № 4597809] суттєвим підвищенням рівнів вуглецю та бору (та застосовуючи максимальну кількість цирконію у сплаві), з одного боку, або шляхом змінювання номінального вмісту рівновісного/колончасто-зернистого сплаву GTD-111 суттєвим підвищенням вмісту танталу, алюмінію, молібдену та бору та суттєвим зниженням вмісту титану та хрому, з другого боку [наприклад, у патенті Великобританії за №1511652] пропонується, серед іншого, високий вміст хрому (більш ніж 13,7 вагових відсотків), відносно високий вміст кобальту (більш ніж 9,5 вагових відсотків), а також вказується на те, що прийнятим є застосування більш ніж 0,02 % цирконію та що вміст танталу, який перебільшує 3-3,5 вагових відсотків, зумовить неприйнятну мікроструктурну нестабільність). Це є особливо вірним у випадку колончасто-зернистих деталей та разом з пильним регулюванням усього складу.

Звичайно кращий склад цього винаходу складається по суті з, ваг. %: 10-13,5 хрому (в ряді випадків

доцільно аж до 14,5%), 8-10 кобальту, 1,25-2,5 молібдену, 3,25-4,25 вольфраму (в ряді випадків доцільно аж до 4,3%), 4,5-6 танталу, 3,25-4,5 алюмінію, 3-4,75 титану (в ряді випадків доцільно аж до 5%), 0,0025-0,025 бору, не більше 0,05 домішки цирконію, краще не більше 0,02%, 0,05-0,15% вуглецю та не має навмисних добавок ніобію, не має навмисних добавок гафнію, а решта - це по суті нікель, де алюміній разом з титаном становлять 6,5-8%. Сплав також містить 0,4-1,5 об'ємного відсотка фази на основі карбіду танталу. Більш переважно сплав містить, ваг. %: 11-13 хрому, 8,25-9,75 кобальту, 1,5-2,25 молібдену, 3,4-4,25 вольфраму (в ряді випадків доцільно аж до 4,3%), 4,7-5,5% танталу, 3,3-4% алюмінію, 3,75-4,3% титану, 0,008-0,025% бору, не більше 0,04 домішки цирконію, краще не більше 0,02%, 0,05-0,15 вуглецю, краще 0,08-0,13 вуглецю, а решта - це по суті нікель, де алюміній разом з титаном становлять 7,05-8%. Найбільш переважно, сплав містить, ваг. %: 12% хрому, 9% кобальту, 1,9% молібдену, 3,8% вольфраму, 5% танталу, 3,6% алюмінію, 4,1% титану, 0,015% бору, менш ніж 0,02% домішки цирконію, 0,10% вуглецю, та не має ніяких навмисних добавок цирконію (окрім менш ніж 0,02% цирконію у будь-якому випадку) та ніяких навмисних добавок ніобію, ніяких навмисних добавок гафнію, а решта - це по суті нікель.

Ми визначили, що навіть незначні добавки цирконію шкідливо впливають на ливарні якості деталі, особливо великих деталей, таких як лопатки наземних газотурбінних двигунів. Деталі, що мають більш ніж приблизно 0,02 вагових відсотків цирконію, мають тенденцію розриватися під час охолодження та тверднення розплавленого матеріалу після точного виливання за виплавлюваними моделями. Незважаючи на іще неповну зрозумілість явища, проблеми гарячого надриву вдалося запобігти там, де цирконій був присутнім у менш ніж приблизно 0,02 вагових відсотків. Отже, склад за винаходом не містить ніяких навмисних добавок цирконію, та так чи інакше на практиці допускається до приблизно 0,02 вагових відсотків, ми віддаємо перевагу меншому вмісту. Для вирішення проблеми гарячого надриву ми випробовували декілька складів, які включали навмисні добавки до приблизно 1,0 вагового відсотка гафнію, та з ними не вдалося запобігти проблеми гарячого надриву, та вони, як очікується, підвищать вагу сплаву та знизять початкову температуру плавлення сплаву. Такий результат буде також обмежувати доступний температурний діапазон для термообробки деталей на твердий розчин, особливо більш великих деталей, таких як деталі наземної газової турбіни. Отже, ми віддаємо перевагу тому, щоб сплав та деталі також не містили ніяких навмисних добавок гафнію.

Ряд деталей з модифікацій сплаву (далі "мод.") виготовили шляхом точного виливання за виплавлюваними моделями колончасто-зернистих деталей та якості оцінили, як описано нижче. Склади сплавів модифікацій 1-6 наведені далі у таблиці (усі склади наведено у вагових відсотках). Взагалі, склад модифікації 4 є кращим складом серед шести перелічених нижче складів, проте, інші модифікації та інші склади у межах діапазонів за винаходом є також корисними. У кожному випадку решта складу включає нікель та невелику кількість випадкових домішок. Наприклад, ми оптимізували рідкоплинність сплаву, при цьому не за рахунок інших властивостей, шляхом підвищення рівня вуглецю до приблизно 0,08 вагових відсотків та шляхом підвищення рівня бору до приблизно 0,015 вагових відсотків (див. Фіг.1). Зусилля щодо оптимізації спричиняли, частково, суттєвий гарячий надрив під час виливання великих деталей. Гарячий надрив вдалося знизити та запобігти, коли рівні вуглецю підвищили аж до, принаймні, приблизно 0,08 вагових відсотків. Ми були здивовані, коли проблему гарячого надриву вдалося суттєво запобігти, коли рівні вуглецю підвищили з приблизно 0,07 до 0,08 вагових відсотків.

Сплав	Cr	Ti	Mo	W	Ta	Al	Co	B	Zr	C	Hf
GTD-111	14	4,9	1,5	3,8	2,8	3	9,5	0,01	0,02	0,1	0
4,597,809	12,2	4,2	1,9	3,8	5	3,6	9	0	0	0,07	0
Мод. 1	11,56	4,03	1,84	3,75	5,1	3,55	8,9	0,005	0,014	0,07	0,49
Мод. 2	11,68	4,04	1,83	3,72	4,96	3,58	8,86	0,005	0,015	0,06	0,88
Мод. 3	12,25	4,01	1,83	3,69	5,01	3,5	8,82	0,018	0,091	0,11	0,48
Мод. 4	11,94	4,03	1,84	3,75	5,15	3,55	8,93	0,008	0,02	0,06	0,01
Мод. 5	11,61	4,05	1,84	3,74	5,29	3,57	8,89	0,008	0,032	0,07	0,49
Мод. 6	11,9	4	1,82	3,7	4,93	3,52	8,79	0,019	0,103	0,12	0,94

Деталі, які підлягали оцінюванню, були виготовлені шляхом точного виливання за виплавлюваними моделями, після чого вони зазнали однакової термообробки - термообробки на твердий розчин при приблизно 1121°C протягом 2 годин, потім термообробки для виділення вторинних фаз при 1079°C протягом 4 годин, потім термообробки для стабілізації структури сплаву при приблизно 843°C протягом 24 годин. У деяких випадках деталі зазнали термообробки на твердий розчин при 1177 -1204°C протягом більш короткого часу, проте вони не демонстрували ніякого суттєвого поліпшення властивостей.

Фіг.2 ілюструє відносну стійкість до високотемпературної корозії сплаву за винаходом у порівнянні з іншими сплавами, включаючи сплав GTD-111. Тестування стосовно корозії виконували при 899°C у корозійному газоподібному середовищі, яке отримали внаслідок згоряння палива Jet A (у співвідношенні повітря до палива 30:1) з додаванням 20млн⁻¹ морської солі за ASTM та достатньої кількості діоксиду сірки для отримання вмісту сірки, еквівалентного 1,3% у паливі. Наведені числа позначають години, протягом яких деталі зазнавали дії, необхідної для отримання 0,025мм корозії. Як видно на Фіг.2, сплав за винаходом демонструє стійкість до корозії, що є гідною порівняння зі стійкістю до корозії GTD-111 та суттєво кращою, ніж стійкість до корозії монокристалічних сплавів з подібними складами, дивіться загально доступні [патенти США №4209348 та №4719080].

Фіг.3 демонструє відносну стійкість до окиснення при 1093°C пальникового пристрою, що не має покриття та виготовленого з декількох модифікацій сплаву за винаходом та з декількох інших сплавів. Також стійкість до окиснення перебільшує стійкість до окиснення GTD-111, модифікація 4 має стійкість до окиснення суттєво більш високу (принаймні у 2,5 рази більшу), ніж GTD-111, та подібну стійкості до окиснення монокристалічного

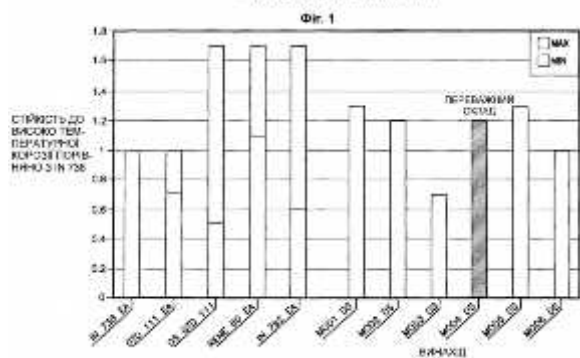
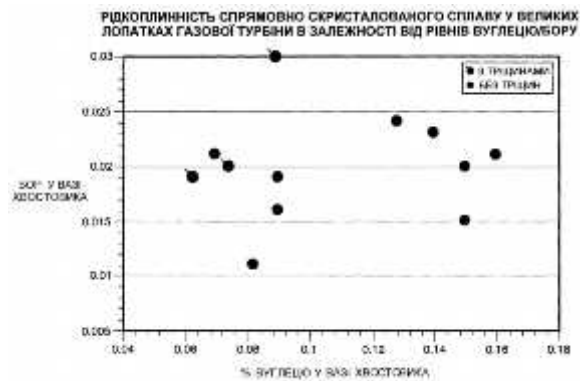
сплаву [за патентом США №4597809]. Підвищення вмісту алюмінію та зниження вмісту титану у сплаві за винаходом порівняно з GTD-111 у більшій мірі зумовлює більш значну стійкість до окиснення сплаву за винаходом.

Час, необхідний для досягнення деформації повзучості у 1%, тестували на зразках (у багатьох випадках як поздовжніх, так і поперечних) при 760°C при застосуванні напруження 586МПа та при 982°C при застосуванні напруження 186,2МПа. Результати зображено на Фіг.4-8. Знов, сплав за винаходом демонстрував подовжені порівняно зі сплавом GTD-111 терміни до руйнування при випробуванні на тривалу міцність.

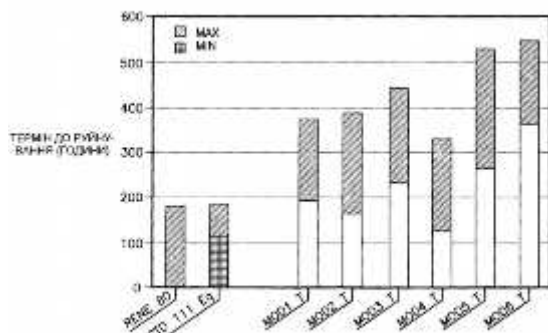
Для декількох модифікацій також визначили пластичність при випробуванні поперечних зразків на повзучість до досягнення розриву, як зображено на Фіг.9. Мінімальне подовження при руйнуванні (див. Фіг.9) становило принаймні біля 5%. Очікується, що така пластичність, яка визначається на поперечних зразках, дозволить отримати матеріал, що буде більш стійким до утворення тріщин у виливках.

Взагалі, цей винахід базується на модифікуванні або опублікованого складу для колончато-зернистої деталі з попереднього рівня техніки, або опублікованого складу для монокристалічної деталі з попереднього рівня техніки. Порівняно з колончато-зернистою деталлю з попереднього рівня техніки цей винахід включає, серед іншого, суттєво підвищений вміст танталу, алюмінію та молібдену та суттєво знижений вміст титану та хрому. Порівняно з монокристалічною деталлю з попереднього рівня техніки цей винахід включає, серед іншого, обачну кількість бору та вуглецю, при цьому контролюється присутність цирконію (кожен з яких, певно, не охоплюється сплавом з попереднього рівня техніки). У будь-якому випадку сплав за винаходом та деталі, що виготовляються з цього сплаву, демонструють гарну комбінацію стійкості до окиснення, стійкості до корозії та стійкості до руйнування при випробуванні на повзучість до досягнення розриву при різних температурах.

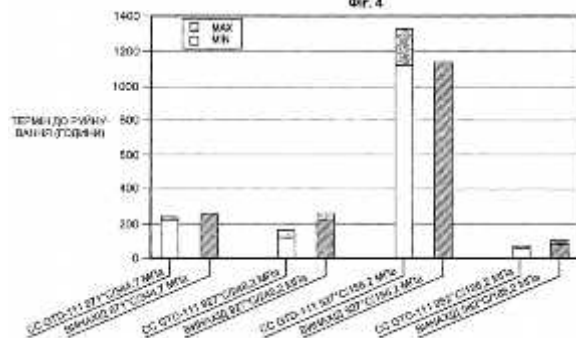
Слід розуміти, що цей винахід не обмежується певними варіантами здійснення, продемонстрованими та описаними тут, та можна здійснити різні зміни та модифікації, які не відходять від духу та об'єму цієї нової концепції, яку визначено у наступній формулі винаходу.



ТЕРМІН ДО РУЙНУВАННЯ ПРИ ВИПРОБУВАННІ ПОПЕРЕЧНИХ ЗРАЗКІВ
НА ТРИВАЛУ МІЦНІСТЬ ПРИ 760°C (1400°F) - 586 МПа (85 ksi)

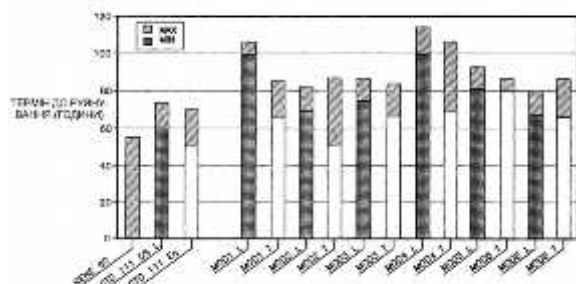


Фиг. 4



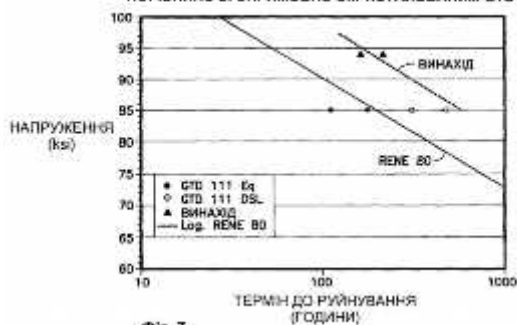
Фиг. 5

ТЕРМІН ДО РУЙНУВАННЯ ПРИ ВИПРОБУВАННІ ПОВЗДОВЖНИХ
ТА ПОПЕРЕЧНИХ ЗРАЗКІВ НА ТРИВАЛУ МІЦНІСТЬ
ПРИ 982°C (1800°F) - 136,2 МПа (27 ksi) ПОРІВНЯНО З GTD-111



Фиг. 6

ДЕМОНСТРУЄ НЕЗНАЧНО ПОЛІПШЕННИЙ ТЕРМІН ДО РУЙНУВАННЯ
ПРИ ВИПРОБУВАННІ НА ТРИВАЛУ МІЦНІСТЬ ПРИ 760°C (1400°F)
ПОРІВНЯНО ЗІ СПРЯМОВНО СКРИСТАЛОВАНИМ GTD-111



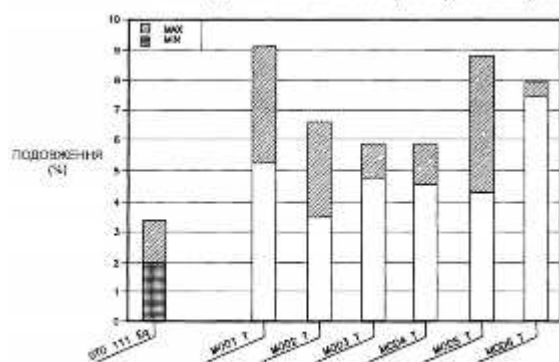
Фиг. 7

ДЕМОНСТРУЄ ПОДОВЖЕНИЙ ТЕРМІН ДО РУЙНУВАННЯ ПРИ ВИПРОБУВАННІ
НА ТРИВАЛУ МІЦНІСТЬ ПРИ 982°C (1800°F)
ПОРІВНЯНО ЗІ СПРЯМОВНО СКРИСТАЛОВАНИМ GTD-111



Фиг. 8

ПЛАСТИЧНІСТЬ ПРИ ВИПРОБУВАННІ ПОПЕРЕЧНИХ ЗРАЗКІВ НА
ПОВЗУЧІСТЬ ДО РОЗРИВУ ПРИ 760°C (1400°F) - 586 МПа (85 ksi)



Фиг. 9