

УДК 621.791.01:669

Сливінський О. А.¹, Зворикіна А. К.¹, Аржакін М.А.², Пігерт С.²¹ Національний технічний університет України «КПІ». Україна, м. Київ² Siemens AG. Німеччина, м. Берлін

ОСОБЛИВОСТІ ОБРОБЛЕННЯ ЗВАРЮВАННЯМ ТА ПАЯННЯМ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ У ГАЗОТУРБІННІЙ ТЕХНІЦІ

Наведені особливості бездефектного зварювання та паяння жароміцних нікелевих сплавів, схильних до виникнення гарячих тріщин, переважно для ремонтного відновлення деталей газотурбінної техніки. Для цього попередньо розглянуті мікроструктурні передумови утворення гарячих тріщин в жароміцних сплавах на основі нікелю та проаналізовані можливості та переваги найпоширеніших методів з'єднання. Обґрунтовані заходи для одержання належної структури та еквівалентних основному металу експлуатаційних можливостей відремонтованої ділянки.

Ключові слова: зварювання; жароміцні сплави; газотурбінна техніка; дефект; гарячі тріщини; ремонт.

Вступ

Від початку ери реактивної авіації, постійне вдосконалення авіаційних двигунів, а згодом і промислових газотурбінних установок, вимагало розробки та впровадження нових матеріалів з особливими експлуатаційними властивостями. Оскільки ефективність будь-якої газотурбінної установки безпосередньо залежить від робочої температури в камері згорання, вся історія розвитку газотурбінної техніки протягом останніх 60 років пов'язана з пошуком нових конструкційних матеріалів, здатних до тривалої експлуатації при температурах «гарячої зони» газової турбіни.

В теперішній час за високотемпературними матеріалами, що застосовуються в газотурбінних двигунах закріпилася назва «суперсплави». Автори цього терміну дають наступне визначення [1]: «суперсплави – це сплави, як правило на основі елементів VIII групи періодичної системи, що розроблені спеціально для експлуатації при підвищеній температурі під впливом високих механічних навантажень, в умовах при яких від матеріалу вимагається висока поверхнева стабільність». Іншими словами це сплави з високими опірністю до повзучості та корозійною стійкістю при температурах вище 650 °С.

Першими такими матеріалами були залізонікелеві сплави з 25...30 % Ni, 15 % Cr та 2 % Ti, з ефектом зміцнення внаслідок термічного старіння.

Легування нікель-хромового твердого розчину титаном та алюмінієм заклало фундамент для розвитку сплавів типу Nimonic – матеріалів що зміцнюються через виділення когерентної γ' -фази $Ni_3(Al,Ti)$. Ці сплави зберігають високу міцність при температурі вище 650 °С, випереджаючи високолеговані сталі за показниками жароміцності [2].

В сьогоднішні, виходячи зі співвідношення собівартості, оброблюваності зварюванням і спорідненими процесами та максимальної температури експлуатації, найбільш доцільним є застосування суперсплавів нікелю різного структурного стану (литих полікристалічних, напрямлено кристалізованих, монокристалічних). Останнє покоління литих сплавів на основі нікелю призначено для тривалої роботи при температурах 1200 °С і вище (рис. 1). Їм на заміну вже у найближчому майбутньому можуть прийти керамічні матеріали та сплави на основі тугоплавких металів (Ta, Nb та ін.) [1, 3].

Висока жароміцність нікелевих суперсплавів забезпечується зміцненням через твердий розчин, а також дисперсійним твердінням або дисперсійним зміцненням [1]. В останньому випадку йдеться вже про композиційні матеріали, оскільки, на відміну від класичних старіючих сплавів, у яких зміцнювальна дисперсна фаза виділяється з перенасиченого твердого розчину, в структуру дисперсійно-зміцнених сплавів ця фаза вводиться штучно на одній зі стадій їх виготовлення.

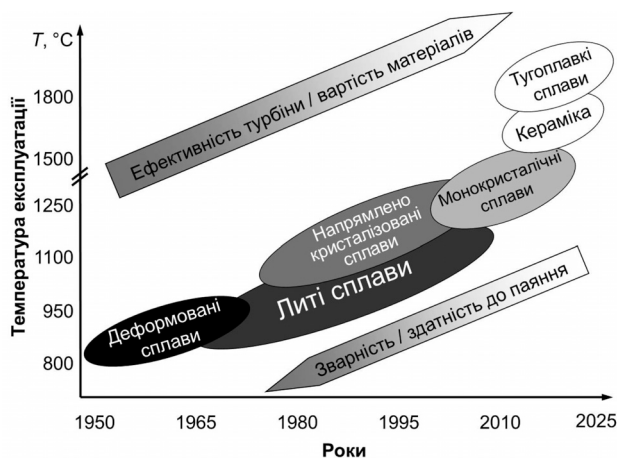


Рис. 1. Тенденції розвитку жароміцних матеріалів для газотурбінної техніки

Суперсплави на основі нікелю, як і будь-які інші жароміцні сплави, мають специфічний, відмінний від звичайних конструкційних матеріалів характер температурної залежності показників міцності: їх міцність поступово збільшується зі зростанням температури, перш ніж за деякої критичної температури починає різко спадати. Раціональне легування нікелевих суперсплавів дозволяє підвищити критичну температуру знеміцнення до $0,8T_{пл}$, що і обумовлює їх переважне застосування для високо-температурної експлуатації в газотурбінній техніці.

Економічне обґрунтування для ремонтного відновлення

Зростання собівартості жароміцних сплавів з підвищенням їх температурної витривалості збільшує зацікавленість виробників газотурбінної техніки в максимально можливому збільшенні терміну експлуатації вузлів та агрегатів, виготовлених з цих матеріалів. Перш за все це стосується «гарячої зони» газотурбінної установки, в якій матеріали зазнають найбільшого термомеханічного навантаження під час експлуатації.

За прийнятою практикою найбільш інтенсивно навантажені лопатки турбін підлягають інспекції після 20 000 годин експлуатації з метою перевірки їх стану. Необхідність ремонтного відновлення визначається зношеністю металокерамічного покриття лопатки. При цьому користувач зацікавлений у зменшенні тривалості відновлювальних робіт так, щоб вся партія лопаток могла бути відремонтованою протягом планової п'ятитижневої перевірки [4]. Практична реалізація цієї вимоги неможлива без застосування сучасних технологій зварювання та споріднених процесів, які застосовують для проведення ремонту зношених лопаток.

Відомо, що збільшення вмісту γ -фази та легувальних елементів, що зумовлюють її виділення, погіршує зварність нікелевих сплавів [5]. В той же

час, у сучасних жароміцних сплавах об'ємна частка γ -фази $Ni_3(Al, Ti)$ та, у деяких сплавах, γ -фази Ni_3Nb може сягати 70 % [6]. При цьому найбільшою проблемою зварювальної обробки цих матеріалів стає виникнення гарячих тріщин різних типів: кристалізаційних, сегрегаційних, підсолідусних та повторного нагрівання.

Механізми тріщиноутворення

Найчастіше гарячі тріщини, зумовлені зварювальною обробкою, розділяють за умовами їх виникнення, згідно запропонованої Хемсвортом та ін. [7] класифікації на «тип 1» та «тип 2».

«Тип 1» охоплює всі випадки міжкристалітних (міжзеренних) крихких руйнувань, що виникають в ході охолодження на завершальному етапі кристалізації металу зварного шва (кристалізаційні тріщини), або під час локального оплавлення міжзеренної границі навколошовної ділянки (сегрегаційні тріщини). При цьому спільними рисами всіх цих дефектів є: перебування металу в двофазному твердо-рідкому стані та ліквіація або сегрегація домішок, здатних утворювати легкоплавкі з'єднання [8, 9].

Тріщини «типу 2», які у вітчизняній фаховій літературі здебільшого набули назви підсолідусних тріщин, в закордонних джерелах класифікують як тріщини провалу пластичності (ductility dip cracks, скорочено DDC). Їх виділення в окрему групу пов'язане з тим, що на відміну від інших видів гарячих тріщин, підсолідусні тріщини виникають у повністю твердому металі зварного з'єднання без жодних ознак рідкої фази [7, 10, 11].

Теоретичні уявлення про механізми утворення гарячих тріщин під час зварювання припускають наявність у зварюваного металу певного температурного інтервалу або кількох інтервалів, в межах яких, через його низьку деформаційну спроможність, можуть утворюватись гарячі тріщини [12]. Оскільки метал нагрітий до високих температур ділянок зварного з'єднання, через незначну міцність, вимушений в'язкопластично деформуватись у полі діючих зварювальних напружень, показником деформаційної спроможності (опірності до гарячих тріщин), як правило, виступає його пластичність. Відповідно, матеріали схильні до утворення різних видів гарячих тріщин мають кілька інтервалів спадання високотемпературної пластичності, які ще називають температурними інтервалами крихкості (ТІК). Типова для суперсплавів на основі нікелю температурна залежність пластичності наведена на рис. 2.

Вплив фізичних властивостей суперсплавів на їх зварність

За результатами наведених в [13, 14] досліджень, схильність нікелевих сплавів до утворення

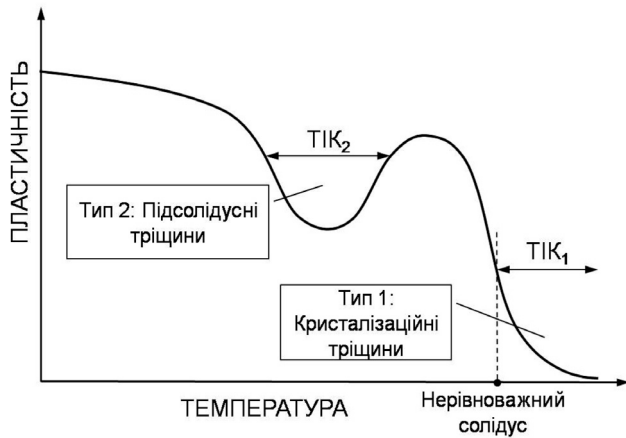


Рис. 2. Температурна залежність пластичності суперсплаву під час охолодження після зварювання

гарячих тріщин зростає разом зі збільшенням ступеню їх дисперсійного твердіння та, пов'язаними з цим, зростанням жароміцності і зменшенням теплопровідності матеріалу.

Відомо, що зростання жароміцності сплаву шляхом зміцнення через твердий розчин або дисперсійного твердіння зумовлює зменшення теплопровідності та коефіцієнту термічного розширення в широкому інтервалі температур [14]. Відповідним чином це впливає на процеси поширення тепла в цих матеріалах під час зварювання. За даними [15], при зварюванні нікелевих жароміцних сплавів температурні поля характеризуються значно меншими швидкостями нагрівання та охолодження, а також більшими градієнтами температур порівняно до зварювання конструкційних вуглецевих сталей. В свою чергу, це зумовлює значно вищий темп наростання зварювальної деформації для нікелевих суперсплавів, ніж для сталей загального призначення, при всіх інших незмінних умовах зварювання та параметрах режиму.

Результати наведених в [15] розрахунків показують, що поєднання низької теплопровідності з високою жароміцністю суперсплавів, обумовлює несинхронний характер протікання термічного та деформаційного процесів у навколошовній зоні. На відміну від зварювання конструкційних сталей, у яких відразу від початку охолодження від максимальної температури деформація розтягування по товщині змінюється на деформацію стискування, для нікелевих сплавів притаманне продовження наростання в ЗТВ деформації розтягу по товщині ще протягом деякого часу. Внаслідок цього темп наростання деформацій розтягу в навколошовній зоні стає особливо великим.

Висока жароміцність суперсплавів на основі нікелю зумовлюється підвищеною релаксаційною стійкістю цих матеріалів. Як відомо, релаксація являє собою процес переходу кристалічного тіла з

одного, термодинамічно нерівноважного стану в інший, більш рівноважний, шляхом зменшення рівня напружень, протягом деякого часу, при постійних лінійних розмірах тіла.

Високотемпературна релаксація забезпечується дифузійними процесами упорядкування кристалічної структури (полігонізацією, міграцією границь зерен та ін.). Зміцнення здійснюється через твердий розчин шляхом виділення з нього зміцнювальних фаз типу $Ni_3(Al, Ti)$, Ni_3Nb , $Cr_{23}C_6$ та ін., надаючи жароміцним сплавам високу опірність проти високотемпературної повзучості, також визначають і їх високу релаксаційну стійкість. З позицій зварності суперсплавів все вищевказане обумовлює локалізацію пластичної деформації в обмеженому об'ємі металу навколошовної ділянки та шва, який через високотемпературне зменшення зазнає релаксації напружень не здатний чинити опір зварювальній деформації і, за певного несприятливого темпу її наростання, схильний до утворення гарячих тріщин [16].

Мікроструктурні передумови гарячих тріщин

Складна система легування з великою кількістю легувальних елементів (табл. 1) викликає збільшення в складі жароміцних сплавів на основі нікелю непередбачуваних домішок. За даними [3], до їх складу можуть входити до 13 основних та 12 домішкових елементів, таких як марганець, кремній, сірка, фосфор, кисень та ін. Присутність в основному та присадному металі вказаних домішок, поруч з основними легувальними елементами, що мають обмежену розчинність в Ni-Cr-Fe-матриці – титаном, алюмінієм, бором, цирконієм та ін. – створює в металі шва та навколошовної зони сприятливі для розвитку ліквідаційних та сегрегаційних процесів передумови. Як відомо, ці процеси здатні в умовах зварювання плавленням зменшити температуру остаточної кристалізації рідкої ванни, а також викликати часткове розплавлення міжзеренних границь навколошовної ділянки і, таким чином сприяти утворенню гарячих тріщин «типу 1». З іншого боку, сегрегаційні процеси, що протікають в твердому металі можуть спричинити зменшення міжзеренної міцності й, таким чином, полегшити утворення гарячих тріщин «типу 2», яке на думку багатьох дослідників пов'язане з міжзеренним проковзуванням поблизу температури рекристалізації [5, 10, 17].

Не дивлячись на тривале дослідження феномену підсолідусних тріщин «типу 2», механізм їх утворення під час зварювання поки що остаточно не з'ясований. Розгорнутий аналіз сучасних поглядів різних дослідників на причини та умови утворення цих дефектів наведено в [17]. Необхідними умовами зародження підсолідусних тріщин є переважний розвиток в матеріалі внутрішньої пластич-



Хімічний склад жароміцних нікелевих сплавів [1, 3, 5], %

Сплав	Ni	C	Cr	Co	Mo	W	Ta	Al	Ti	Інші елементи
Деформовані сплави										
Inconel 718	осн.	0,04	19,0	—	3,0	—	—	0,5	0,9	18,5Fe; 5,1Nb
Rene 41	осн.	0,09	19,0	11,0	11,0	—	—	1,5	3,1	0,01B
Nimonic 80A	осн.	0,06	19,5	—	—	—	—	1,4	2,4	0,003B; 0,06Zr
Udimet 700	осн.	0,06	15,0	17,0	5,0	—	—	4,0	3,5	0,003B
Литі сплави										
IN 738LC	осн.	0,11	16,0	8,5	1,75	2,5	1,6	3,5	3,5	0,7Nb; 0,01B; 0,05Zr
IN 939	осн.	0,15	22,5	19,0	—	2,0	1,4	1,9	3,7	1,0Nb; 0,01B; 0,09Zr
Rene 80	осн.	0,17	14,0	9,5	4,0	4,0	—	3,0	5,0	0,02B; 0,03Zr
GTD-222	осн.	0,08	22,5	19,1	—	2,0	0,95	1,2	2,3	0,8Nb
Монокристалічні сплави 1-го покоління										
PWA 1480	осн.	—	10,0	5,0	—	4,0	12,0	5,0	1,5	—
CMSX 2	осн.	—	7,9	4,6	0,6	7,9	5,8	5,6	1,0	0,1Hf
Rene N4	осн.	0,07	9,0	8,0	2,0	6,0	4,0	3,7	4,2	—
Напрявлено кристалізовані сплави 1-го покоління										
CM 247LC	осн.	0,07	8,1	9,2	0,5	9,5	3,2	5,6	0,7	0,02B; 0,02Zr; 1,4Hf
MarM 002	осн.	0,15	9,0	10,0	0,5	10,0	2,5	5,5	1,5	0,02B; 0,04Zr; 1,5Hf
GTD-111	осн.	0,10	14,0	9,5	1,5	3,8	2,8	3,0	4,9	0,01B; 0,03Zr; 1,4Hf
Монокристалічні сплави 2-го покоління										
CMSX 4	осн.	—	6,5	9,0	0,6	6,0	6,5	5,6	1,0	3,0Re; 0,1Hf
Rene N5	осн.	0,05	7,0	7,5	1,5	5,0	6,5	6,2	—	3,0Re; 0,15Hf
PWA 1484	осн.	—	5,0	10,0	1,9	5,9	8,7	5,7	—	3,0Re; 0,15Hf
SC 180	осн.	—	5,0	10,0	2,0	5,0	8,5	5,2	1,0	3,0Re; 0,1Hf
Напрявлено кристалізовані сплави 2-го покоління										
CM 186LC	осн.	0,07	6,0	9,0	0,5	8,0	3,0	5,7	0,7	3,0Re; 0,02B; 0,01Zr; 1,4Hf
Rene 142	осн.	0,12	6,8	12,0	1,5	4,9	6,4	6,2	—	2,8Re; 0,02B; 0,02Zr; 1,5Hf
PWA 1426	осн.	0,10	6,5	12,0	1,7	6,5	4,0	6,0	—	3,0Re; 0,02B; 0,03Zr; 1,5Hf
Монокристалічні сплави 3-го покоління										
CMSX 10	осн.	—	2,0	3,0	0,4	5,0	8,0	5,7	0,2	6,0Re; 0,03Hf; 0,1Nb
Rene N6	осн.	0,05	4,2	12,5	1,4	6,0	7,2	5,75	—	5,4Re; 0,15Hf

ної деформації у формі міжзеренного проковзування та локалізація напружень по окремих ділянках границь зерен, окрихчених специфічним характером структурних та фазових перетворень при зварюванні. При цьому, найбільш обґрунтованими

виглядають наступні пояснення причин окрихчення міжзеренних границь нікелевих суперсплавів в підсолідусному інтервалі крихкості:

– накопичення домішок та дефектів кристалічної будови вздовж міжзеренних границь внаслідок

їх міграції під час охолодження металу після зварювання [10, 18];

– збільшення мікроструктурної неоднорідності металу зварного з'єднання внаслідок зумовлених зварювальним теплом перетворень зміцнювальних фаз (розчинення, вторинне виділення, перерозподіл, коагуляція тощо) [10, 19];

– мікросегрегація непередбачуваних домішок, переважно кисню та азоту, вздовж міжзеренних границь [20, 21].

В останньому випадку механізм окрихчення реалізується через взаємодію рухомих дислокацій з атомами домішок [22]. Як відомо в металі зварного з'єднання з ГЦК-будовою кристалічної ґратки повні дислокації зазвичай розщеплюються на дві часткові, між якими знаходиться смуга дефекту упаковки. За високих температур (при $T > 0,4T_{пл}$), атоми розчинених елементів дифундують на границі між дефектом упаковки та областю досконалого металу – утворюються так звані атмосфери Сузукі, зумовлені хімічною взаємодією дислокацій з атомами домішок. У цьому випадку високотемпературна повзучість реалізується шляхом переміщення з постійною швидкістю дислокацій, закріплених атмосферами деяких елементів, в тому числі розчинених в металі домішок. Останні можуть переміщуватись разом з рухомими дислокаціями до міжзеренної границі (рис. 3).

У зв'язку з вище сказаним, підсолідусний інтервал крихкості можна розглядати як інтервал темпе-

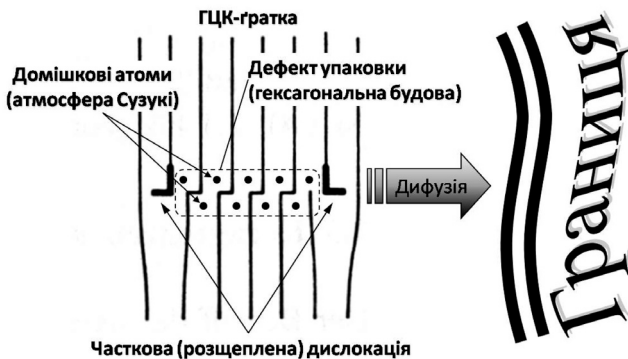


Рис. 3. Модель «транспортування» домішки дислокацією до міжзеренної границі в умовах високотемпературної пластичної деформації

ратур, в межах якого все ще зберігається достатньо висока енергія зв'язку домішкових атомів з дислокаціями і, одночасно з цим, підвищується рухомість домішок через інтенсифікацію дифузії. В цьому інтервалі може відбуватись захоплення домішкового елемента рухомими дислокаціями та його «транспортування» до міжзеренної границі. Поступове накопичення домішок по ділянках виходу дислокацій на міжзеренні границі здатне змінити

співвідношення міцності тіла зерна і границі та спричинити міжзеренне окрихчення [22].

Способи ремонтного відновлення

Для ремонтного відновлення або з'єднання деталей газотурбінної техніки виготовлених зі сплавів на основі нікелю здебільшого застосовують ті способи та технології зварювання і паяння, що враховують викладені вище особливості зварності цих матеріалів та передбачають відповідний комплекс заходів з забезпечення належної якості.

Серед традиційних способів зварювання для обробки нікелевих суперсплавів в першу чергу застосовується дугове зварювання вольфрамовим електродом в інертних газах, що обумовлено наступними особливостями цього способу:

- високий ступінь механізації, можливість зварювання в різних просторових положеннях, відносно хороша контрольованість тепловкладення;
- застосування відокремленого (не електродного) присадного матеріалу;
- інертна захисна газова атмосфера;
- можливість використання присадного дроту малого діаметру, що дозволяє зменшувати перетин зварного шва.

Разом із цим відомими недоліками аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом є:

- низька продуктивність процесу;
- відносно велике для нікелевих суперсплавів тепловкладення в основний метал та низька концентрованість джерела нагрівання;
- небезпека утворення вольфрамових включень в металі шва, внаслідок малої довжини дуги.

Через зазначені недоліки, аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом використовується переважно для «косметичного ремонту» деталей турбін, що допускають застосування пластичного присадного матеріалу, з відносно невеликим ступенем дисперсійного зміцнення, як наприклад «Inconel 625». Це актуально тільки для відновлення зношених поверхонь лопаток у так званій «холодній зоні» поблизу хвостовиків (рис. 4).

Дослідження з вдосконалення технології аргонодугового зварювання високонікелевих матеріалів, перш за все з метою попередження виникнення гарячих тріщин, тривають вже багато років. Найбільш перспективними напрямками розвитку є застосування різних газових сумішей в поєднанні зі складними процедурами попереднього підігрівання та післязварювальної термічної обробки [23]. Не дивлячись на це, поки що не існує технології аргонодугового зварювання нікелевих суперсплавів, яка гарантувала б повну відсутність гарячих тріщин, без необхідності попереднього підігрівання та допускала б застосування однакового з основним присадного матеріалу. З урахуванням високої вит-

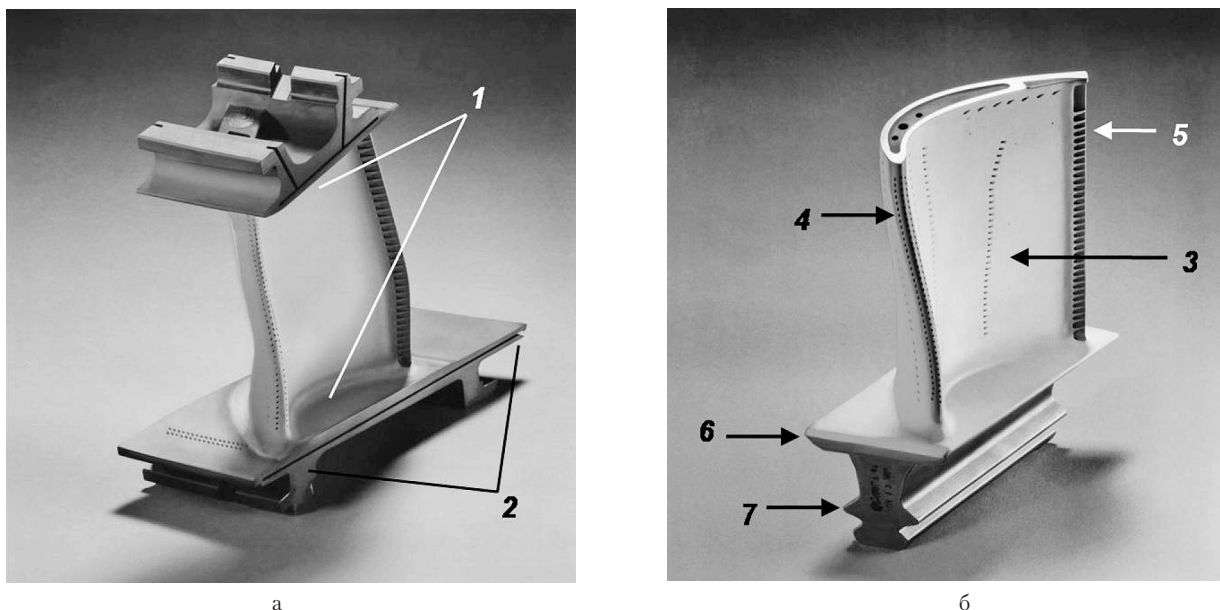


Рис. 4. Соплова полікристалічна (а) та робоча монокристалічна (б) лопатки газової турбіни SGT5-4000: 1 – «гаряча» або робоча зона лопатки, покрита багатшаровим термостійким покриттям; 2 – «холодна» зона лопатки або кріплення; 3 – перо лопатки; 4 – вхідна крайка; 5 – вихідна кромка; 6 – полиця; 7 – хвостовик. Джерело: «Siemens Energy»

ратомісткості виготовлення дисперсійно зміцненого нікелевого присадного дроту, застосування аргонодугового зварювання для ремонту лопаток турбін переважно виявляється економічно недоцільним.

Можливість суттєвого зменшення тепловкладення в основний метал, порівняно з дуговим зварюванням, обумовлює переваги застосування променевих способів зварювання, особливо у контексті боротьби з гарячими тріщинами.

Лазерне зварювання переважно застосовують для відновлення зношених та пошкоджених поверхонь пера лопатки, у т. ч. біля вхідної кромки (рис. 4), яка зазнає найбільшого навантаження під час експлуатації. Недоліком автоматизованого лазерного зварювання є трудомісткість та складність підготовчих операцій з програмування координат пошкодженої ділянки. Внаслідок цього стандартні багатофункціональні лазерні установки застосовуються переважно для ремонтного відновлення пошкоджень розташованих в координатних площинах.

В останній час, для ремонтних завдань все ширше застосовуються так звані гнучкі самонавчальні лазерні комплекси, що використовують сучасні адаптивні технології визначення конфігурації пошкоджених зон лопатки та забезпечують автоматизоване генерування траєкторії переміщення лазера. Для цього обладнання, однак, поки що проблемним залишається забезпечення точного та синхронного механізованого подавання дротяної присадки.

Застосування електронно-променевого зварювання для ремонту пошкоджених компонентів стаціонарних газових турбін доволі обмежене, оскільки цей спосіб переважно використовують для з'єдну-

вального зварювання. Наразі існують результати перспективного для електронно-променевого зварювання напрямку застосування – виконання різнорідних з'єднань з суперсплавів різного складу [24].

Наступний метод зварювання з низьким рівнем тепловкладення – мікроплазмове зварювання. Цей метод був адаптований для завдань ремонту лопаток газових турбін в 1970–80 рр. фахівцями ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. Крім низького тепловкладення та концентрованого нагрівання, суттєвою перевагою цього методу зварювання є можливість використання порошкової присадки, що підвищує ефективність його застосування для ремонту литих лопаток турбін.

Універсальним заходом з попередження гарячих тріщин при зварюванні дисперсійно-твердіючих жароміцних матеріалів є попереднє підігрівання зварюваних ділянок металу вище температури провалу пластичності (як правило вище 900 °С). Найчастіше цю технологію застосовують при ремонті пошкоджених лопаток авіаційних турбін. У випадку стаціонарних газових турбін, внаслідок значно більших габаритів та складної геометрії лопаток, вживання місцевого високотемпературного попереднього підігрівання не завжди економічно виправдане.

Поруч зі зварюванням, високотемпературне паяння (за температур вище 900 °С) знаходить застосування як під час виготовлення, так і ремонту компонентів газотурбінної техніки з нікелевих суперсплавів. Паяння здійснюється без застосування флюсу, в атмосфері інертного газу або у вакуумі для попередження окислення з'єднаних повер-

хонь та їх кращого змочування [25]. При цьому застосовують припої на базі нікелю з додаванням легкоплавких компонентів, як правило бору або кремнію. Це дає змогу одержати евтектоїдні або доевтектоїдні сплави на основі нікелю, які, з метою наближення їх хімічного складу до основного металу, додатково легують типовими для суперсплавів легувальними елементами.

Враховуючи обмежену зварність нікелевих суперсплавів та, перш за все, їх значну схильність до тріщиноутворення, високотемпературне паяння має низку переваг, порівняно зі зварюванням. Під час термічної обробки, яку передбачає паяння, відбувається рівномірне нагрівання всієї деталі та її подальше охолодження в контрольованих умовах, що обумовлює більш сприятливий напружено-деформований стан виробу. Крім того, зазвичай термічну обробку об'єднують разом з термічним циклом паяння. З точки зору підвищення продуктивності відновлювальних робіт, важливим є також те, що паяння надає змогу закривати відразу декілька тріщин на кількох лопатках за одне завантаження печі [26].

Для відновлення зношених поверхонь лопаток турбін застосовують як звичайне (капілярне) паяння, так і дифузійне паяння. Особливостями останнього є ізотермічна кристалізація металу шва, яка супроводжується дифузією легкоплавких компонентів припою в основний метал під час тривалої витримки при температурі паяння [27], тоді як для звичайного паяння кристалізація припою зумовлена термічним переохолодженням [28].

Технологія безфлюсового капілярного паяння передбачає нанесення на очищені з'єднувальні поверхні припою-пасти, як правило з додаванням присадки (рис. 5).

Під час нагрівання припій плавиться і через капілярний ефект затікає в зазор між ними. В іде-

альному випадку цей процес супроводжується також і рівномірним розподілом присадки по зазору, яка залежно від складу припою та температури паяння розплавляється або залишається твердою. При подальшому охолодженні відбувається спільна кристалізація суміші припій-присадка. Оскільки легкоплавкі компоненти припою обмежено розчинні в нікелевій основі, паяння супроводжується виділенням крихких силіцидних або боридних фаз типу M_xB_y , M_zSi_w . Для їх повного або хоча б часткового розчинення термічний цикл паяння передбачає завершальний дифузійний відпал.

При дифузійному паянні застосовують припої-пасти та припої у формі фольги [30, 31]. Фольговий припій застосовують за наявності з'єднувальних поверхонь великої площини, тобто, як правило, у разі виготовлення нових паяних виробів, а не ремонтного відновлення. В цілому процес дифузійного паяння через необхідність ізотермічної витримки при температурі паяння значно триваліший за звичайне капілярне паяння. Його можна розділити на наступні етапи [32]: 1) нагрівання до температури солідусу припою та початок зумовленої ним дифузійної взаємодії в твердій фазі; 2) подальше нагрівання до температури паяння, розплавлення припою та розширення зазору через обмежену розчинність легкоплавких компонентів припою в основному металі; 3) витримка за температури паяння, зумовлене нею максимальне розширення зазору та гомогенізація рідкої фази; 4) дифузія легкоплавких компонентів припою в основний метал та поступове звуження зазору в ході ізотермічної кристалізації; 5) охолодження та подальша гомогенізація складу шва через дифузію у твердій фазі.

Сучасні технології паяння дозволяють одержувати рівномічні з основним металом з'єднання. Як правило найбільшу міцність з'єднання забезпечує дифузійне паяння. За забезпечуваною міцністю

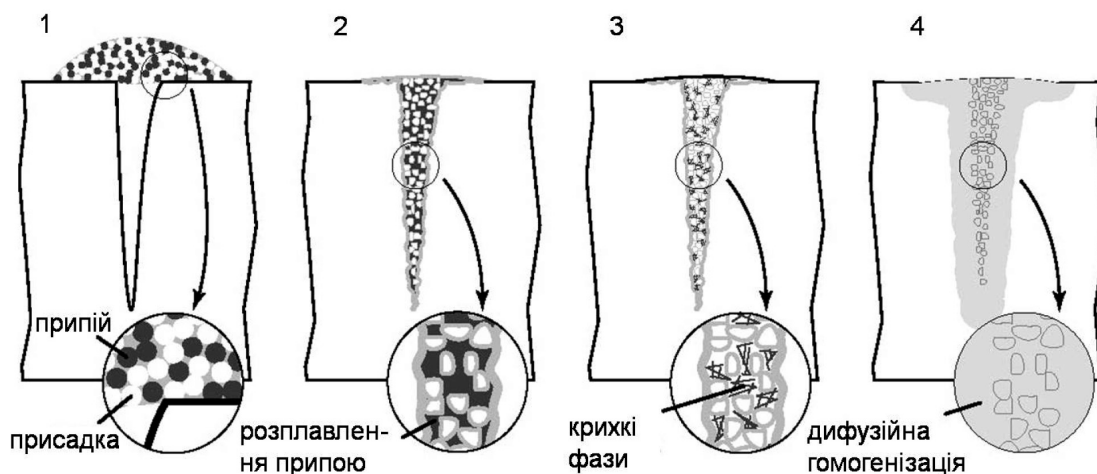


Рис. 5. Схема ремонтного відновлення дефекту капілярним паянням [29]



паяні з'єднання в ремонті лопаток турбін класифікують наступним чином [28]:

– низькаміцність: косметичний ремонт, відновлення контуру поверхонь, з'єднання несуттєво навантажених деталей;

– середня міцність: так зване псевдоструктурне відновлення форми виробу шляхом припаювання попередньо підігнаних до контуру виробу деталей (запаювання тріщин та ділянок пошкоджених високотемпературною ерозією на середньо-навантажених частинах лопатки);

– висока міцність або повне відновлення структурних та експлуатаційних властивостей виробу: застосовується в зонах високотемпературного навантаження.

Висновки

Комбінація досягнень сучасного матеріалознавства та інноваційних технологій одержання нероз'ємних з'єднань дозволяють здійснювати бездефектну обробку зварюванням та паянням схильних до виникнення гарячих тріщин жароміцних сплавів на основі нікелю. В ремонтному відновленні лопаток турбін зварювання та паяння доповнюють одне одного. Процеси зварювання переважно застосовують для заповнення відносно великими об'ємами металу глибоких та широких пошкоджень або відновлення вузьких крайків. Паяння здебільшого використовують для закриття сіток тонких розгалужених тріщин та відновлення потоншених поверхонь.

При зварювальній обробці суперсплавів з високим змістом γ -фази інтенсивність процесів сегрегаційного перерозподілу елементів та домішок, а також структурних перетворень повинна бути зведена до мінімуму. Це обумовлює першочергове застосування процесів зварювання з концентрованими джерелами нагрівання та технологій, які дозволяють мінімізувати тепловкладення в основний метал. Одержання належної структури та еквівалентних основному металу експлуатаційних властивостей можливе лише за умови післязварювальної термічної обробки.

Хімічний склад припою та термічний цикл високотемпературного паяння повинні відповідати вимогам до складу та властивостей суперсплавів на основі нікелю. Як правило завершальний гомогенізаційний відпал, необхідний для приведення структури паяного шва до основного металу, безпосередньо інтегрується в термічний цикл процесу паяння.

Література

[1] Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Симса Ч. Т., Столофа Н. С., Хагеля У. К.: Пер. с

англ. В2-х книгах. Кн. 1 / Под ред. Шалина Р. Е. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.

- [2] Bürgel R. Handbuch Hochtemperatur – Werkstofftechnik / Bürgel R., Maier H. J., Niendorf T. – 4., bearbeitete Auflage. – Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 2011. – 598 p.
- [3] Reed R. C. The superalloys: fundamentals and applications. – Cambridge: Cambridge university press, 2006. – 372 p.
- [4] Stoiber J., Elsner W. Reparatur von Gasturbinenschaukeln: Technische Machbarkeit versus Wirtschaftlichkeit // Allianz Report für Risiko und Sicherheit. – 1999. – 72, №2. – P. 108–118.
- [5] DuPont J. N. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys / DuPont J. N., Lippold J. C., Kiser S. D. – Hoboken: John Wiley & Sons Inc., 2009. – 440 p.
- [6] Link T., Österle W. Röntgenmikroanalyse im Elektronenmikroskop. Teil IV: Superlegierungen // Pract. Met. – 1991, 28. – P. 101–114.
- [7] Hensworth B., Boniszewski T., Eaton N. F. Classification and Definition of High Temperature Welding Cracks in Alloys // Metal Construction and Brit. Wdg. J. – 1969, № 2(s). – P. 5–16.
- [8] Cross C. E. On the Origin of Weld Solidification Cracking // Hot Cracking Phenomena in Welds / Th. Bllinghaus, H. Herold (Eds.). – Springer-Verlag Berlin, 2005. – P. 3–18.
- [9] Сливинський О. А. Забезпечення технологічної міцності жароміцного сплаву NiCr25FeAlY // Вісник ЖДТУ. Серія: технічні науки. – 2009. – 51, № 4. – С. 98–104.
- [10] Lippold J. C., Nissley N. E. Further Investigations of Ductility-Dip Cracking in High Chromium, Ni-Base Filler Metals // Welding in the World. – 2007. – 51, № 9/10, p. 24–30.
- [11] Young G. A., Capobianco T. E., Penik M. A. The Mechanism of Ductility Dip Cracking in Nickel-Chromium Alloys // Welding J. – 2008. – 87, № 2. – p. 31-s – 43-s.
- [12] Прохоров Н. Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при сварке // Св. производство. – 1962. – № 4. – С. 1–5.
- [13] Сорокин Л. И. Свариваемость жаропрочных сплавов, применяемых в авиационных газотурбинных двигателях // Св. производство. – 1997. – № 4. – С. 4–11.
- [14] Сорокин Л. И. Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов // Св. производство. – 1999. – № 12. – С. 11–17.
- [15] Эдельштейн В. Е., Якушин Б. Ф., Махненко В. И., Великоиваненко Е. А. Анализ термомодеформационных процессов в зоне термического влияния при сварке жаропрочного никелевого сплава // Автомат. сварка. – 1980. – № 1. – С. 11–15.
- [16] Сорокин Л. И. Образование горячих трещин при сварке жаропрочных никелевых сплавов // Св. производство. – 2005. – № 7. – С. 29–33.
- [17] Сливинский А. А. Анализ факторов образования подсолидных трещин при сварке металлов с ГЦК-структурой кристаллической решетки // Автомат. сварка. – 2010. – № 4. – С. 5–10.
- [18] Казеннов Ю. И., Ревизников Л. И. Влияние примесных и легирующих элементов на свариваемость

- стали со стабильно аустенитной структурой // Св. производство. – 1978. – № 11. – С. 29–32.
- [19] Ramirez A. J., Lippold J. C. High Temperature Behavior of Ni-base Weld Metal. Part II: Insight into the mechanism for ductility-dip cracking // Mat. Science and Engineering A. – 2004. – 380 – P. 245–258.
- [20] Ющенко К. А., Старущенко Т. М. Роль кислорода в образовании трещин при сварке инвара // Автомат. сварка. – 1981. – № 8. – С. 21–24.
- [21] Ющенко К. А., Савченко В. С., Червяков Н. О., Звягинцева А. В. К возможному механизму образования трещин в стабильноаустенитных швах вследствие сегрегации кислорода // Автомат. сварка. – 2010. – № 5. – С. 10–15.
- [22] Савченко В. С., Ющенко К. А. Механизм образования и пути предотвращения подваликовых трещин при сварке аустенитных сталей // Автомат. сварка. – 1993. – № 2. – С. 8–11.
- [23] Arjakine N., Wilkenhöner R., Zinke M., Herold H. Schweißtechnologische Lösungen zur Verbesserung der Heißrissbeständigkeit von Ni-Basis-Superlegierungen // GST Die Verbindungsspezialisten. – Dresden, 2008. – P. 303–309.
- [24] Arjakine N., Bruck G., Грьгер В., Seeger D. M., Wilkenhöner R. Advanced Weld Repair of Gas Turbine Hot Section Components // ASME Turbo Expo 2008: Power for Land, Sea and Air, June 9–13, 2008 / Conference Proceedings. – Berlin: American Society of Mechanical Engineers, 2008. – P. 559–564.
- [25] Lugscheider E. Hochtemperaturlöten, Stand und Entwicklungstendenzen – Grundwerkstoffe, lötgerechtes Konstruieren, Verfahren, Prüfung und Anwendungsbeispiele // Schweißen und Schneiden. – 1980. – № 8. – P. 315–320.
- [26] Burke M. A., Schwartzbeck G. W., Freyer P. D. (Inventors); Siemens Westinghouse Power (Assignee). Transient liquid phase bonding repair for advanced turbine blades and vanes. United States Patent 6,508,000 B2, January 2003.
- [27] Duvall D. S., Owczarski W. A., Paulonis D. F. TLP bonding: a new method for joining heat resistant alloys // Welding Journal. – 1974. – № 4, p. 203–214.
- [28] Broomfield R. W. Development of brazing techniques for the joining of single crystal components // Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant: Proceedings of the 5th International Charles Parsons Turbine Conference / A. Strang (Eds.). – London: The Institute of Materials, 2000. – p. 741–754.
- [29] Hoppe B. Verhalten gelöteter Nickelbasis-Superlegierungen unter thermomechanischer Ermüdungsbelastung. Dissertation, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Braunschweig, Germany, 2003.
- [30] Schnell A., Stankowski A., de Marcos E. A study of the diffusion brazing process applied to the single crystal superalloy CMSX-4 // ASME Turbo Expo 2006: Power for Land, Sea and Air, May 2006 / Conference Proceedings. – American Society of Mechanical Engineers, p. 949 – 961.
- [31] Idowu O. A., Richards N. L., Chaturvedi M. C. Effect of bonding temperature on isothermal solidification rate during transient liquid phase bonding of Inconel 738LC superalloy // Materials Science and Engineering, A. – 2005. – 397. – p. 98–112.
- [32] Tuah-Poku I., Dollar M., Massalski T. B. A study of the transient liquid phase bonding process applied to a Ag/Cu/Ag sandwich joint // Metallurgical Transactions A – 1988. – № 19A. – P. 675– 686.

УДК 621.791.01:669

Slyvinskyi O.A.¹, Zvozykina A.K.¹, Arjakine N.A.², Piegert S.²

¹National Technical University of Ukraine «Kyiv Polytechnic Institute». Ukraine, Kyiv

²Siemens AG. Germany, Berlin

FEATURES WELDING AND SOLDERING HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS IN THE GAS TURBINE TECHNIC

The features of defect-free welding and brazing high-temperature nickel alloys, which are prone to occurrence of hot cracking, mainly for repair renovation of gas turbines are reviewed. Therefore the microstructure of hot cracking in superalloys based on nickel pre-addressed and analyzed the possibilities and advantages of the most common methods of connections. The efforts to obtain appropriate structures and basic metal equivalent operational capabilities of the repaired area are substantiated.

Key words: welding; high-temperature alloys; the gas turbine technic; defect; hot cracking; repair.



References

- [1] Sims, C.T., Stoloff, N.S., Hagel, W.C. Superalloys II, High-temperature materials for aerospace and industrial power. New York, etc.: J. Wiley & Sons, 1987, p 280. ISBN 0-471-01147-9.
- [2] Bürgel R. Handbuch Hochtemperatur – Werkstofftechnik / Bürgel R., Maier H. J., Niendorf T. –4., überarbeitete Auflage. – Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2011. – 598 S.
- [3] Reed R. C. The superalloys: fundamentals and applications. – Cambridge: Cambridge university press, 2006. – 372 p.
- [4] Stoiber J., Elsner W. Reparatur von Gasturbinenschaufeln: Technische Machbarkeit versus Wirtschaftlichkeit // Allianz Report für Risiko und Sicherheit. – 1999. – 72, №2. – S. 108–118.
- [5] DuPont J.N. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys / DuPont J.N., Lippold J.C., Kiser S.D. – Hoboken: John Wiley & Sons Inc., 2009. – 440 p.
- [6] Link T., Österle W. Röntgenmikroanalyse im Elektronenmikroskop. Teil IV: Superlegierungen // Pract. Met. – 1991, 28. – S. 101–114.
- [7] Hemsworth B., Boniszewski T., Eaton N.F. Classification and Definition of High Temperature Welding Cracks in Alloys // Metal Construction and Brit. Wdg. J. – 1969, № 2(s). – p. 5–16.
- [8] Cross C.E. On the Origin of Weld Solidification Cracking // Hot Cracking Phenomena in Welds / Th. Böllinghaus, H. Herold (Eds.). – Springer-Verlag Berlin, 2005. – S. 3–18.
- [9] Slivinskij A.A. Zabezpechennja tehnologichnoji micnosti zharomicnogo splavu NiCr25FeAlY // Visnik ZhDTU. Serija: tehnicni nauki. – 2009. – 51, № 4. – S. 98–104. (Ukrainian)
- [10] Lippold J.C., Nissley N.E. Further Investigations of Ductility-Dip Cracking in High Chromium, Ni-Base Filler Metals // Welding in the World. – 2007. – 51, № 9/10, p. 24–30.
- [11] Young G. A., Capobianco T. E., Penik M. A. The Mechanism of Ductility Dip Cracking in Nickel-Chromium Alloys // Welding J. – 2008. – 87, № 2. – p. 31-s – 43-s. (Russian)
- [12] Prohorov N.N. Tehnologicheskaja prochnost metallov v processe kristallizacii pri svarke // Sv. proizvodstvo. – 1962. – № 4. – S. 1–5. (Russian)
- [13] Sorokin L.I. Svarivaemost zharoprochnykh splavov, primenjaemykh v aviacionnykh gazoturbinykh dvigateljakh // Sv. proizvodstvo. – 1997. – № 4. – S. 4–11. (Russian)
- [14] Sorokin L.I. Naprjazhenija i treschiny pri svarke i termicheskoj obrabotke zharoprochnykh nikelovykh splavov // Sv. proizvodstvo. – 1999. – № 12. – S. 11–17. (Russian)
- [15] Edelshtejn V.E., Jakushin B.F., Makhnenko V.I., Velikoivanenko E.A. Analiz termodeformacionnykh processov v zone termicheskogo vlijanija pri svarke zharoprochnogo nikelovogo splava // Avtomat. svarka. – 1980. – № 1. – S. 11–15. (Russian)
- [16] Sorokin L.I. Obrazovanie gorjachikh treschin pri svarke zharoprochnykh nikelovykh splavov // Sv. proizvodstvo. – 2005. – № 7. – S. 29–33. (Russian)
- [17] Slivinskij A.A. Analiz faktorov obrazovanija podsolidusnykh treschin pri svarke metallov s GCK-strukturou kristallicheskoi reshetki // Avtomat. svarka. – 2010. – № 4. – S. 5–10. (Russian)
- [18] Kazennov Ju.I., Reviznikov L.I. Vlijanie primesnykh i legirujuschikh elementov na svarivajemost stali so stabilno austenitnoj strukturou // Sv. proizvodstvo. – 1978. – № 11. – S. 29–32. (Russian)
- [19] Ramirez A.J., Lippold J.C. High Temperature Behavior of Ni-base Weld Metal. Part II: Insight into the mechanism for ductility-dip cracking // Mat. Science and Engineering A. – 2004. – 380 – S. 245–258.
- [20] Juschenko K.A., Staruschenko T.M. Rol kisloroda v obrazovanii treschin pri svarke invara // Avtomat. svarka. – 1981. – № 8. – S. 21–24. (Russian)
- [21] Juschenko K.A., Savchenko V.S., Chervjakov N.O., Zvjagintseva A.V. K vozmozhnomu mekhanizmu obrazovanija treschin v stabilnoaustenitnykh shvakh vsledstvie segregacii kisloroda // Avtomat. svarka. – 2010. – № 5. – S. 10–15. (Russian)
- [22] Savchenko V.S., Juschenko K.A. Mekhanizm obrazovanija i puti predotvrashchenija podvalikovykh treschin pri svarke austenitnykh stalej // Avtomat. svarka. – 1993. – № 2. – S. 8–11. (Russian)
- [23] Arjakine N., Wilkenhüner R., Zinke M., Herold H. Schweißtechnologische Lösungen zur Verbesserung der Heißrissbeständigkeit von Ni-Basis-Superlegierungen // GST Die Verbindungsspezialisten. – Dresden, 2008. – S. 303–309.
- [24] Arjakine N., Bruck G., Gröger B., Seeger D. M., Wilkenhüner R. Advanced Weld Repair of Gas Turbine Hot Section Components // ASME Turbo Expo 2008: Power for Land, Sea and Air, June 9-13, 2008 / Conference Proceedings. – Berlin: American Society of Mechanical Engineers, 2008. – p. 559-564.
- [25] Lugscheider E. Hochtemperaturluten, Stand und Entwicklungstendenzen – Grundwerkstoffe, lütgerechtes Konstruieren, Verfahren, Prüfung und Anwendungsbeispiele // Schweißen und Schneiden. – 1980. – № 8. – S. 315–320.
- [26] Burke M. A., Schwartzbeck G. W., Freyer P. D. (Inventors); Siemens Westinghouse Power (Assignee). Transient liquid phase bonding repair for advanced turbine blades and vanes. United States Patent 6,508,000 B2, January 2003.
- [27] Duvall D. S., Owczarski W. A., Paulonis D. F. TLP bonding: a new method for joining heat resistant alloys // Welding Journal. – 1974. – № 4, p. 203–214.
- [28] Broomfield R. W. Development of brazing techniques for the joining of single crystal components // Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant: Proceedings of the 5th International Charles Parsons Turbine Conference / A. Strang (Eds.). – London: The Institute of Materials, 2000. – p. 741–754.
- [29] Hoppe B. Verhalten geluteter Nickelbasis-Superlegierungen unter thermomechanischer Ermüdungsbelastung. Dissertation, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Braunschweig, Germany, 2003.
- [30] Schnell A., Stankowski A., de Marcos E. A study of the diffusion brazing process applied to the single crystal superalloy CMSX-4 // ASME Turbo Expo 2006: Power for Land, Sea and Air, May 2006 / Conference Proceedings. – American Society of Mechanical Engineers, p. 949–961.
- [31] Idowu O.A., Richards N.L., Chaturvedi M.C. Effect of bonding temperature on isothermal solidification rate during transient liquid phase bonding of Inconel 738LC superalloy // Materials Science and Engineering, A. – 2005. – 397. – p. 98–112.
- [32] Tuah-Poku I., Dollar M., Massalski T.B. A study of the transient liquid phase bonding process applied to a Ag/Cu/Ag sandwich joint // Metallurgical Transactions A – 1988. – № 19A. – p. 675–686.