



(19) 대한민국특허청(KR)

(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2024년11월27일

(11) 등록번호 10-2735699

(24) 등록일자 2024년11월25일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

B23K 26/342 (2014.01) B23K 26/40 (2014.01)

B23K 26/60 (2014.01) B23P 6/00 (2024.01)

B23K 103/18 (2006.01)

(52) CPC특허분류

B23K 26/342 (2015.10)

B23K 26/40 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2024-0072242

(22) 출원일자 2024년06월03일

심사청구일자 2024년06월03일

(56) 선행기술조사문헌

JP2003533354 A*

정예선 외 7명. Pre-weld Vareststraint 시험을 이용한 CM247LC 초내열합금 보수용접부 액화균열 민감도 평가. 대한금속재료학회지. 대한금속재료학회. 2022, No. 4, Vol. 60, pp272-281.*

천은준. 니켈계 상용 용가재 적용을 통한 난용접성 247LC 초내열합금 용접부의 응고균열민감도 저감방안. 대한용접접합학회지. 대한용접접합학회. 2023년2월, No. 1, Vol. 41, pp64-72.*

김경민 외 1명. 레이저 급속 표면용융에 따른 일방향응고 247LC 초내열합금의 에피택셜 성장 및 응고균열 억제 방안. 대한금속재료학회지. 대한금속재료학회. 2023년4월, No. 4, Vol. 61, pp252-260.*

*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자

국립부경대학교 산학협력단

부산광역시 남구 용소로 45, 부경대학교내 (대연동)

(72) 발명자

천은준

부산광역시 수영구 남천동로 41, 108동 901호 (남천동, 남천동 코오롱 하늘채 골든비치)

(74) 대리인

남건필, 정지향, 차상윤

전체 청구항 수 : 총 4 항

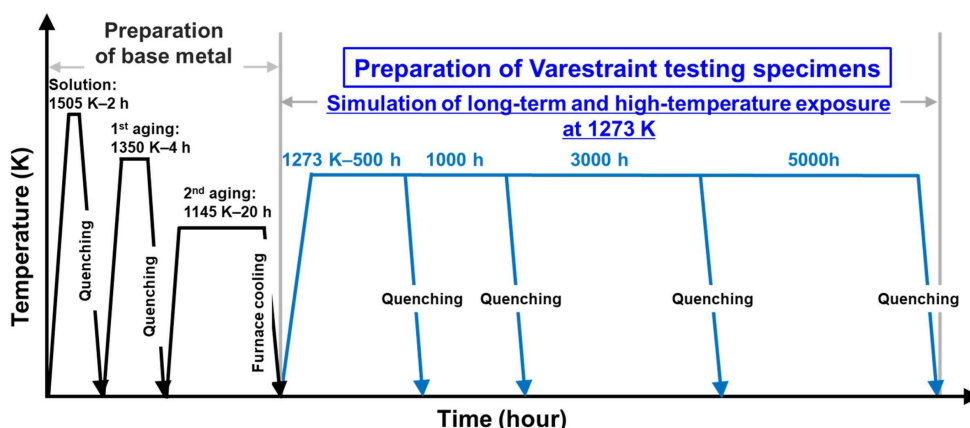
심사관 : 원유철

(54) 발명의 명칭 장시간 고온에서 사용된 247LC 초내열합금의 보수 방법

(57) 요약

본 발명은 장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법에 관한 것으로, 용접면 및 용접면 주위 영역에 열처리하는 예열 단계 및 예열 단계의 온도를 유지하면서 동시에 용접면에 레이저 용접을 수행하는 레이저 용접 단계를 포함하며, 247LC에 형성된 탄화물 또는 카바이드를 감소 및 제거하여 용화 균열이 없는 안정적인 용접을 제공한다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

B23K 26/60 (2015.10)

B23P 6/007 (2013.01)

B23K 2103/26 (2018.08)

공지예외적용 : 있음

명세서

청구범위

청구항 1

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법으로서,

상기 합금의 장시간 사용에 따른 크랙 또는 미세조직을 가진 보수 영역의 주변 영역인 제1 영역을 카바이드 또는 탄화물을 고용화하기 위한 1150℃ 이상의 제1 온도로 열처리하는 예열 단계 및 상기 제1 영역을 상기 제1 온도로 유지하여 상기 보수 영역이며 용접면인 제2 영역에의 레이저 용접을 수행하는 레이저 용접 단계를 포함하고,

상기 레이저 용접은 니켈기반 합금용 용가재를 사용하며,

상기 니켈 기반 합금용 용가재는 Ni, Co, Cr, Mo, W, Ta, Ti, Al, Zr 및 C를 모두 포함하는 제1 원소군 및 B 및 Hf으로 이루어진 군 중에서 선택된 어느 하나의 원소를 포함하는 제2 원소를 포함하는 니켈기반 합금용 용가재를 사용하여 수행되는 것인,

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법.

청구항 2

삭제

청구항 3

삭제

청구항 4

삭제

청구항 5

삭제

청구항 6

삭제

청구항 7

삭제

청구항 8

제1항에 있어서,

상기 제2 원소는 B이고,

상기 니켈기반 합금용 용가재의 화학적 조성은 8.3 중량% Cr, 9.3 중량% Co, 9.6 중량% W, 3.3 중량% Ta, 0.8 중량% Ti, 0.007 중량% Zr를 포함하는,

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법.

청구항 9

제1항에 있어서,

상기 제2 원소는 Hf이고,

상기 니켈기반 합금용 용가재의 화학적 조성은 8.3 중량% Cr, 9.3 중량% Co, 9.6 중량% W, 3.3 중량% Ta, 0.8 중량% Ti, 0.007 중량% Zr를 포함하는,

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법.

청구항 10

제1항에 있어서,

상기 레이저 용접은 스캔 속도: 1000mm/s, 입열(heat input) 2J/mm, 에너지 밀도: 65 J/mm² 조건으로 수행되는 것인,

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 장시간 고온에서 사용된 247LC 초내열합금의 보수 방법에 관한 것으로, 보다 구체적으로는 장시간 고온에서 사용된 가스 터빈 블레이드의 보수용접 방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 가스 터빈의 효율은 터빈 입구 온도와 관련이 있으며, 이는 블레이드와 같은 핫 섹션 구성 요소(hot section components)의 기계적 성능에 크게 영향을 받는다. 이러한 구성 요소는 극한의 조건(약 1500℃, 40atm 이상, 3600rpm 급 회전 속도)에서 장기간(24,000 작동 시간에 해당) 동안 작동한다. 결과적으로, 이들 블레이드는 장기간 작동시 표면 마모, 굽힘, 균열, 부품 누락 등의 열적 손상 및 결함이 필연적으로 발생하게 된다. 손상 정도에 따라 새 부품이나 재생산 부품을 사용하여 손상된 블레이드를 복구할 수 있다. 특히, 재생 블레이드의 누락된 부품을 교체하기 위해 멀티 패스(multipass) 수리 용접 및 증착이 적용될 수 있다. 터빈 부품 수리에 대한 여러 연구들이 보고되었으나, 이러한 연구들은 주로 수리 용접 공정의 최적 설계에 중점을 두었으며 보수 용접성에 대한 기초 연구에는 여전히 주목할만한 격차가 남아 있다. 이러한 격차에는 수리 용접 중 고온 균열(hot cracking) 민감성(susceptibility)의 정량적 평가와 심각한 고온 균열 거동으로 인한 문제를 해결하는 데 필요한 야금학적 제어 기술의 개발이 포함된다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0003] 본 발명의 일 목적은 장기간 고온에 노출된 247LC 합금의 보수 방법을 제공하는 것이다. 장기간 고온에 노출된 247LC는 MC와 M₆C 등의 카바이드(Carbide)가 표면 및 내부에 형성될 수 있는데, 이는 용접 수리 시에 액화(Liquation) 고온균열의 문제를 야기한다. 따라서 본 발명의 목적은 용접 전에 247LC 합금의 고상선(Solidus) 온도보다 낮고 카바이드 상들이 고용되기 시작하는 온도보다 높은 온도로 예열을 하고 용접을 수행하여 액화 고온균열이 없는 용접 방법을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0004] 본 발명에서 기재하고 있는 247LC 합금은 주로 항공 우주 및 발전 산업에서 사용되는 고성능 니켈 기반 초합금을 의미하는 것으로, 우수한 고온 강도와 내식성을 가지고 있어 엔진 터빈 블레이드, 디스크, 링 등의 제조에 적합한 물질로 알려져 있다. 247LC 합금은 크롬, 코발트, 몰리브덴과 같은 다양한 금속을 포함하고 있어 고온에서도 높은 강도와 내구성을 유지하고, 내열성이 뛰어나고 크리프(금속이나 다른 경질 재료가 오랜 시간 동안의 지속적인 스트레스에 의해 점점 변형되는 현상) 저항성이 높다. 따라서 이러한 특성으로 인해 247LC 합금은 엄격한 운용 조건을 요구하는 환경에서도 매우 효과적이며, 이는 항공기 엔진의 효율과 성능을 향상하는 데 기여할 수 있는 물질 중 하나이다.

[0005] 본 발명에서 용접면이란 장시간 고온 노출에 따라 크랙 또는 미세조직에 변화가 생긴 247LC 합금의 보수가 필요한 부분을 의미하며, 예를 들면, 장시간 고온 노출에 의해 247LC 합금에 균열(crack)이 발생한 부분을 의미할 수 있다.

- [0006] 본 발명의 일 목적을 위한 장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법은, 용접면 및 상기 용접면의 주변 영역을 제1 온도로 열처리하는 예열 단계 및 상기 제1 구역을 제1 온도를 유지하면서, 상기 용접면을 제1 온도 보다 높은 제2 온도로 유지하면는 레이저 열처리 예열기술을 적용하면서 레이저 용접을 수행하는 레이저 용접 단계를 포함한다. 본 발명은 레이저 용접 전 용접면 및 용접면을 포함하는 주변 영역에 열처리를 하여 예열 단계를 수행하는 것을 특징으로 하며, 예열 단계 동안 용접면 및 상기 용접면의 주변 영역의 카바이드 또는 탄화물(MC 및 M₆C 등)을 감소 또는 제거하여 용화 균열이 없는 안정적인 용접을 제공한다.
- [0007] 상기 예열 단계에서 제1 온도는 850℃ 이하 내지 1080℃ 이상일 수 있다, 850~1080℃는 액화고온균열을 발생시키는 기지상 감마(gamma)와 MC 카바이드 계면 상의 액상화 온도범위이기 때문에 해당 온도를 회피하는 예열온도 구간을 선택할 필요가 있다. 또한, 예열 단계는 탄화물의 증반한 고용화 처리를 위해 2 내지 6시간 동안 수행되는 것일 수 있다. 그러나 본 발명에서는 이에 반드시 한정하는 것은 아니다.
- [0008] 상기 레이저 용접 단계에서 상기 제2 온도는 상기 제1 온도 보다 높은 온도일 수 있으며, 예를 들면 1115℃ 이하 내지 1145℃ 이상의 온도일 수 있다. 이는 액화 고온균열을 야기하는 감마(gamma)와 M₆C 카바이드 계면의 액상화 온도범위가 1115~1145℃이기 때문이다. 상기 레이저 용접 단계는 용접면의 보수 용접이 완료될 때까지의 충분한 시간 동안 수행될 수 있고, 이는 용접면에 따라 상이할 수 있다.
- [0009] 상기 레이저 용접 단계에서, 상기 제1 온도의 유지는 대면적 다이오드 레이저 열처리 기술을 사용하여 장시간 고온에서 사용된 247LC 합금에 지속적인 일정한 온도를 제공할 수 있다. 또한, 이를 비접촉 온도 센서(적외선 파 이로미터)로 지속적으로 관찰하면서 수행할 수 있다. 만약, 레이저 용접 단계 수행 중 제1 온도가 범위를 벗어나는 경우, 레이저 출력의 상향 또는 하향 조정으로 예열온도를 유지시킬 수 있다.
- [0010] 상기 레이저 용접은 고에너지밀도 싱글모드 파이버 레이저 및 초저입열 급속용융을 통해 수행될 수 있다. 일 실시예에서, 레이저 용접은 스캔 속도: 1000mm/s, 입열(heat input) 2J/mm, 에너지 밀도: 65 J/mm² 조건으로 수행되는 것일 수 있다.
- [0011] 한편, 상기 레이저 용접은 니켈기반 합금용 용가재를 사용하여 수행할 수 있다. 용가재란, 용접 작업시 금속 구조 간의 용접을 위한 첨가물로 본 보수용접에서는 용이하게 장시간 사용하면서 소실된 영역을 채워주는 재료재료를 의미한다. 필러금속 또는 필러메탈, 필러와이어로도 불린다.
- [0012] 일 실시예에서, 니켈기반 247LC 합금용 용가재는 니켈(Ni), 코발트(Co), 크롬(Cr), 몰리브덴(Mo), 텅스텐(W), 탄탈륨(Ta), 티타늄(Ti), 알루미늄(Al), 지르코늄(Zr) 및 탄소(C)를 포함하는 제1 원소 및 보론(B) 및 하프늄(Hf)으로 이루어진 군 중에서 선택된 어느 하나의 원소를 포함하는 제2 원소를 포함하는 것을 특징으로 한다. 다시 말해, 본 발명의 니켈기반 247LC 합금용 용가재는 니켈기반 합금을 구성하는 상기 원소들 중 고온 균열 발생을 야기시키는 핵심 원소 2종인 Hf 또는 B 가 미첨가된 수정된 합금 조성을 사용하는 것을 특징으로 한다.
- [0013] 일 실시예에서, 상기 제2 원소는 보론(B) 일 수 있다. 제2 원소가 보론(B)를 포함하는 경우, 니켈기반 합금용 용가재는 이의 화학적 조성 중 하프늄(Hf)이 미첨가된 것일 수 있다. 이때, 니켈기반 합금용 용가재의 화학적 조성은 8.3 중량% Cr, 9.3 중량% Co, 9.6 중량% W, 3.3 중량% Ta, 0.8 중량% Ti, 0.007 중량% Zr, 0 중량% Hf 등을 포함할 수 있고, BTR 값은, 약 172K 일 수 있다. 이는 상용 247LC 합금(400K)보다 상당히 낮은 값이다.
- [0014] 다른 실시예에서, 상기 제2 원소는 하프늄(Hf) 일 수 있다. 제2 원소가 하프늄(Hf)을 포함하는 경우, 니켈기반 합금용 용가재는 이의 화학적 조성 중 보론(B)가 미첨가된 것일 수 있다. 이때, 니켈기반 합금용 용가재의 화학적 조성은 8.3 중량% Cr, 9.3 중량% Co, 9.6 중량% W, 3.3 중량% Ta, 0.8 중량% Ti, 0.007 중량% Zr, 0 중량% B 등을 포함할 수 있고, BTR 값은, 약 206K 일 수 있다. 이는 상용 247LC 합금(400K)보다 상당히 낮은 값이다.

발명의 효과

- [0015] 본 발명에 따르면, 레이저 용융 전 용접면 및 이들의 주변 영역을 고온으로 열처리함으로써 247LC에 형성된 탄화물 또는 카바이드를 감소 및 제거하여 용화 균열이 없는 안정적인 용접을 제공하는 효과를 갖는다.

도면의 간단한 설명

- [0016] 도 1은 장기간 및 고온 노출을 위한 시뮬레이션 열처리 조건을 나타내는 도면이다.
 도 2는 (A) 외관 및 (b) GTAW를 사용한 spot-Varestraint 시험의 개략도를 나타내는 도면이다.

도 3은 (a) 500, (b) 1000, (c) 3000, (d) 5000시간 노출 247LC 시편에 대한 Spot-Vare strain 시험 후 액화 균열 발생 모양을 나타낸 이미지이다.

도 4는 (a) 500, (b) 1000, (c) 3000 및 (d) 5000시간 노출된 247LC 시편에 대한 Spot-Varestraint 시험 후 일반적인 액화 균열 표면용 나타낸 이미지이다.

도 5는 장기 노출 247LC 초합금에 대한 LCTR의 결정: (a) 노출된 각 시편에 대한 Spot-Varestraint 변형 시험 중 액화 균열 영역에서의 온도 프로파일 및 (b) 장기 노출 시간과 LCTR 사이의 관계를 나타낸 도면이다.

도 6은 (a) 1000, (b) 3000, (c) 5000시간 노출된 247LC 시편에 대한 spot-Vare strain 시험 후 액화 균열 표면의 원소 분포를 EPMA를 통해 분석한 결과를 나타낸 도면이다.

도 7은 (a) 1000, (b) 3000, (c) 5000시간 노출된 247LC 시편에 대한 spot-Vare strain 시험 후 액화 균열 표면에서의 기존 탄화물의 특성 분석 TEM(DF;암시야)을 통해 분석한 결과를 나타낸 도면이다.

도 8은 Spot-Varestraint 시험 후 TEM 및 EDS를 통해 분석된 (a) 1000 및 (b) 3000시간 노출 247LC 시편에 대한 MC 탄화물과 매트릭스 감마 상(matrix gamma phase) 사이의 상호 작용 층의 대표 이미지를 나타낸다.

도 9는 Thermo-Calc 소프트웨어를 사용하여 얻은 (a) 1000, (b) 3000 및 (c) 5000시간 노출 시편의 ??와 MC, $M_{6}C$ 및 $M_{23}C_6$ 사이의 각 계면에서 국부적인 고상선 온도를 계산한 도면이다.

도 10은 SEM을 이용하여 탄화물(MC 및 $M_{6}C$) 분율의 정량적으로 측정된 방법을 설명하기 위한 도면이다.

도 11은 (A) 고온 노출된 247LC 합금 균열 표면의 각 탄화물 유형의 분율 및 (b) 탄화물 분율과 LCTR 간의 관계를 나타낸 도면이다.

도 12는 장기간 사용된 247LC 초합금 보수 용접을 위한 LCTR 확대 용접 야금 메커니즘을 요약한 도면이다.

도 13은 카바이드를 모두 고용시킨 경우 보수 용접을 통해 액화 균열이 발생되지 않음을 확인할 수 있는 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0017] 이하, 첨부한 도면을 참조하여 본 발명의 실시예에 대해 상세히 설명한다. 본 발명은 다양한 변경을 가할 수 있고 여러 가지 형태를 가질 수 있는 바, 특정 실시예들을 도면에 예시하고 본문에 상세하게 설명하고자 한다. 그러나 이는 본 발명을 특정한 개시 형태에 대해 한정하려는 것이 아니며, 본 발명의 사상 및 기술 범위에 포함되는 모든 변경, 균등물 내지 대체물을 포함하는 것으로 이해되어야 한다. 각 도면을 설명하면서 유사한 참조부호를 유사한 구성요소에 대해 사용하였다.

[0018] 본 출원에서 사용한 용어는 단지 특정한 실시 예를 설명하기 위해 사용된 것으로서 본 발명을 한정하려는 의도가 아니다. 단수의 표현은 문맥상 명백하게 다르게 뜻하지 않는 한, 복수의 표현을 포함한다. 본 출원에서, "포함하다" 또는 "가지다" 등의 용어는 명세서 상에 기재된 특징, 단계, 동작, 구성요소, 부분품 또는 이들을 조합한 것이 존재함을 지정하려는 것이지, 하나 또는 그 이상의 다른 특징들이나 단계, 동작, 구성요소, 부분품 또는 이들을 조합한 것들의 존재 또는 부가 가능성을 미리 배제하지 않는 것으로 이해되어야 한다.

[0019] 다르게 정의되지 않는 한, 기술적이거나 과학적인 용어를 포함해서 여기서 사용되는 모든 용어들은 본 발명이 속하는 기술 분야에서 통상의 지식을 가진 자에 의해 일반적으로 이해되는 것과 동일한 의미를 가지고 있다. 일반적으로 사용되는 사전에 정의되어 있는 것과 같은 용어들은 관련 기술의 문맥 상 가지는 의미와 일치하는 의미를 가지는 것으로 해석되어야 하며, 본 출원에서 명백하게 정의하지 않는 한, 이상적이거나 과도하게 형식적인 의미로 해석되지 않는다.

[0020] 실시예

[0021] 1. 사용 물질

[0022] 본 발명에서는 상업용 247LC(Canon Muskegon Corporation, Michigan, USA)을 사용하였다. 바레스트레이인트(Varestraint) 시험을 위해 주조를 통해 판형 시편(150×50×3 mm)을 준비하였다. 표 1에는 이들 합금의 화학적 조성이 나열되어 있다. 주조 후, 도 1에 표시된 것처럼 모재 금속의 제작을 위해 고용 열처리(1505K-2시간)과 2단계 시효 열처리(첫 번째 단계: 1350K-4시간, 두 번째 단계: 1145K-20시간)가 적용되었다. 본 발명에서는 이러한 열처리를 장기간 열간 노출 열처리와 구별하기 위해 표준 열처리(standard heat treatment)로 명명하기로

한다.

표 1

Ni	C	Cr	Co	Mo	W	Ta	Ti	Al	B	Zr	Hf	P	S
Bal.	0.07	8.1	9.2	0.5	9.5	3.2	0.7	5.6	0.015	0.015	1.4	<0.0006	<0.0002

247LC 합금은 사용된 블레이드(service blade)를 시뮬레이션하기 위해 열처리를 거쳤다. 도 1에는 열처리 조건을 보여준다. 가스터빈 블레이드의 실제 사용 조건(1220K에서 약 24,000시간)을 기준으로 오버라이닝 처리를 위해 1273K에서 시뮬레이션된 열처리 조건을 각각 500, 1000, 3000, 5000h로 선정했다. 편의상 모든 표본을 각각 500, 1000, 3000, 5000h 노출 표본으로 지칭한다.

2. 스폿-바레스트레인트 시험(Spot-Varestraint test)

장기간 열에 노출된 247LC 초합금의 수리 용접부 LCTR(liquation cracking temperature range; 액화 균열 발생 온도범위)은 Spot-Varestraint 테스트를 사용하여 정량적으로 평가되었다. 도 2는 Spot-Varestraint 테스트의 개략도를 보여준다. Varestraint 시험에서는 아크 스폿 용접부를 10초간 시편 중앙에 위치시키고 아크 소멸과 동시에 굽힘 변형률을 가했다. Spot-Varestraint 시험의 구체적인 조건은 표 2에 정리했다. Varestraint 시험 후 고온 균열(Hot Crack)의 모양과 길이는 실체현미경(ISM-PM200SB, Insize)을 이용하여 측정했다. 길이가 가장 긴 균열에 대해서는 열화상 카메라(A655sc, FLIR)를 이용한 실시간 온도 분포 측정을 통해 LCTR을 결정했다. Varestraint 시험에 사용된 적외선 열화상 카메라의 사양은 표 3에 나열되어 있다.

표 2

파라미터	조건
열원	직류 GTAW
아크 전압	18V
아크 전류	60A
아크 길이	2mm
용접 시간	10s
섀드 가스	아르곤(99.9% 순도)
굽힘 변형률	2.5%
굽힘율(Bending rate)	400nm/s

표 3

파라미터	조건
프레임 속도	50 fps
디텍터(Detector)	비냉각 마이크로볼로미터
최소 초점 거리	0.25m
스펙트럼 범위	7.5-14(장파 적외선)
온도 획득 범위	298-2273K
온도 획득 정확도	±2K
온도 분해능	30mK
응답 시간	8ms
방사율(Emissivity)	0.6

3. 스폿-바레스트레인트 시험(Spot-Varestraint test)

미세 구조 분석은 주로 Varestraint 테스트 후 강제 개방(forced opening)에 의해 얻은 액화 균열 표면(liquation cracking surface)에 중점을 두었다. 액상 균열 표면을 주사전자현미경(SEM; SU5000, Hitachi Ltd.)을 이용하여 조사했다. 원소 분포는 전자 탐침 미세 분석(EPMA; JXA-8530F, JEOL Ltd.)을 통해 조사했다. 미세구조 특성화는 투과전자현미경(TEM; JEM-F200, JEOL Ltd.)을 이용하여 수행하였고, TEM 관찰 시 에너지 분산 X-선 분광기(EDS; JED-2300, JEOL Ltd.)를 이용하여 상의 조성을 동시에 분석하였다. TEM 분석을 위한 시편은 집속이온빔(FIB; Crossbeam 550, JEISS, Ltd.)을 사용하여 준비했다.

- [0031] **3. 결과 및 논의**
- [0032] **3.1 장기간 고온 노출된 247LC 초합금의 액화 균열 거동**
- [0033] 도 3을 참조하면, 굽힘 변형률 2.5% 하에서 (a) 500, (b) 1000, (c) 3000 및 (d) 5000 시간 노출된 247LC 시편에 대한 Spot-Varestraint 테스트 후 전형적인 외관 및 용출 균열 거동을 나타내는 것을 확인할 수 있다. 이는 247LC 합금에 대한 이전 연구를 기반으로 포화되고(saturated) 가장 긴 균열 길이를 나타내는 변형률 값이다. 고온 균열은 주로 아크 스폿 용접부에서 발생했고, 용융 라인 내의 고온 균열과 열 영향을 받는 영역의 고온 균열 사이에 눈에 띄는 구분이 있었으며, 이는 Spot-Varestraint 테스트 중 의도된 균열 현상을 나타낸다.
- [0034] 도 4을 참조하면, 도 3의 흰색 사각형으로 표시된 것처럼 균열의 강제 개방(forced opening)에 의해 형성된 열 영향부의 대표적인 고온 균열 표면(hot cracking surfaces)을 보여준다. 이들 각각의 균열 표면에서는 액막 보조 액적, 마이크로 딥플(microdimple) 및 입내 파괴(transgranular fracture)의 혼합물이 관찰될 수 있으며, 이는 용출 균열의 전형적인 형태를 나타낸다. 결과적으로 Spot-Varestraint 시험 후 열 영향부에서 발생한 모든 고온 균열은 액화 균열(liquation crack)로 분류되었다.
- [0035] **3.2. LCTR에 대한 장기 노출 시간의 영향**
- [0036] 도 5는 각 시뮬레이션된 247LC 합금의 LCTR에 대한 결정 결과를 나타내며, (a) 각 노출된 시편에 대한 Spot-Varestraint 테스트 동안 액화 균열 영역의 온도 프로파일과 (b) 노출 시간과 LCTR 간의 관계를 보여준다.
- [0037] 도 5를 참조하면, 실제 온도 프로파일을 기반으로 247LC 합금의 LCTR은 500, 1000, 3000 및 5000시간 노출된 시편에 대해 각각 410, 440, 380 및 610K로 평가되었습니다. 우리는 이전에 표준 열처리를 적용하여 주조된 247LC 합금(620K)의 LCTR를 65K로 감소될 수 있다고 보고했다. 그러나 이 연구의 결과는 표준 열처리된 247LC 합금(65K)의 LCTR이 장기간 고온 노출(즉, 사용 중 조건) 후에 증가했음을 시사한다. 이러한 연구 결과는 새로운 블레이드 제조를 위한 단일 패스 용접을 기반으로 한 용접 야금 기술이 수리 용접 공정 설계에 적용될 때 한계가 있음을 확인시켜준다.
- [0038] **3.3. 장기간 노출된 247LC 초합금 수리 용접을 위한 LCTR 확대의 기본 메커니즘**
- [0039] 이 섹션에서는 LCTR에 직접적인 영향을 미치는 것으로 간주되는 액체 균열 표면의 미세 구조적 특성을 분석하여 장기 고온 노출 247LC 합금 수리 용접에서 LCTR의 확대 이면에 있는 야금적 메커니즘을 설명하기로 한다.
- [0040] **3.3.1 액화 균열 표면에서의 탄화물 거동**
- [0041] 도 6을 참조하면, (a) 1000, (b) 3000 및 (c) 5000 시간 노출된 247LC에 대한 Spot-Varestraint 테스트 후 EPMA(electron probe microanalysis)를 통해 분석된 용출 균열 표면(도 4와 동일한 균열 표면에 대해)의 일반적인 원소 분포를 보여준다. 균열이 발생한 모든 표면에서 탄화물은 공통상으로 명확하게 관찰할 수 있으며, 고려할 수 있는 주요 핵심 미세 구조적 요인중 하나는 탄화물의 액화이다. 그러나 노출 시간에 따라 크기, 분포, 구성이 크게 달랐다. Ta와 Hf가 풍부한 조대한 탄화물은 모든 표면에서 공통적으로 관찰되었으며, 형태와 크기로 볼 때 주조 응고 과정에서 형성된 탄화물로 간주되었다. 또한, 각각 약 1 μm 크기의 W 및 Cr이 풍부한 미세 탄화물은 1000 h 노출 시편(도 6(a))에서 확인할 수 있어 주조물 응고 시 형성되는 탄화물과 구별된다. 탄화물은 노출 시간이 5000 h로 증가함에 따라 크기가 증가했다. 따라서 본 발명의 발명자는 장기간 노출 시 형성되는 미세 탄화물에 중점을 두었다.
- [0042] 먼저, EPMA 결과(도 6)를 바탕으로 TEM 분석을 통해 액화 균열 표면에서의 탄화물 거동을 특성화했다. 대표적인 TEM 이미지를 도 7에 나타냈다. SAED(selected area electron diffraction; 선택 영역 전자 회절) 패턴과 각 노출된 시편의 조성 분석을 통해 균열 표면의 탄화물이 LCTR 확대에 영향을 미치는 잠재적인 미세 구조 요인인 MC, M_6C 및 M_{23}C_6 탄화물임을 확인할 수 있었다.
- [0043] **3.3.2. TEM 분석 및 Thermo-Calc 계산과의 상관관계를 통해 γ /탄화물 계면의 국부적인 액화 온도 추정**
- [0044] 이전 연구에서, MC/ γ 계면에서의 조성적 액화(constitutional liquation)는 247LC 초합금 용접의 액화 균열 민감도(susceptibility)(즉, LCTR)의 핵심 요소라고 보고했다. 따라서 TEM 분석을 통해 확인된 MC, M_6C 및 M_{23}C_6 탄화물 계면의 액화 시작 온도(liquation initiation temperature)를 추정하여 도 5(b)와 같이 노출된 시편에서의 LCTR 확대 거동을 조사했다(도 7). 도 8은 MC/ γ 인터페이스의 대표적인 원소 분포를 보여준다. 탄화물과 γ 상 사이의 이 계면에서 원소 조성이 분석되었다. 조성물을 기준으로, 계면에서의 액화 시작 온도를 계면에서의 조성물의 고상선 온도(solidus temperature)로 추정하였다. 표 4 내지 6은 노출된 모든 247LC 시편에 대한

각 탄화물/계면의 원소 조성을 요약한 것이다. 특히, 5000 시간 동안, 노출된 M_6C 탄화물은 약 50 nm의 매우 미세한 크기를 나타내어 계면에서의 조성을 측정할 수 없었다.

표 4

[0045]

(a) 1000 시간 노출된 247LC			
계면 유형	MC/ γ	M_6C / γ	$M_{23}C_6$ / γ
Ni	Bal.	Bal.	Bal.
C	3.78	1.55	2.16
Al	0.9	2.08	3.59
Ti	0.33	0.58	0.6
Cr	1.33	21.63	29.52
Co	10.49	8.7	6.59
Mo	??	1.51	0.16
Hf	20.33	4.76	0.45
Ta	11.88	??	??
W	??	29.25	12.13

표 5

[0046]

(b) 3000 시간 노출된 247LC			
계면 유형	MC/ γ	M_6C / γ	$M_{23}C_6$ / γ
Ni	Bal.	Bal.	Bal.
C	??	6.67	4.74
Al	4.59	3.62	2.36
Ti	1.6	0.43	0.54
Cr	0.91	10.7	31.32
Co	-	10.49	4.5
Mo	5.43	1.87	??
Hf	19.88	??	1.56
Ta	20.82	??	5.5
W	0.31	17.34	11.23

표 6

[0047]

(c) 5000 시간 노출된 247LC		
계면 유형	MC/ γ	$M_{23}C_6$ / γ
Ni	Bal.	Bal.
Cb	1.79	3.19
Al	0.04	3.4
Ti	1.08	0.64
Cr	1.92	22.3
Co	6.01	4.89
Mo	??	1.42
Hf	21.59	1.18
Ta	27.06	5.69
W	??	10.8

[0048]

도 9는 표 4에 나열된 각 γ /탄화물 계면의 조성을 기반으로 Thermo-Calc (2021a, TCNI9 데이터베이스)에 의해

계산된 상태를 보여준다. MC/ γ , M_6C/γ 및 $M_{23}C_6/\gamma$ 경계면의 고상선 온도(즉, 액화 시작 온도)는 최저에서 1125, 1390 및 1549K로 추정되었다. 다른 인터페이스에 대한 반복적인 분석과 계산을 통해 액화 시작 온도 범위는 MC/ γ 인터페이스의 경우 1125K ~ 1356K, M_6C/γ 인터페이스의 경우 1390K ~ 1420K 범위인 것으로 나타났다. 따라서, 결과는 MC/ γ 및 M_6C/γ 계면의 액화 시작 온도가 247LC 초합금의 고상선 온도(1530K)보다 상당히 낮았다는 것을 확인시켜 준다. 이는 장기간 노출된 247LC 초합금 수리 용접부의 LCTR 증가가 247LC 합금의 고상선 온도 이하에서 용접하는 동안 MC 및 M_6C 의 국부적 액화에 기인할 수 있음을 시사한다. 특히, MC/ γ 계면의 고상선 온도가 가장 낮으며, 이는 노출된 247LC 초합금 수리 용접부의 LCTR 거동이 액화 균열 표면의 MC 탄화물 분율에 크게 영향을 받는다는 것을 나타낸다.

[0049] **3.3.3. MC와 M_6C 의 분율과 LCTR의 관계**

[0050] 앞서 3.3.2 섹션을 기반으로 액화 균열 표면에서 MC 및 M_6C 탄화물의 분율에 대한 노출된 247LC 초합금의 LCTR 확대 거동을 정량적으로 논의한다. 도 10은 액화 균열 표면에서 MC와 M_6C 탄화물의 분율을 정량적으로 측정하는 방법을 보여준다. 액화 균열 표면(도 4와 동일한 균열면)을 40장의 이미지(배율 3000배)로 촬영하였고, TEM 분석 결과를 바탕으로 EDS 포인트 분석(EDS point analysis)을 통해 각 탄화물을 확인하였다. 40개의 이미지에서 노출된 모든 시편에 대해 각 탄화물의 면적 분율을 측정했다. 도 11(a)은 이전 연구에서 채택한 표준 열처리 247LC 합금의 액화균열 표면의 탄화물 분율을 포함하여 노출된 각 시편에 대한 탄화물 분율을 보여준다. 도 11(b)은 탄화물의 분율과 LCTR 사이의 관계를 보여준다. 표준 열처리 물질의 MC+ M_6C 탄화물 분율(1.6%)은 노출 시(5000시간 노출 시편) 5.4%로 증가하여 MC+ M_6C 탄화물 분율과 LCTR 사이의 강한 관계를 확인할 수 있었다.

[0051] 도 12는 장기간 열에 노출된 247LC 초합금에서 LCTR 확대의 금속학적 메커니즘을 도식적으로 요약한 것이다. 특히, 탄화물(MC 및 M_6C)의 국부적인(탄화물과 γ 사이의 계면에서) 액화 시작 온도는 247LC 합금의 고상선 온도보다 낮다. 탄화물은 용접-가열 단계에서 국부적인 액화를 거쳤으며, 이는 용접-냉각 단계에서 액체 균열을 형성하는 데 기여했다. LCTR은 장기간 사용 시에 증가하였는데, 이는 액체 균열 표면의 탄화물(MC, M_6C) 분율이 노출 시간에 따라 증가하였기 때문이다.

[0052] 도 13은 카바이드를 모두 고용시킨 경우 보수 용접을 통해 액화 균열이 발생되지 않음을 확인할 수 있는 도면이다. 이 때, 보수 용접은 레이저 보수 용접보다 더 가혹한 용접 조건에 속하는 아크 용접을 이용하여 수행하였다.

[0053] 도 13을 참조하면, (a) 카바이드를 고용시키지 않고 보수 용접을 수행한 결과에서는 액화 균열이 발생했음을 확인할 수 있는 반면, (b) 본 발명과 같이 카바이드를 모두 고용하여 보수 용접을 수행한 결과에서는 액화 균열이 발생하지 않음을 알 수 있다. 일반적으로 아크 용접은 레이저 용접보다 액화 균열이 더 잘 발생하는 가혹한 조건에 해당한다. 본 발명은 실험을 통해 이러한 가혹한 조건에서도 카바이드를 고용하고 보수 용접을 수행했을 때 액화 균열이 발생하지 않음을 증명하였고, 이를 통해 카바이드를 고용하고 레이저 용접을 수행하는 본 발명의 장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법을 통해 247LC 합금의 보수 과정에서 액화 균열이 발생하지 않는다는 것을 알 수 있다.

[0054] **4. 결론**

[0055] 본 발명에서는 사용된 가스터빈 블레이드(a serviced gas turbine blade)의 건전 수리 용접을 중점으로 Spot-Varestraint 시험을 이용하여 장기간 노출된 247LC 초합금의 용접 열 영향부의 LCTR을 정량적으로 평가했다. 본 연구의 결과는 다음과 같이 요약할 수 있다.

[0056] ① LCTR 값은 500시간 동안 410K, 1000시간 동안 440K, 3000시간 동안 385K, 5000시간 동안 610K였다. 이러한 결과는 장기간 사용된 247LC 가스 터빈 블레이드에 대해 수리 용접부 열 영향 구역의 액화 균열 민감도가 크게 증가했음을 나타낸다.

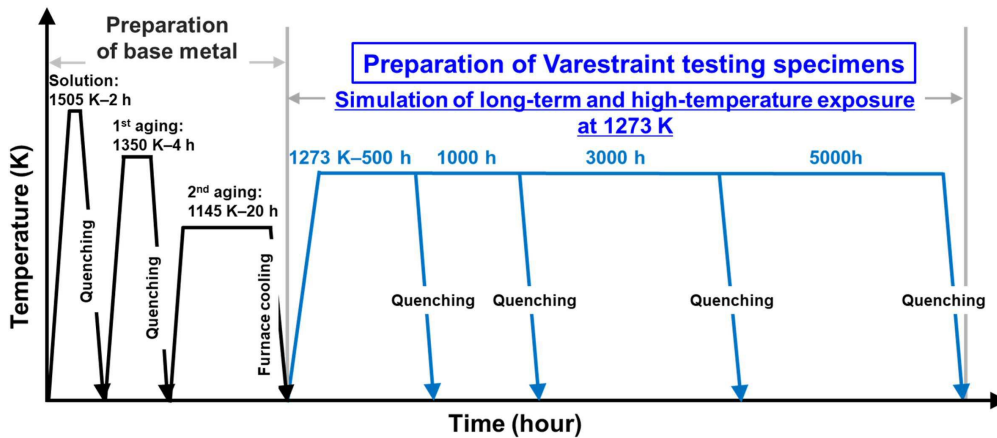
[0057] ② TEM을 통해 5000시간의 장기간 노출 동안 액화 균열 표면에 미세한 MC, M_6C 및 $M_{23}C_6$ 탄화물이 형성되는 것을 특성화했다. 심각한 액화 균열 민감도의 핵심 야금학적 요인은 도 12에 요약된 바와 같이, 247LC 합금(1530K)의 고상선보다 낮은 액화 개시 온도를 갖는 MC(액화개시온도범위 : 1125~1356K) 및 M_6C (액화개시온도범위 : 1390~1420K)의 면적 분율에 기인할 수 있다.

[0058] ③ 본 발명에서는 장기간 사용된 247LC 블레이드에서 건전한 수리 용접을 달성하기 위해 MC 및 M_6C 탄화물을 최소화하고 용해시키기 위한 국소적 예열을 강력하게 권장한다.

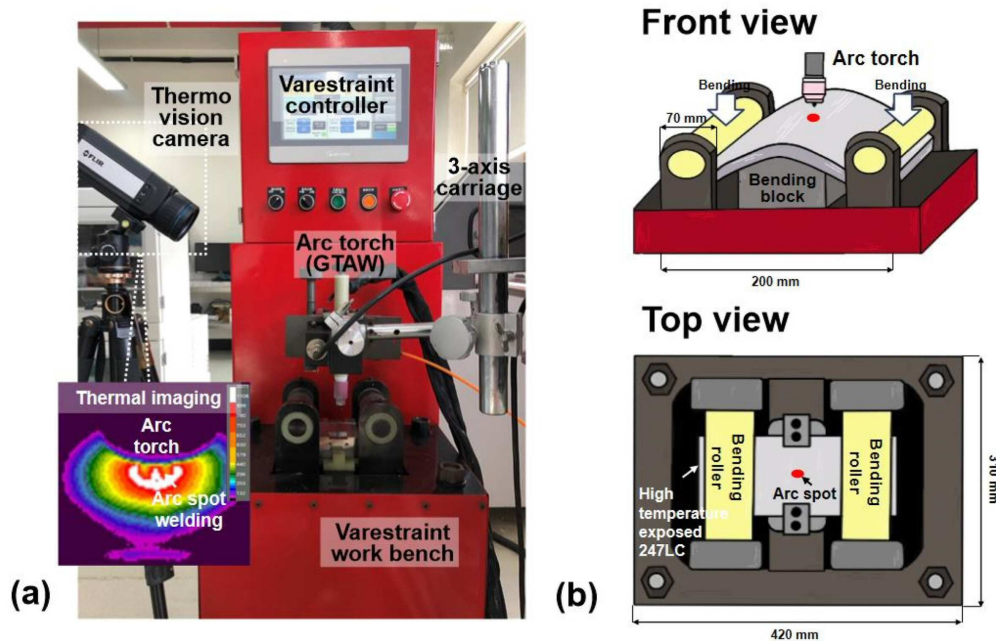
[0059] 상기에서는 본 발명의 바람직한 실시예를 참조하여 설명하였지만, 해당 기술 분야의 숙련된 당업자는 하기의 특허 청구 범위에 기재된 본 발명의 사상 및 영역으로부터 벗어나지 않는 범위 내에서 본 발명을 다양하게 수정 및 변경시킬 수 있음을 이해할 수 있을 것이다.

도면

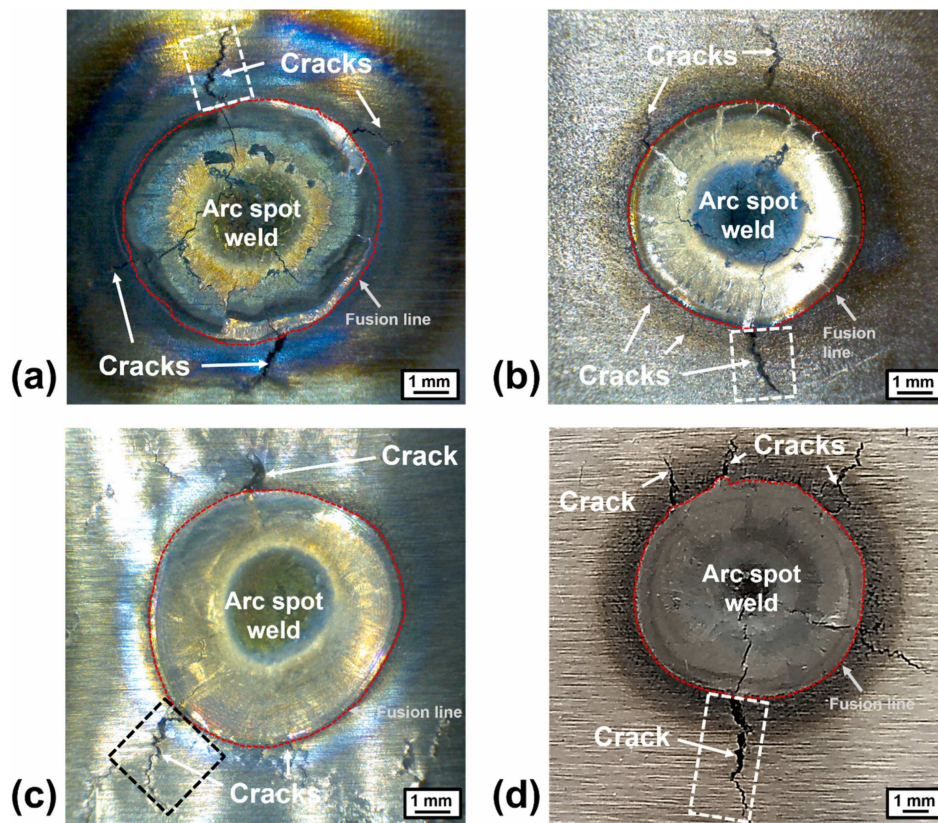
도면1



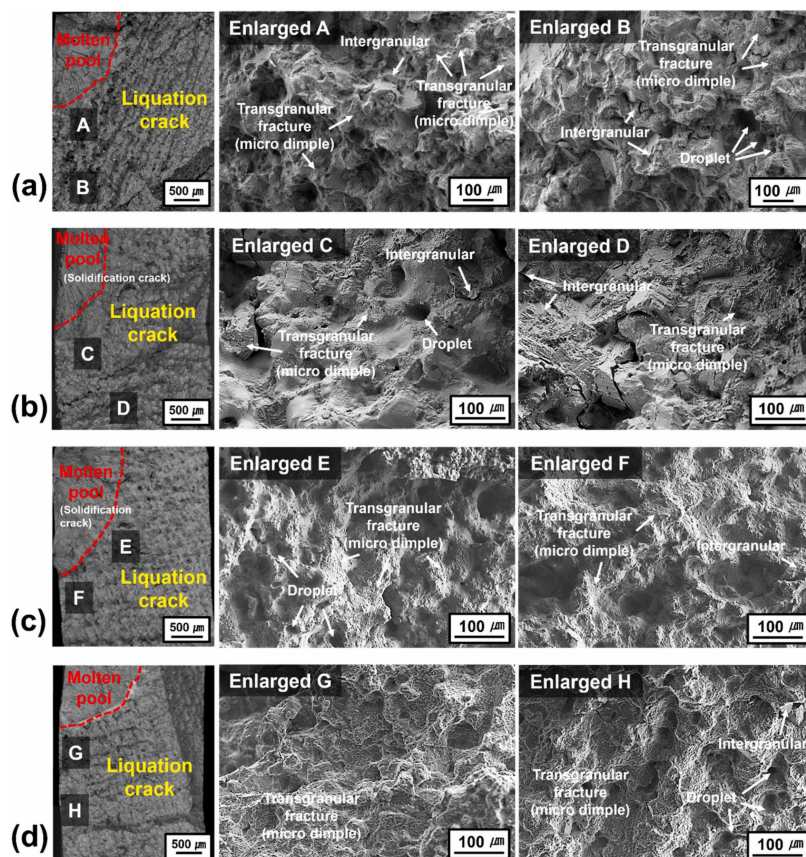
도면2



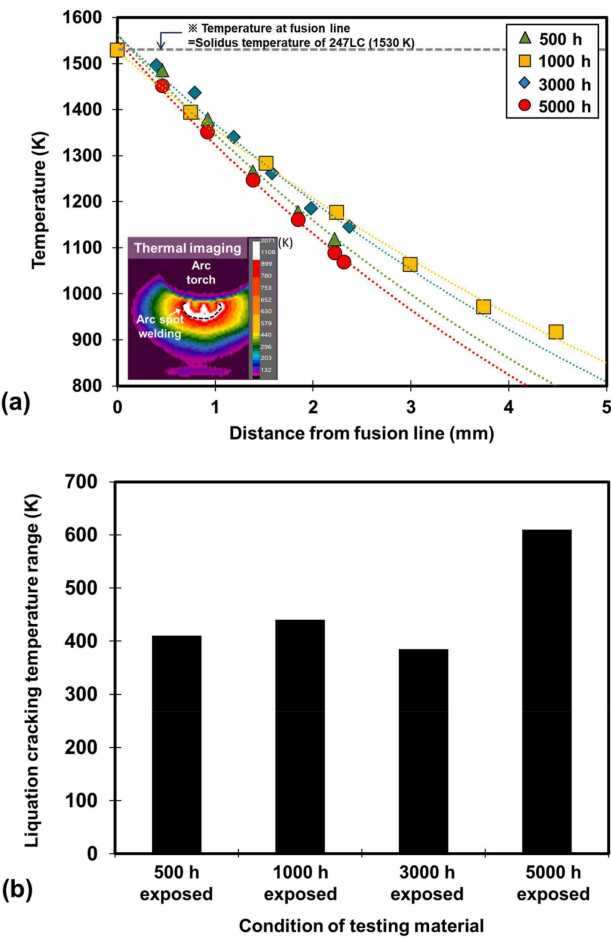
도면3



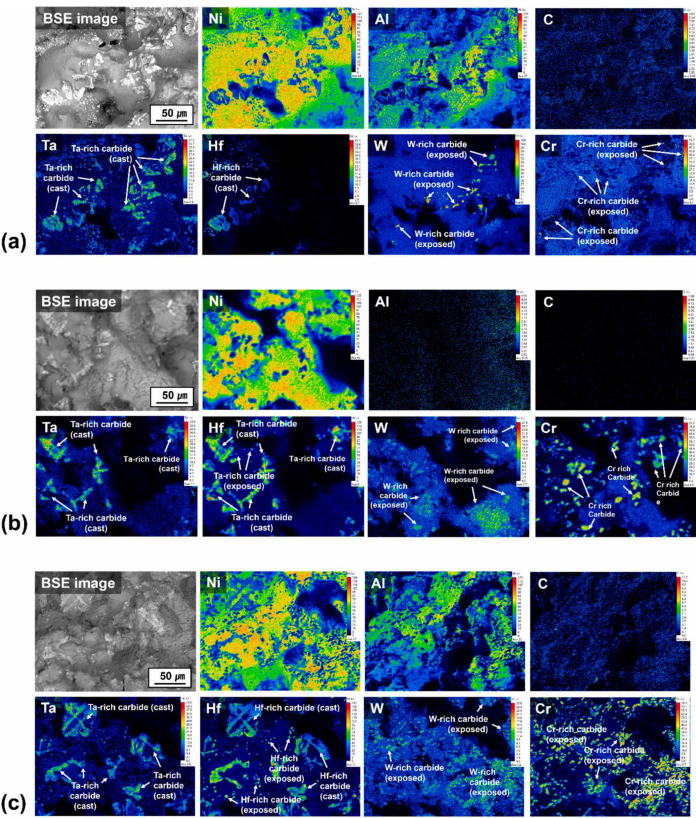
도면4



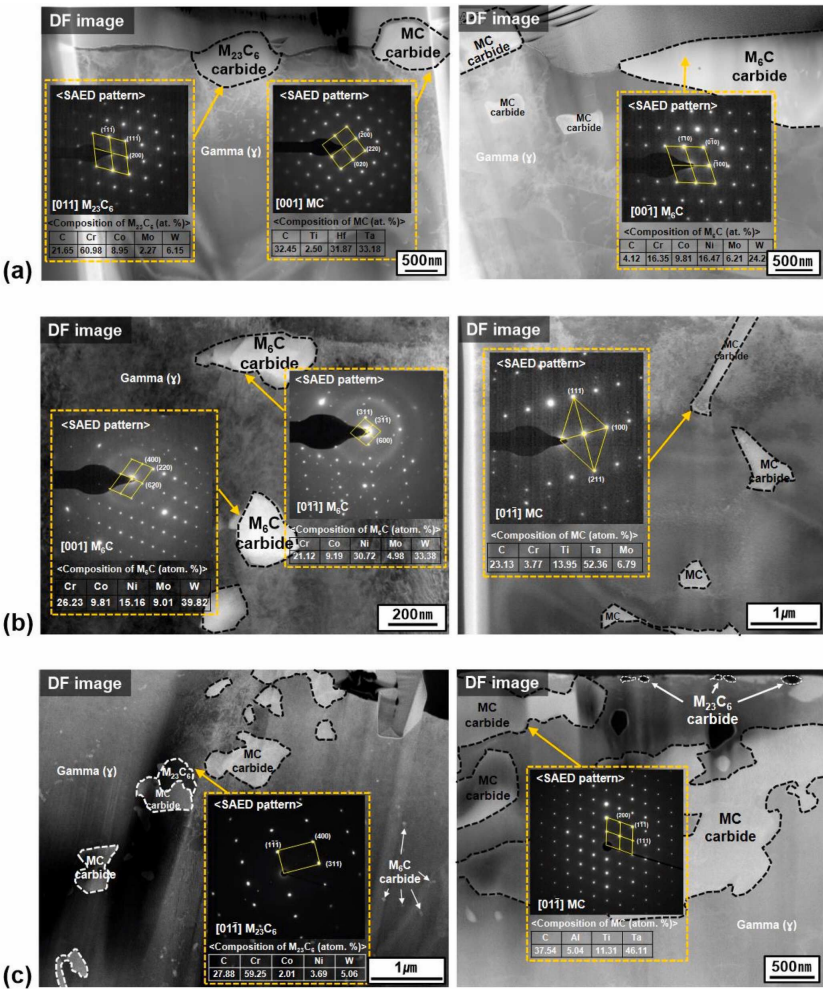
도면5



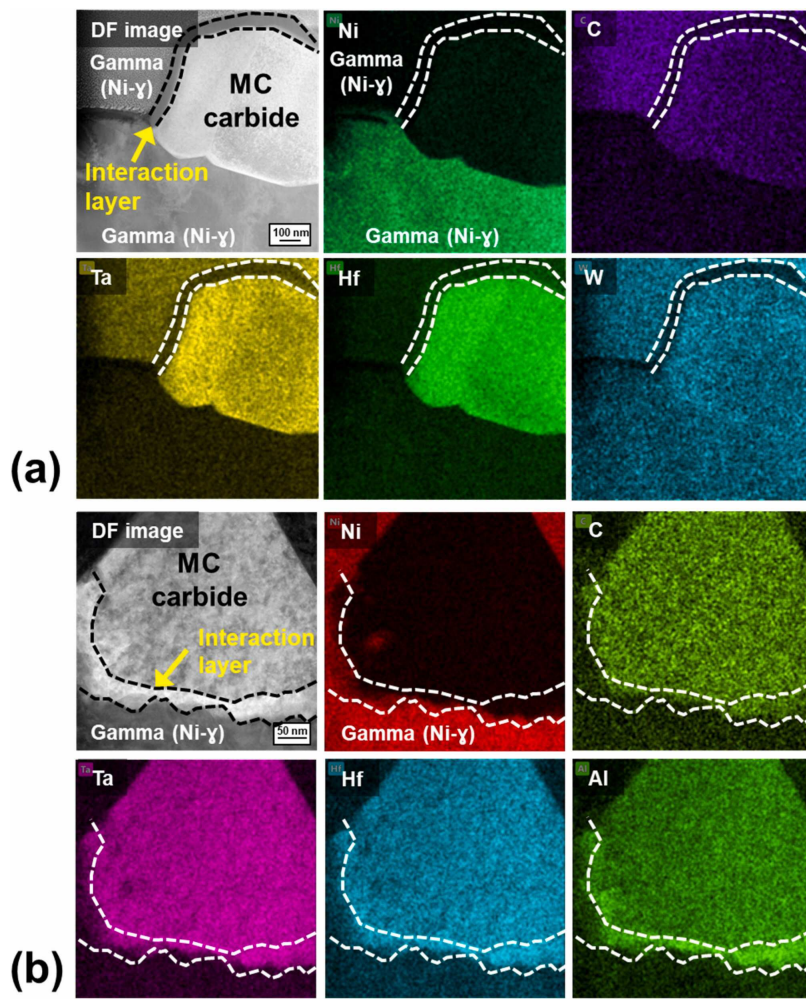
도면6



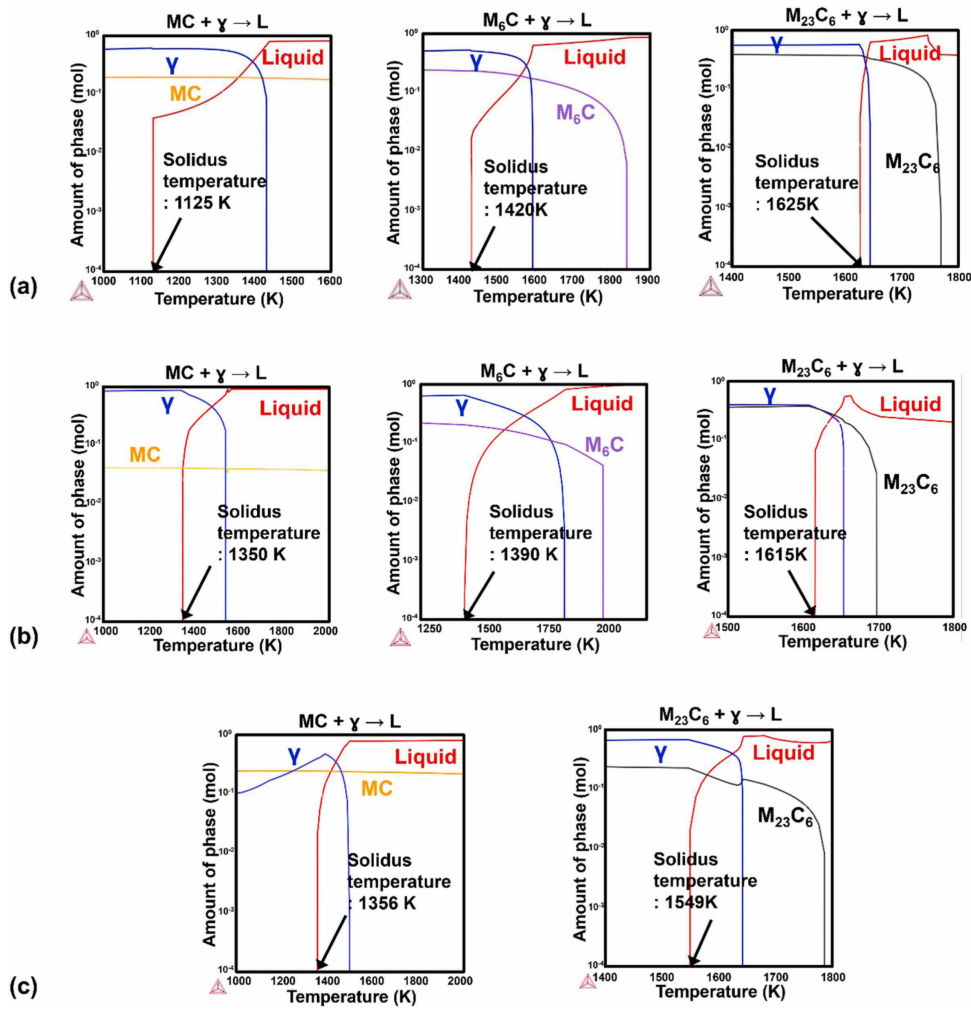
도면7



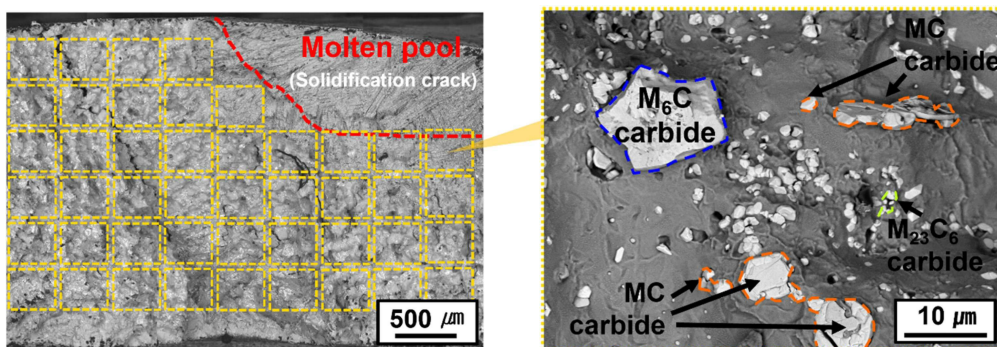
도면8



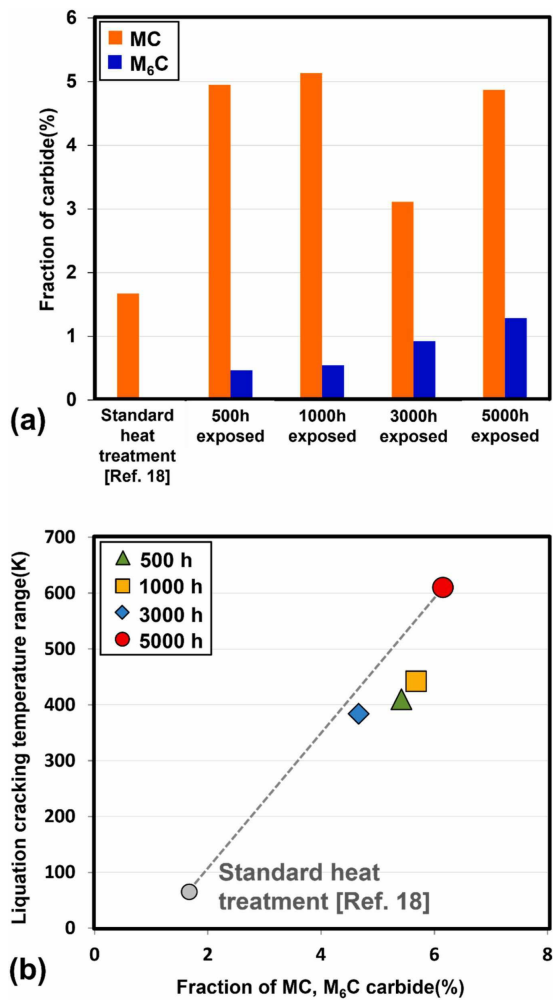
도면9



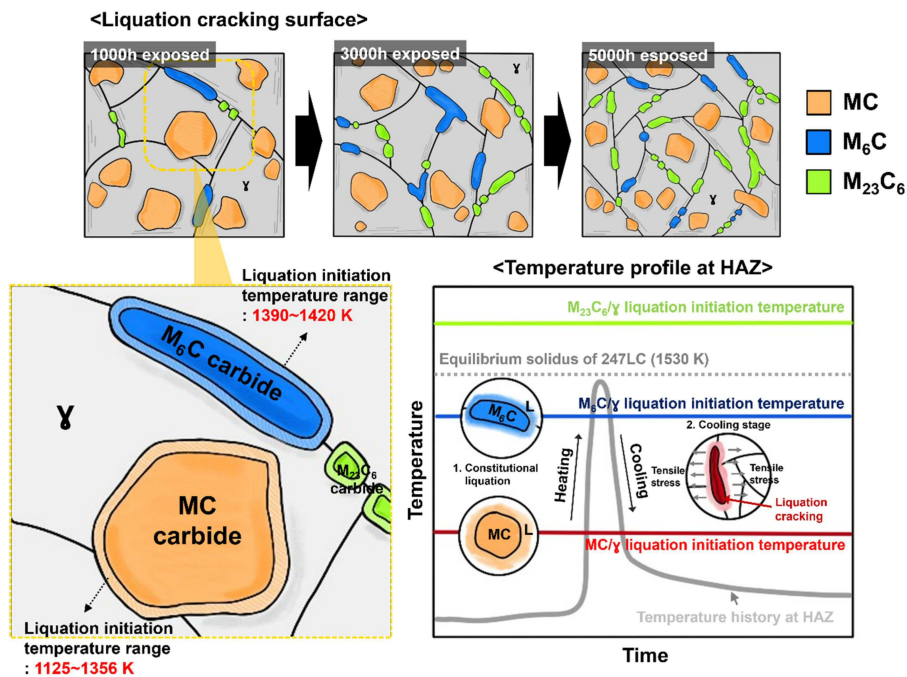
도면10



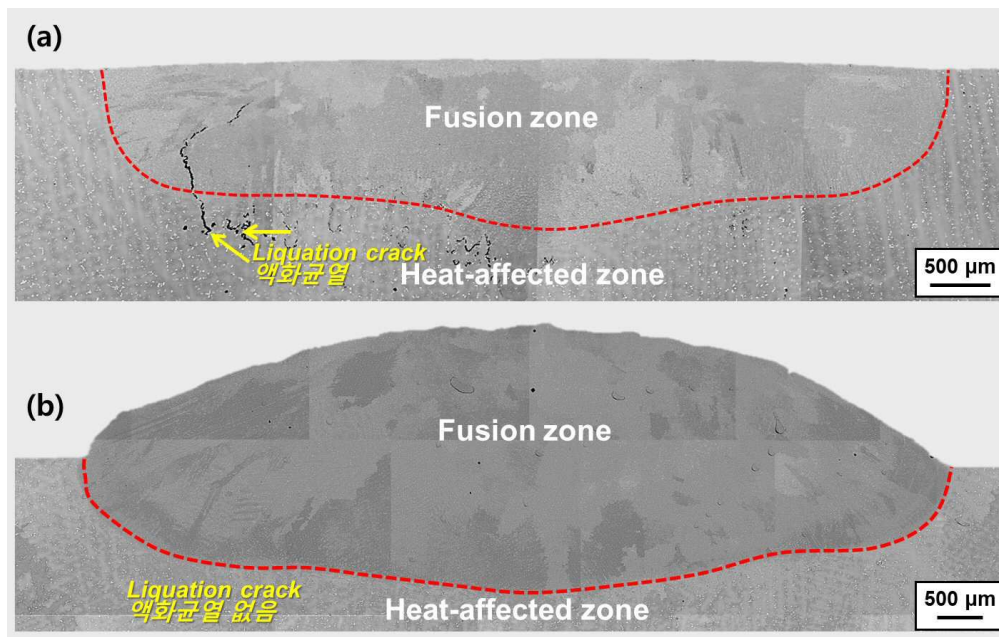
도면11



도면12



도면13



【심사관 직권보정사항】

【직권보정 1】

【보정항목】 청구범위

【보정세부항목】 청구항 1

【변경전】

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법으로서,

상기 합금의 장시간 사용에 따른 크랙 또는 미세조직을 가진 보수 영역의 주변 영역인 제1 영역을 카바이드 또는 탄화물을 고용화하기 위한 1150℃ 이상의 제1 온도로 열처리하는 예열 단계 및 상기 제1 영역을 상기 제1 온도로 유지하여 상기 보수 영역이며 용접면인 제2 영역에의 레이저 용접을 수행하는 레이저 용접 단계를 포함하고,

상기 레이저 용접은 니켈기반 합금용 용가재를 사용하며,

상기 니켈 기반 합금용 용가재는 Ni, Co, Cr, Mo, W, Ta, Ti, Al, Zr 및 C를 포함하는 제1 원소 및 B 및 Hf으로 이루어진 군 중에서 선택된 어느 하나의 원소를 포함하는 제2 원소를 포함하는 니켈기반 합금용 용가재를 사용하여 수행되는 것인,

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법.

【변경후】

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법으로서,

상기 합금의 장시간 사용에 따른 크랙 또는 미세조직을 가진 보수 영역의 주변 영역인 제1 영역을 카바이드 또는 탄화물을 고용화하기 위한 1150℃ 이상의 제1 온도로 열처리하는 예열 단계 및 상기 제1 영역을 상기 제1 온도로 유지하여 상기 보수 영역이며 용접면인 제2 영역에의 레이저 용접을 수행하는 레이저 용접 단계를 포함하고,

상기 레이저 용접은 니켈기반 합금용 용가재를 사용하며,

상기 니켈 기반 합금용 용가재는 Ni, Co, Cr, Mo, W, Ta, Ti, Al, Zr 및 C를 모두 포함하는 제1 원소군 및 B 및 Hf으로 이루어진 군 중에서 선택된 어느 하나의 원소를 포함하는 제2 원소를 포함하는 니켈기반 합금용 용가재를 사용하여 수행되는 것인,

장시간 고온에서 사용된 247LC 합금의 보수 방법.