



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2021-0054430
(43) 공개일자 2021년05월13일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 19/05 (2006.01) *B22F 3/105* (2006.01)
B23K 35/02 (2006.01) *B33Y 70/00* (2020.01)
B33Y 80/00 (2015.01) *C22F 1/10* (2006.01)
F01D 5/28 (2006.01) *G01N 29/04* (2006.01)
B23K 101/00 (2006.01)
 (52) CPC특허분류
C22C 19/051 (2013.01)
B22F 10/00 (2021.01)
 (21) 출원번호 10-2019-0171628
 (22) 출원일자 2019년12월20일
 심사청구일자 없음
 (30) 우선권주장
 201911060106.X 2019년11월01일 중국(CN)

(71) 출원인
리버디 엔지니어링 리미티드
 캐나다 엘9에이치 7케이4 온타리오주 던다스 하이웨이 #6 노오스 400
 (72) 발명자
콘차로프, 알렉산더 비.
 캐나다, 온타리오주 엘엘5비 3셋9, 미시사가, 웹드라이브 705-325
리버디, 조셉
 캐나다, 온타리오주 엘9에이치 5이4, 던다스, 알.알. #4 브록 로드 1145
로텐, 폴
 캐나다, 온타리오주 엔3씨 1엔3, 케임브리지, 존스턴 애비뉴 73
 (74) 대리인
특허법인위더피플

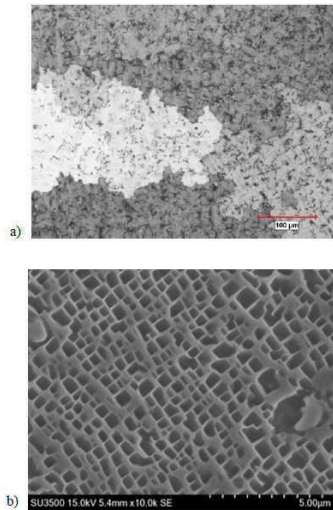
전체 청구항 수 : 총 17 항

(54) 발명의 명칭 **고 감마 프라임 니켈계 초합금, 그것의 용도, 및 터빈 엔진 부품의 제조방법**

(57) 요약

본 발명은 고 감마 프라임 니켈계 초합금, 그것의 용도 및 용접, 3D 첨가 제조, 주조 및 열간 성형에 의한 터빈 엔진 부품의 제조 방법에 관한 것이고, 상기 초합금은 9.0 내지 10.5 중량% Cr, 16 내지 22 중량% Co, 1.0 내지 1.4 중량% Mo, 5.0 내지 5.8 중량% W, 2.0 내지 6.0 중량% Ta, 1.0 내지 4.0 중량% Nb (단, Ta 및 Nb의 전체 함량은 3.0 중량% 내지 7.0 중량%으로 존재함), 3.0 내지 6.5 중량% Al, 0.2 내지 1.5 중량% Hf, 0.01 내지 0.2 중량% C, 0 내지 1.0 중량% Ge, 0 내지 1.0 중량% Si, 0 내지 0.2 중량% Y, 0 내지 0.015 중량% B, 1.5 내지 3.5 중량% Re, 및 니켈 및 잔부의 불순물을 포함한다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

B23K 35/0227 (2013.01)

B23K 35/0244 (2013.01)

B33Y 70/00 (2013.01)

B33Y 80/00 (2013.01)

C22F 1/10 (2013.01)

F01D 5/28 (2013.01)

G01N 29/04 (2013.01)

B23K 2101/001 (2018.08)

F05D 2260/95 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

하기를 포함하는 고 감마 프라임 니켈계 초합금:

- 크롬 9.0 - 10.5 중량%,
- 코발트 약 16 - 22 중량%,
- 몰리브덴 1.0 - 1.4 중량%,
- 텅스텐 5.0 - 5.8 중량%,
- 탄탈륨 2.0 - 6.0 중량%,
- 니오비움 1.0 - 4.0 중량%
- 탄탈륨 + 니오비움 3.0 - 7.0 중량%
- 알루미늄 3.0 - 6.5 중량%,
- 하프늄 0.2 - 1.5 중량%,
- 게르마늄 0 - 1.0 중량%,
- 이트륨 0 - 0.2 중량%,
- 실리콘 0 - 1.0 중량%,
- 붕소 0 - 0.015 중량%,
- 탄소 0.01 - 0.2 중량%,
- 레늄 1.5 - 3.5 중량%, 및
- 니켈 및 잔부의 불순물.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 게르마늄 및 실리콘의 전체 함량은 0.9 - 1.1 중량%인 것인, 고 감마 프라임 니켈계 초합금.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

용접 와이어, 용접 분말 또는 터빈 엔진 부품용 재료로서 고 감마 프라임 니켈계 초합금의 용도.

청구항 4

제1항 또는 제2항에 따른 고 감마 프라임 니켈계 초합금을 사용하는 단계를 포함하는, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 5

제4항에 있어서,

상기 방법은 하기의 단계로부터 하나 또는 그 이상을 포함하는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법:

- a) 주조 단계,
- b) 1 - 2 시간 동안 2190 - 2290°F에서 어닐링 단계,
- c) 1500 - 1800°F에서 소성 변형에 의한 열간 성형 단계,
- d) 2 - 4 시간 동안 1975 - 2050°F에서 1 차 에이징,
- e) 16 - 24 시간 동안 1300 - 1500°F에서 2 차 에이징.

청구항 6

제5항에 있어서,

상기 방법은 2190 °F 내지 2290 °F의 온도 범위 내에서 1 - 2 시간 동안 어닐링 단계, 1975 °F 내지 2050 °F의 온도 범위에서 2 - 4 시간 동안 1 차 에이징 단계, 및 1300 °F 내지 1500 °F의 온도 범위에서 16 - 24 시간 동안 2 차 에이징 단계 중에서 선택되는 열 처리를 포함하는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 7

제5항에 있어서,

1500 - 1800°F에서 열간 성형 단계 이전에,

상기 방법은 2 - 6 시간 동안 2200 내지 2290 °F의 온도, 15-20 KSI의 압력에서 잉곳의 고온 등압 처리 단계를 추가로 포함하는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 8

제5항에 있어서,

상기 방법은 소성 변형에 의한 5 - 80 %의 열간 성형을 포함하는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 9

제5항에 있어서,

1 차 에이징의 온도는 터빈 엔진 부품의 서비스 온도 보다 높게 선택되는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 10

제4항에 있어서,

상기 방법은:

- a) 용접 풀 내에서 적어도 2종의 상이한 니켈계 분말 및 코발트계 분말을 각각 (70 - 80) 중량% 및 (20 - 30) 중량%의 양으로 포함하는 분말 혼합물의 용융 및 증착에 의한 융합 용접 단계; 및
- b) 미리 프로그래밍된 용접 경로를 따라 용접 풀을 점진적으로 이동 및 고형화시키고, 제1항에 따른 고 감마 프러마 니켈계 초합금과 동일한 화학 조성을 갖는 용접 비드를 형성하는 단계를 포함하고,

상기 니켈계 분말은:

- 크롬 6 - 8 중량%,
- 코발트 6 - 12 중량%,
- 몰리브덴 1.3 - 1.6 중량%,
- 텅스텐 4.5 - 5 중량%,
- 탄탈륨 2.0 - 6.0 중량%,
- 니오비움 1 - 4.0 중량%
- 탄탈륨 + 니오비움 3.0 - 7.0 중량%
- 알루미늄 3.0 - 6.5 중량%,
- 하프늄 0.2 - 1.5 중량%,
- 레늄 2.5 - 3 중량%,
- 게르마늄 0 - 1.0 중량%, ,
- 실리콘 0 - 1 중량%,
- 이트륨 0 - 0.2 중량%,
- 붕소 0 - 0.015 중량%,
- 탄소 0.01 - 0.1 중량%, 및
- Ni 및 잔부의 불순물을 포함하고,

상기 코발트계 분말은:

- 니켈 10 - 18 중량%,
- 크롬 19 - 21 중량%,
- 텅스텐 8 - 10 중량%,
- 알루미늄 3 - 6.5 중량%,
- 게르마늄 0 - 1.0 중량%,
- 실리콘 0 - 1 중량%,
- 이트륨 0 - 0.45 중량%,
- 하프늄 0 - 1.5 중량%,
- 니오비움 0 - 4 중량%,
- 탄소 0.01 - 0.2 중량% 및
- Co 및 잔부의 불순물을 포함하는, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 11

제10항에 있어서,

상기 용합 용접은 레이저 빔, 플라즈마 아크, 마이크로 플라즈마, 전자 빔, 및 가스 텅스텐 아크 용접 중에서 선택되는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 12

제10항에 있어서,

상기 방법은 고온 등압 처리, 어닐링, 에이징 또는 예닐링 및 에이징의 조합 중에서 선택되는 용접 후 열처리 용접 후 열처리 단계를 추가로 포함하는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 13

제12항에 있어서,

상기 용접 후 열처리 이후에, 상기 방법은 원하는 형상으로 가공하는 단계를 추가로 포함하는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 14

제13항에 있어서,

상기 방법은 비-과괴 시험 단계를 추가로 포함하는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 15

제10항에 있어서,

상기 분말 혼합은 니켈 및 코발트계 분말을 포함하는 미리-합금화된 분말 블렌드 형태 또는 용접 동안 용접 풀에 직접 혼합되는 상이한 니켈계 및 코발트계 분말의 형태로 존재하는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 16

제5항 내지 제15항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 터빈 엔진 부품은 3D 적층 제조 방법에 의해 제조되는 것인, 터빈 엔진 부품의 제조 방법.

청구항 17

제4항 내지 제16항 중 어느 한 항에 따른 방법에 의해 얻어지는 터빈 엔진 부품.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명의 고 감마 프라임 (γ') 니켈계 초합금은 레이저 빔 (LBW), 플라즈마 (PAW), 마이크로-플라즈마 (MPW), 가스 텅스텐 아크 용접 (GTAW), 전자 빔 (EBW) 용접 및 3D 적층의 제조뿐만 아니라 주조 및 열간 성형에 의한 터빈 엔진 부품 및 기타 제품의 제조에 사용될 수 있다.

배경 기술

[0003] 항공 및 산업용 터빈 엔진의 대부분 터빈 블레이드는 산화 및 크리프 특성의 고유한 조합을 갖는 니켈계 고 감마-프라임 (γ') 초합금으로 제조된다. 그러나, 높은 γ' 초합금의 놀라운 특성에도 불구하고, 엔진 부품은 종종 터빈 엔진의 작동 중에 발생하는 크리프 및 열-기계적 피로 균열, 산화 및 고온 부식 손상으로 인해 다양한

용접 수리가 요구된다. 이례적인 코발트 기반 Merl 72 (M72), 니켈 기반 Rene 142 (R142) 및 Rene 80 (R80) 용접 재료는 1980년대부터 고압 (HPT) 및 저압 (LPT) 터빈 블레이드의 수리에 사용되어 왔다 (참고: A. Gontcharov et al, GT2018-75862, "Advanced Welding Materials and Technologies for Repair of Turbine Engine Components manufactured of High Gamma Prime Nickel Based Superalloys", Proceedings of ASME Turbo Expo 2018: Turbine Technical Conference and Exposition, GT2018, June 11-15, 2018, Oslo, Norway (further GT2018-75862)).

[0005] 코발트계 M72는 우수한 용접성, 연성 및 내 산화성을 나타내지만, GT2018-75862 및 예 1과 같이 1800 °F의 온도에서 낮은 크리프 특성을 나타내며, 이로 인해 HPT 블레이드의 조기 파손 및 예정되지 않은 엔진 제거가 초래된다. 낮은 크리프 특성은 전형적으로 코발트 성분이 많은 대부분의 코발트계 합금과 니켈계 초합금에서 발생한다. 한편, 6.8 중량% Cr - 12 중량% Co - 1.5 중량% Mo - 4.9 중량% W - 6.4 중량% Ta - 6.1 중량% - 1.5 중량% Hf - 2.8 중량% Re을 포함하는 고 γ' 니켈계 R142 용접 와이어 (문헌 Earl W. Ross and Kevin S. O'Hara "Rene 142: High Strength, Oxidation Resistance DS Turbine Airfoil Alloy", Superalloys 1992, pp. 257 - 265에 개시됨)는 미국특허 4,169,742에 따라 10 - 13 중량% Co, 3 - 10 중량% Cr, 0.5 - 2 중량% Mo, 3 - 7 중량% W, 0.5 - 10 중량% Re, 5 - 6 중량% Al, 5 - 7 중량% Ta, 0.5 - 2 중량% Hf, 0.01 - 0.15 중량% C, 0.005 - 0.05 중량% B, 0 - 0.1 중량% Zr 및 잔부의 니켈을 포함하는 고 감마 프라임 니켈계 초합금을 바탕으로 생성된 것으로, 우수한 크리프 특성을 나타내지만 용접성은 매우 열악하다. R142를 이용한 터빈 엔진 부품의 제한된 용접 수리는 문헌 (Dikran A. Barhanko et al, "Development of Blade Tip Repair for SGT-700 Turbine Blade Stage 1, With Oxidation Resistant Weld Alloy", Proceedings of ASME Turbo Expo 2018, Turbomachinery Technical Conference and Exposition, GT2018, June 11-15, 2018, Oslo, Norway and Alexandre Gontcharov et al in the previously quoted GT2018-75862 article)에 설명된 바와 같이 고온으로 엔진 부품을 예열하는 것만으로 수행되어 왔다. 그러나, 예열을 하더라도, R142 용접은 연성이 낮고 미세 균열 경향이 높아서 3D 적층 제조에 R142를 사용할 수 없다.

[0007] 증가된 20 - 30% Co 함량을 갖는 중국특허 105492639, 캐나다 특허 28004402, 미국특허 4,288,247, 미국특허 7,014,723, 미국특허 8,992,669 및 미국특허 8,992,700에 개시된 증가된 니켈계 초합금은 잠재적으로 더 우수한 용접성에도 불구하고, 1800 °F에서의 불충분한 기계적 특성으로 인해 높은 감마 프라임 R142 초합금을 대체할 수 없다.

[0009] 따라서, 터빈 엔진 부품의 수리 및 3D AM을 위해 주변 온도에서 단결정 (SX) 재료에 균열 없는 용접을 생성할 수 있는, 새로운 고 내 산화성, 고강도 및 연성의 고 감마 프라임 니켈계 초합금의 개발에 대한 실질적인 요구가 존재한다.

발명의 내용

[0011] 본 발명자들은 9.0 내지 10.5 중량% Cr, 16 내지 22 중량% Co, 1.0 내지 1.4 중량% Mo, 5.0 내지 5.8 중량% W, 2.0 내지 6.0 중량% Ta, 1.0 내지 4.0 중량% Nb (단, Ta 및 Nb의 전체 함량은 3.0 중량% 내지 7.0 중량%으로 존재함), 3.0 내지 6.5 중량% Al, 0.2 내지 1.5 중량% Hf, 0.01 내지 0.2 중량% C, 0 내지 1.0 중량% Ge, 0 내지 1.0 중량% Si, 0 내지 0.2 중량% Y, 0 내지 0.015 중량% B, 1.5 내지 3.5 중량% Re, 및 니켈 및 잔부의 불순물을 포함하는 고 감마 프라임 니켈계 초합금이 상온에서 우수한 용접성, 기계적 특성 및 산화 특성의 우수한 조합을 가지며 용융 용접에 의한 터빈 엔진 부품의 다양한 수리 및 3D AM, 주조 및 열간 성형에 의한 터빈 엔진 부품의 제조에 사용될 수 있음을 발견하였다.

[0013] 상기 고 감마 프라임 니켈계 초합금의 다른 바람직한 구현에는 0.9 내지 1.1 중량%의 범위 내의 게르마늄 및 실리콘의 총량을 포함한다.

- [0015] 상기 초합금의 바람직한 구현에는 용접 와이어, 용접 분말, 등축 또는 방향 응고된 터빈 엔진 부품, 수리된 터빈 엔진 부품 및 열간 성형에 의해 제조된 제품으로부터 선택된다.
- [0017] 본 발명의 다른 구현예에 따르면, 본 발명의 고 감마 프라임 니켈계 초합금을 사용하는 단계를 포함하는 터빈 엔진 부품의 제조 방법이 제공된다.
- [0019] 본 명세서에서, "터빈 엔진 부품의 제조"는 원재료로부터의 제조 및/또는 새로운 것으로 사용될 수 있도록 노후된 터빈 엔진 부품의 보수를 의미한다.
- [0021] 바람직한 화학적 조성을 갖는 본 발명의 초합금으로 제조된 터빈 엔진 부품 및 기타 제품은 R142 초합금의 열처리와는 다른 열처리에 제공되는 것으로, 2190 °F 내지 2290 °F의 온도 범위 내에서 1 - 2 시간 동안 어닐링 (annealing) 단계, 1975 °F 내지 2050 °F의 온도 범위에서 2 - 4 시간 동안 1 차 에이징(aging) 단계, 및 1300 °F 내지 1500 °F의 온도 범위에서 16 - 24 시간 동안 2 차 에이징(aging) 단계를 포함하고, γ' 상의 침전을 초래하는 에이징 단계에 의해 개발된 초합금의 기계적 특성을 극대화시키는 것을 목적으로 한다.
- [0023] 주조에 의한 터빈 엔진 부품의 바람직한 제조 방법은 어닐링 단계 이전에 2 내지 6 시간 동안 2200 내지 2290 °F의 온도, 15-20 KSI (102.6-136.8 MPa)의 압력에서 잉곳의 고온 등압 처리 단계를 추가로 포함한다.
- [0025] 또 다른 바람직한 구현예에 따른 터빈 엔진 부품의 제조 방법은 2190 °F 내지 2290 °F에서 1 - 2 시간 동안 잉곳의 어닐링 단계, 그 다음 1500 °F 내지 1800 °F의 온도 범위에서 소성 변형에 의한 5 - 80 %의 열간 성형 단계 및 2 - 4 시간 동안 1975 - 2050 °F에서 터빈 엔진 부품의 1차 에이징 단계 및 16 - 24 시간 동안 1300 - 1500 °F에서 2차 에이징을 포함하는 최종 열 처리 단계 중 적어도 2개의 연속 단계를 포함한다.
- [0027] 열간 성형에 의해 제조된 터빈 엔진 부품의 재결정화를 막기 위하여, 상기 터빈 엔진 부품의 서비스 온도는 1 차 에이징 온도 보다 낮게 선택된다.
- [0029] 다른 바람직한 구현예에 따르면, 터빈 엔진 부품의 제조 방법은 용접 풀 내에서 적어도 2종의 상이한 니켈계 분말 및 코발트계 분말을 각각 (70-80) 중량% 및 (20 - 30) 중량%의 양으로 포함하는 분말 혼합물의 용융 및 증착에 의한 바람직하게는 레이저 빔, 플라즈마 아크, 마이크로 플라즈마, 전자 빔 및 가스 텅스텐 아크 용접 중에서 선택되는 용합 용접 단계, 및
- [0030] 미리 프로그래밍된 용접 경로를 따라 용접 풀을 점진적으로 이동 및 응고시킴으로써, 본 발명의 초합금과 동일한 화학 성분을 갖는 용접 비드의 형성 단계; 고온 등압 처리, 어닐링, 에이징 또는 에닐링 및 에이징의 조합 중에서 선택되는 용접 후 열처리 단계; 필요한 형상으로 가공 및 비파괴 검사 단계를 포함하고,
- [0032] 여기서 상기 니켈계 분말은:
- [0033] - 크롬 6 - 8 중량%,
- [0034] - 코발트 6 - 12 중량%,
- [0035] - 몰리브덴 1.3 - 1.6 중량%,
- [0036] - 텅스텐 4.5 - 5.0 중량%,
- [0037] - 탄탈륨 2.0 - 6.0 중량%,
- [0038] - 니오비움 1 - 4.0 중량%

- [0039] - 탄탈륨 + 니오비움 3.0 내지 7.0 중량%
- [0040] - 알루미늄 3.0 - 6.5 중량%,
- [0041] - 하프늄 0.2 - 1.5 중량%,
- [0042] - 레늄 2.5 - 3 중량%,
- [0043] - 게르마늄 0 - 1.0 중량%, ,
- [0044] - 실리콘 0 - 1 중량%,
- [0045] - 이트륨 0 - 0.2 중량%,
- [0046] - 붕소 0 - 0.015 중량%,
- [0047] - 탄소 0.01 - 0.1 중량%, 및
- [0048] - Ni 및 잔부의 불순물을 포함하고,

[0050] 상기 코발트계 분말은:

- [0051] - 니켈 10 - 18 중량%,
- [0052] - 크롬 19 - 21 중량%,
- [0053] - 텅스텐 8 - 10 중량%,
- [0054] - 알루미늄 3 - 6.5 중량%,
- [0055] - 게르마늄 0 - 1.0 중량%,
- [0056] - 실리콘 0 - 1 중량%,
- [0057] - 이트륨 0 - 0.45 중량%,
- [0058] - 하프늄 0 - 1.5 중량%,
- [0059] - 니오비움 0 - 4.0 중량%,
- [0060] - 탄소 0.01 - 0.2 중량%, 및
- [0061] - Co 및 잔부의 불순물을 포함한다.

[0063] 상기 바람직한 구현예를 수행하기 위하여, 분말 혼합물은 용접 중에 용접 풀에 직접 혼합되는, 상이한 니켈계 분말 및 코발트계 분말 또는 니켈 및 코발트계 분말을 포함하는 예비-합금화된 분말 블렌드 중에서 선택된다.

도면의 간단한 설명

[0065] 도 1은 본 발명의 주조된 초합금의 어닐링되고 에이징된 상태의 미세 구조를 도시한다 :

- a) 응고 동안 지그재그 형태의 결정립 경계 형성;
- b) 에이징 열처리 동안 입방형 γ '상의 석출.

도 2는 에이징된 상태에서 압출된 막대의 미세 구조를 도시한다 :

- a) 압출 및 1 차 재결정 동안 직선 경계를 갖는 등축 결정립의 형성;
- b) 에이징 열처리 동안 γ '상의 석출.

도 3은 상온에서 생성된 LBW 용접의 미세 구조를 도시한다 :

- a) 1700 - 1800 °F로 예열하는 GTAW 용접을 사용하여 생성된 Rene 142 용접의 미세 균열 형성;

b) 본 발명의 초합금으로부터 제조된 용접 분말과 함께 LBW를 사용하여 주위 온도에서 생성된 결함이 없는 다층 용접 형성.

도 4는 PWA1484 SX 기관 (기재 금속) 상의 주위 온도에서 LBW를 사용하여 생성된 결함 없는 다층 용접 형성의 미세 구조이다 :

- a) 용접 상태에서의 용접 및 기재 금속의 균열 없는 융합;
- b) PWHT 에이징 열처리 후 용접 금속에서 γ '상의 석출.

도 5는 미세 입방형 Ta-Hf계 금속 간 입자의 수지상 간 침전을 도시하는 용접 금속으로부터 제조된 인장 샘플에서의 일부 합금 원소의 파단 및 EDS 맵핑 (분포)이다 :

- a) SEM을 사용하여 생성된 용접 금속 인장 시험 샘플의 연성 파괴;
- b) 탄탈륨의 분포;
- c) 하프늄의 분포.

도 6은 본 발명의 초합금의 무-게르마늄 구현으로부터 제조된 프랙토그래프 인장 시험 샘플이다 ;

- a) 덩플의 바닥에 인장 샘플과 입방형 Ta-Hf계 금속 간 입자의 연성 덩플 균열을 도시하는 프랙토그래프;
- b) EDS에 대한 전형적인 입자 (스펙트럼 1 및 2)의 선택 및 마킹을 도시하는 고배율을 갖는 a)와 동일;
- c) 46.5 % Ta-37.3 % Hf-9.5 % Ni-4.1 % Co-1.8 % Cr을 포함하는 선택된 입자의 스펙트럼 1 및 화학적 조성으로 표시된 입자의 화학적 분석.

도 7은 Rene 80 기관 상에 본 발명의 초합금을 사용하여 생성된 용접부의 미세 구조이다 :

- a) '용접된' 상태로 용접부에 형성된 수지상 구조;
- b) 바람직한 구현예에 따라 어닐링 및 에이징 PWHT 후 융합 선에 인접한 용접 금속 및 베이스 재료의 미세 구조.

도 8은 샘플의 연성 파괴를 나타내는 주위 온도에서 굽힘 시험을 실시한 용접 금속 시험 샘플의 프랙토그래피이다.

도 9는 0.85 중량%의 게르마늄을 함유하고 1800 °F에서 인장 시험을 받은, 본 발명의 초합금의 본 발명의 구현예로부터 제조된 용접 샘플의 프랙토그래프이다 탈 그래프이다 :

- a) Ta-Hf계 금속 간 입자의 형태 변화;
- b) EDS를 위한 전형적인 Ta-Hf 입자의 선택으로 높은 배율에서 a)와 동일;
- c) Ta 및 Hf를 갖는 상기 입자의 현저한 농축을 나타내는 도 9a의 맵 데이터 19로 표시된 입자의 표면상의 Ta 및 Hf의 맵핑.

도 10은 상이한 니켈계 분말 및 코발트계 분말을 포함하는 분말 혼합물을 사용하여 생성된 LBW 용접의 미세 구조이다 :

- a) 용접 풀의 응고 동안 돌기 구조의 형성;
- b) 균질화 어닐링, 및 그 다음 바람직한 구현예에 따른 에이징 동안 수상 돌기의 용해.

도 11은 LBW 및 3D AM 컨셉을 이용한 실시예 6에 기술된 합금 4285로 제조된 용접 샘플이다:

- a) LBW로 생성된 시험 샘플의 메뉴얼 butt GTAW 용접;
- b) 멀티 패스 LBW 용접 및 패스 당 795 μm 의 통상적인 두께의 LBW 용접 증착으로 성장한 에피택시 텐드라이트;
- c) GTAW 용접부의 후 용접 열 처리 동안 입방형의 감마 프라임 및 더블 감마 프라임 상의 침전.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

표준 두문자어

[0066]

- [0067] **ASTM** - 미국 시험 재료 협회 (표준)
- [0068] **HPT**- 고압 터빈
- [0069] **LPT** - 저압 터빈
- [0070] **NDT** - 비파열 시험
- [0071] **NGV** - 노즐 안내 날개
- [0072] **PWHT** - 용접 후 열처리
- [0073] **UTS** - 최대 인장 강도
- [0074] **SRT** - 응력 파열 시험
- [0075] **LBW** - 레이저 빔 용접
- [0076] **MPW** - 마이크로 플라즈마 용접
- [0077] **GTAW** - 가스 텅스텐 아크 용접
- [0078] **EBW** - 전자빔 용접
- [0079] **PAW** - 플라즈마 아크 용접
- [0080] **SX** - 단결정 소재
- [0081] **BM** - 기본 재질
- [0082] **3D AM** - 삼차원 적층 제조
- [0083] **SEM** - 스캔 전자 현미경
- [0084] **EDS** - 에너지 분산 형 X 선 분광법
- [0085] **IPM** - 분당 인치
- [0086] **FPI** - 형광 침투 탐상 검사

- [0088] **니켈계 초합금** - 고온, 최대 0.9 용융에서의 우수한 기계적 강도 및 크리프 저항 (응력 하에서 서서히 움직이거나 변형되는 고체 소재의 성질); 우수한 표면 안정성, 산화 및 내식성을 나타내는 터빈 엔진 부품 및 기타 제품의 제조에 사용되는 금속 소재이다. 침강 강화 초합금은 전형적으로 오스테나이트 면심 입방 결정 격자를 갖는 매트릭스를 가지고 니켈 - 알루미늄 또는 티타늄 - 알루미늄 계 γ' 상을 침전시킨다. 초합금은 주로 터빈 엔진 부품의 제조에 사용된다.
- [0089] **열간 성형** - 열간 작업이라고도 알려진 열간 성형은 금속이 충분한 고온에서 재료의 충분한 연성을 갖도록 가압 성형되는 공정이다.
- [0090] **고 감마 프라임 니켈 기반 초합금** - 3 중량% - 12 중량%의 알루미늄 또는 티타늄 또는 전체 알루미늄 및 티타늄 합금 원소를 포함하는 니켈 기반의 초합금이다.
- [0091] **레이저 빔 (전자 빔, 가스 텅스텐 아크 및 플라즈마 아크) 용접** - 용접 재료의 존재 또는 부재하에 이음부 또는 기자재 위에 충돌하는 응집된 간접 광 빔 (전자 빔 또는 전기 아크)의 적용으로부터 얻어지는 열로 재료의 병합을 만들어내는 용접 공정이다.
- [0092] **용접성** - 부과된 조건 하에서 특정한, 적합한 구조로 용접되고 의도된 용도로 만족스럽게 수행되는 재료의 능력이다.
- [0093] **구조적 터빈 엔진 부품** - 서비스 조건에서 엔진 무결성을 보장하는 다양한 케이스, 프레임, 노즐 가이드 베어링 및 기타 고정자 부품이다.
- [0094] **베이스 재료** - 엔진 부품 및 테스트 샘플의 재료이다.

- [0095] 에너지 분산 X 선 분광법 (EDS) - 시료의 원소 분석 또는 화학적 특성 분석에 사용되는 분석 기술이다.
- [0097] 실시예
- [0098] 본 발명의 재료는 고 γ' 초합금을 강화시키는 석출에 속하며 주요 잘 알려진 감마 프라임 형성 원소인 다량의 알루미늄을 포함한다.
- [0100] 강도, 연성, 내 산화성 및 용접성의 독특한 조합은 니켈 내 Co, Cr, Mo, W, Re의 고용체로서 모든 합금 원소를 최적화 비율로 갖는, 오스테나이트 연성 γ' 상 매트릭스에서 도 1b, 9, 10 및 11에 도시한 바와 같이 고강도 금속 간 화합물 감마 프라임(γ') Ni₃Al, 더블 감마 프라임(γ'') Ni₃Nb 상, 및 Ta-Hf-W-Si 입방형 금속 간 입자가 다량으로 침전되도록 한다. 발명된 초합금의 γ' 및 γ'' 상 분율 부피는 에이징 조건에서 50 부피%를 초과하는 것으로 확인되었다.
- [0102] 본 발명의 초합금의 기계적 성질을 평가하기 위한 잉곳은 바람직한 구현예에 따라 아르곤 중 삼중 아크 제-용융, 그 다음 어닐링 및 에이징 열처리에 의해 생성된다.
- [0104] 용접 와이어는 1600 - 1800 °F의 온도에서 잉곳의 다-단계 압출에 의해 제조된 후, 표면 산화의 제거를 위해 산 세 처리된다.
- [0106] 직경 45 μ m의 용접 분말은 아르곤 중 잉곳의 가스 원자화에 의해 생성된다.
- [0108] 본 발명의 석출 강화 초합금의 기계적 특성을 최대화하기 위하여, 2190 °F 내지 2290 °F의 온도 범위 내에서 1 - 2 시간 동안 균질화 어닐링, 그 다음 1975 °F 내지 2050 °F의 온도 범위 내에서 2 - 4 시간 동안 1 차 및 1300 °F 내지 1500 °F의 온도 범위 내에서 16 - 24 시간 동안 2 차 어닐링을 포함하는 특수한 열처리가 개발되었다. 상기 열처리는 R142 초합금의 열처리에 자주 사용되는 열처리와는 구별된다 (참고: W. Ross and Kevin S. O'Hara for Rene 142 in "Rene 142: High Strength, Oxidation Resistance DS Turbine Airfoil Alloy", Superalloys 1992, pp. 257 - 265.).
- [0110] 터빈 엔진 부품의 PWHT 열 처리에 대한 매개 변수는 적용 분야에 따라 다르다. 주조 및 3D AM으로 제조된 터빈 엔진의 HPT, LPT NGV 및 기타 비-회전 부품에 대한 최적의 열처리 매개 변수는 2 시간 동안 2250 - 2290 °F의 온도 범위 내에서 어닐링, 그 다음 1100 - 1120 °F에서 2 시간 동안 1 차 어닐링 및 1480 - 1500 °F에서 24 시간 동안 2 차 어닐링을 포함한다.
- [0112] 단결정 초합금으로 제조되고 및/또는 본 발명의 용접 와이어 또는 용접 분말을 사용하여 용접에 의해 수리된 HPT 및 LPT 터빈 블레이드의 열처리에 대한 PWHT 파라미터는 기재 부품의 재결정을 방지하기 위하여 4 시간 동안 1975 °F 내지 1995 °F의 온도 범위 및 16 시간 동안 1300 °F 내지 1325 °F의 온도 범위에서 각각 1 차 및 2 차 에이징을 포함한다. 본 발명의 초합금으로부터 열간 성형에 의해 제조된 터빈 엔진 구성 부품의 열처리는 또한 기재 물질의 재결정화를 방지하기 위하여 전술한 파라미터를 사용하여 1 차 및 2 차 에이징 만을 포함한다.
- [0114] 본 발명의 초합금으로부터 열간 성형에 의해 제조된 터빈 엔진 부품의 서비스 온도는 사용 조건에서 기재 물질의 기계적 성질의 재결정화 및 열화를 배제하기 위하여 1 차 에이징 온도 이하에서 선택된다.
- [0116] 바람직한 구현예에 따라 주조에 의한 터빈 엔진 부품의 압출 이전에 또는 제조 이후에 잉곳의 어닐링은 균질화

를 초래하고, 에이징은 γ' 상의 침전으로 인해 우수한 강도를 형성하는데 중요한 역할을 한다. 이하, 바람직한 구현예를 실시예에 의해 보다 상세하게 설명한다.

[0118] 실시예 1

[0119] 개발된 초합금의 강도와 연성의 고유한 조합을 증명하기 위하여 Rene 142 (R142) 및 Merl 72 (M72)로 샘플을 제조하였으며, 표 1에 나타난 바와 같이, 바람직한 구현예에 따라 발명된 초합금 (샘플 표시 4275A, 4275B, 4275C 및 4275D), 및 바람직한 구현예를 벗어난 화학 조성을 갖는 초합금 (샘플 표시 427X) 아르곤 중 삼중 재-용융, 그 다음 2215 - 2230 °F에서 2 시간 동안 균질화 어닐링, 2시간 동안 2035 - 2050 °F에서 1 차 에이징, 및, 24 시간 동안 1155 - 1170 °F에서 2 차 에이징하여 생성하였다.

[0121] 지름이 0.255-0.275 인치인 시험 시편을 잉곳으로부터 기계 가공하고 ASTM E192-04에 따라 방사선 사진 검사를 수행하였다. 크기가 0.002 인치를 초과하는 선형 지시 및 공극은 허용하지 않았다. 0.176 - 0.180 인치의 게이지 직경 및 1.8 인치의 길이를 갖는 작은 시험 샘플을 ASTM E-8에 따라 가공하였다. 인장 시험은 1800 °F까지의 온도에서 ASTM E-21에 따라 수행하였다.

[0123] 표 1 Ni 등을 갖는 니켈계 초합금의 화학 조성

표 1

샘플	Ni	Cr	Co	Ta	Al	W	Mo	Re	Hf	C	B	Y	Ge	Si
M72	15	20	Bal	3	4.4	9	-	-	1	0.35	-	0.45	-	-
R142	Bal	6.8	12	6.3	6.1	4.9	1.5	2.8	1.2	0.12	0.015	-	-	-
4275A	Bal	9	20	6.0	5.5	5.5	1.0	1.5	0.2	0.10	0.01	0.15	-	0.01
4275B	Bal	10	21.5	5.4	6.0	5.0	1.2	2.5	1.2	0.12	0.01	-	-	0.12
4275C	Bal	9.8	20.4	5.4	5.5	5.1	1.2	2.3	1.1	0.14	0.015	0.01	0.85	-
4275D	Bal	10.2	22	2.0	4.2	5.5	1.2	3.5	1.5	0.12	0.01	0.1	0.2	0.8
4275E	Bal	10.1	22	5.45	5.7	5.95	2	2.1	1.15	0.13	0.01	0.11	-	0.1
427X	Bal	10	26	5.5	6.2	5.4	1.4	2.0	1.1	0.12	0.01	0.1	-	-

[0125] 잉곳의 고체화는 도 1a에 나타난 지그재그형 입자 경계의 형성을 초래하였으며, 이는 개발된 초합금의 기계적 특성을 향상시켰다. 포스트 용접 (PWHT) 에이징 열 처리는 도 1b에 나타난 γ' 상의 대량 침전을 초래하였다.

[0126] 연성 오스테나이트 매트릭스에서 높은 강도의 γ' 상의 대량 침전은 표 2에 나타난 바와 같이 고강도 및 연성의 바람직한 조합을 초래하였다. 본 발명의 초합금의 연성 (연신율)은 표준 R142 샘플의 연성 보다 우수하고, 강도는 M72 보다 우수하였다.

[0128] 표 2 아르곤 중 아크 삼중 재-용융에 의해 생성된 잉곳의 기계적 성질

표 2

물질	시험 온도 °F	UTS, KSI	0.2% 항복 강도, KSI	연성 %
M72	1800	23.1	15.7	86.8
R142	1800	71.2	70.5	1.0
4275A	70	172.1	142.0	7.0
4275A	1450	136.7	125.8	8.6
4275A	1600	113.3	93.1	6.9
4275A	1800	70.9	61.7	9.8
4275B	1800	71.5	68.5	5.0
4275D	1800	63.6	55.0	14.0
427X	1800	43.7	37.8	18.2

[0130] 실시예 2

[0131] 낮은 γ' 가공 AMS 5664 Inconel 718 (IN718) 및 AMS 5704 Waspaloy 초합금은 1200 °F까지의 온도에서 높은 강도와 우수한 작업성으로 인해 구조용 터빈 엔진 부품의 제조에 사용되어 왔다. 그러나, IN718과 Waspaloy를 1800 °F로 추가 가열하면 표 3에 나타난 바와 같이 초합금의 강도와 응력 파열 특성 (SRT)이 현저하게 저하된다.

[0133] 개발된 고 감마 프라임 초합금의 최대 1800 °F의 온도에서 강도 및 작업성의 우수한 조합으로 인해, 개발된 고 감마 프라임 초합금은 열 성형 공정을 이용하는 구조용 터빈 엔진 부품의 제조를 위한 표준 단조 초합금의 대체품으로서 가장 두드러진 것으로 발견되었다. 가공된 (열 성형된) 조건에서 발명된 초합금의 기계적 성질을 평가하기 위하여, 바람직한 구현예에 따라 잉곳을 압출하여 직경 0.225 인치의 막대를 생산하고, 4 시간 동안 1950 °F의 온도에서 1 차 에이징 및 24 시간 동안 1300 °F의 온도에서 2 차 에이징을 수행하였다.

[0135] 0.158 - 0.162 인치의 게이지 직경을 갖는 길이 1.8 인치의 작은 시험 샘플을 ASTM E-8에 따라 가공하였다. 인장 시험은 70 °F에서 ASTM E-8에 따라, 1200 °F 및 1800 °F에서 ASTM E-21에 따라 수행하였다. 응력 파열 시험은 ASTM E-139에 따라 1200 °F, 1350 °F 및 1800 °F의 온도에서 수행하였다.

[0137] 고온에서 발명된 초합금의 압출은 도 1a에 나타난 잉곳의 고체화 동안 형성된 지그재그된 경계와는 다른, 도 2a에 나타난 직선 입계를 갖는 등축 구조의 형성을 초래하였다. 1 차 에이징 열처리에는 도 2b에 나타난 γ' 상을 침전시켰다.

[0139] 실험에 의해 발견된 바와 같이, 개발된 초합금의 UTS 및 SRT 특성은 각각 표 3 및 4에 나타난 바와 같이 Inconel 718 및 Waspaloy의 UTS 및 SRT보다 1800 °F까지 우수하였다.

[0141] 표 3 가공된 (압출에 의해 열 형성된) 초합금의 인장 특성

표 3

물질	시험 온도 °F	UTS, KSI	0.2% 항복 강도, KSI	연성 %
Inconel 718	70	186.3	161.2	12.5
	1200	162.5	138	10.5
	1800	15.7	8.5	67.9
Waspaloy	70	195.7	168.3	16
	1200	186.4	139.5	20.4
	1800	30.1	21.5	49.9
4275A	70	182.5	155.6	10.5
	1200	174.2	145.7	11.0
	1800	59.6	43.3	5.1

[0143] 표 4 열 형성 (압출)된 막대의 SRT 특성

표 4

물질	시험 온도 °F	응력, KSI	파열 시간, 시간
Inconel 718	1200	100	28
	1800	15	1.4

Waspaloy	1350	80	26.5
	1800	15	4.3
4275A	1200	100	232
	1350	80	447.8
	1800	15	31.2

[0145] 고강도, 연성 및 가공성의 조합은 열간 성형에 의한 터빈 엔진 부품의 제조에 있어서 본 발명의 초합금을 가장 두드러지게 만든다.

[0147] 실시예 3

[0148] 수동 GTAW 및 자동 LBW 용접을 사용하여 단결정 재료로 제조된 터빈 엔진 부품의 수리를 시뮬레이션하기 위하여, 개발된 초합금을 용접 와이어 및 용접 분말의 형태로 각각 사용하고, 1700 - 1800 °F에서 예열 및 주위 온도에서 LBW된 표준 GTAW를 위한 용접 와이어인 Rene 142를 사용하여 시험 샘플을 제조하였다.

[0150] 주위 온도에서의 용접은 도 3a에 나타낸 바와 같이 Rene 142 용접부의 광범위한 균열을 초래하기 때문에, 예열은 인장 및 SRT 테스트용 샘플을 생산하기 위해 Rene 142 용접 와이어를 사용하는 GTAW에 사용하였다.

[0152] 본 발명의 초합금으로 제조된 용접 분말을 갖는 다중 통과 LBW 및 본 발명의 초합금으로 제조된 용접 와이어를 갖는 GTAW를 주위 온도에서 수행하여 LBW4275 및 GTAW4275로 표시된 용접 샘플을 제조하였다. 용접에는 균열이 없었습니다. 상기 샘플의 전형적인 미세 구조는 도 3b 및 도 4a에 나타내었다.

[0154] 49.2 부피%의 분율 부피를 갖는 도 4b에 나타낸 바와 같은 γ' 상의 침전을 초래하는, PWA1484 SX 물질로 제조된 HPT 블레이드의 재결정화를 예방하기 위하여 용접 후 열처리하는 2200 °F에서 2 시간 동안 균질화 어닐링, 그 다음 4 시간 동안 1975 - 1995 °F에서 1 차 에이징 및 16 시간 동안 1300 - 1320 °F에서 2 차 에이징을 포함한다.

[0156] 0.050 인치 두께의 평평하고 작은 '모든 용접 금속 (All Weld Metal)' 샘플을 ASTM E-8에 따라 생산하고, ASTM E-21에 따라 1800 °F에서 인장시험 및 1800 °F에서 SRT 및 ASTM E-139에 따른 22 KSI의 응력을 수행하였다.

[0158] 표 5 Rene 142 및 4275 용접 금속의 인장 및 크립 특성

표 5

용접 방법 및 샘플 ID	시험 온도 °F	UTS, KSI	0.2% 항복 강도, KSI	연성 %	파열 시간, 시간
GTAW R142	1800	34.8	34.0	2.7	24.2
LBW4275B	1800	71.7	52.6	6.5	278.5
GTAW4275B	1800	67.5	53.8	8.7	216.8

[0160] 표 5에 나타낸 바와 같이, 발명된 초합금으로 제조된 LBW 및 GTAW 용접의 연성 및 SRT 특성은 표준 Rene 142 용접의 특성보다 우수하였다.

[0162] Rene 142 용접의 낮은 인장 및 SRT 특성은 도 3a에 나타난 미세 균열의 형성에 기인한 것이다.

[0164] 개발된 초합금의 높은 연성 및 용접성뿐만 아니라 높은 인장 및 크리프 특성은 도 5 및 6에 나타난 바와 같이 감마 매트릭스의 연성 Ni-Cr-Co-Re-W-Mo 고용체에서의 고강도 직육면체 γ' 상의 대량 침전 및 미세 입방형 Ta-Hf계 금속 간 입자의 입자 간 침전에 기인한다.

[0166] **실시예 4**

[0167] 게르마늄은 US 2901374에 따라 Ni - (5-40) 중량% Cr - (15-40) 중량% Ge를 포함하는 니켈계 브레이징 재료가 1954년에 발명되었음에도, Ni계 초합금의 제조에 사용되지 않고 있다. 게르마늄은 고온 강도에 영향을 주는 용접 강하제임에도 불구하고, 본 발명자들은 표 1에 4275C로 표시된 본 발명의 초합금에 게르마늄을 0.85 중량%까지 첨가하면 도 7에 나타난 바와 같이 용접성이 향상되고 Rene 80 상에 무 결점 용접이 생산될 수 있음을 발견하였다.

[0169] 시험 샘플의 용접은 75-80A의 용접 전류, 9-10V의 전압 및 1 - 1.2ipm (분당 인치)의 용접 속도로 수동으로 수행하였다. 용접 후, 샘플을 2 시간 동안 2190 °F에서 어닐링, 2 시간 동안 1975 °F에서 1 차 에이징, 그 다음 16 시간 동안 1550 °F에서 2차 에이징을 포함하는 열처리를 수행하였다. 시험을 위한 인장 샘플은 ASTM E-8에 따라 기재 물질과 용접으로 가공하고 1800 °F에서 인장 시험을 수행하였다.

[0171] 용접 금속에 대해서는 또한 주위 온도에서 ASTM E-190에 따라 반 가이드 굽힘 시험을 수행하였다.

[0173] 상기 이외에, Rene 80 및 발명된 초합금으로 제조된 원통형 샘플에 대해서는 500 시간 동안 2050 °F에서 순환 산화 시험을 수행하였다. 각 주기의 지속 시간은 1 시간이고, 이는 2050 °F에서 50 분간 노출, 그 다음 약 700 °F로 냉각 및 2050 °F에서 10 분간 재가열을 포함한다.

[0175] 실험에 의해 밝혀진 바와 같이, 용접 조인트 및 용접 금속의 강도 및 내 산화성은 표 6 및 7에 나타난 바와 같이 Rene 80 기재 물질 보다 우수하였다.

[0177] **표 6 Rene 80 및 발명된 초합금의 인장 특성**

표 6

용접 방법, 및 물질	시험 온도 °F	UTS, KSI	0.2% 항복 강도, KSI	연성 %
Rene 80	1800	55.3	45.3	16.5
Rene 80 - 4275CD 용접 조인트가 다름	1800	61.8	48.1	12.2

[0179] **표 7 2050 °F에서 Rene 80 및 발명된 초합금의 산화 특성**

표 7

용접 방법, 및 물질	200 시간 동안 공기에 노출 후 중량 손실 (그램)
Rene	3.1583
4275C 용접 금속	0.0028

[0181] 약 90° 에서 파단된 용접 금속으로 생성된 굽힘 샘플은 도 8에 나타난 바와 같이 본 발명의 초합금 고유의 연성

을 입증한다 (알려진 고온 γ' 초합금에서 생성된 용접부에 대해서는 보고되지 않음). 실험에 의해 발견된 바와 같이, 게르마늄은 Ta-Hf 금속 간 입자 사이의 결합을 강화시키고 이러한 입자의 형태를 변화시켰다 (각각 도 6a 및 도 9a에 나타냄). EDS 분석으로 입자가 Ta-Hf계 금속 간 화합물에 의해 생성되었음이 확인되었다 (도 9b 및 9c 참조). 이러한 효과는 화학 원소의 동일한 IVA 그룹에 속하는 Si와는 반대로, 특정 범위의 게르마늄이 Si 함유 니켈계 초합금의 기계적 특성에 영향을 미치는 입자 간 및 수지상 간 Ni-Ge 기반 공정합금을 형성하지 않기 때문에 알려지지 않았다.

[0183] 따라서, 발명된 초합금의 Ge-함유 구현예의 우수한 기계적 성질은 높은 함량의 γ' 상, 및 연성 Ni-Cr-Co-Re-Mo-W계 매트릭스로 코히런트 결합을 갖는 미세 Ta-Hf계 금속 간 입자에 의한 결정립 및 수지상 경계의 강화 (도 9a), 및 용접 풀에서 함께 용융되어 응고된 이종의 니켈 및 코발트계 분말에 의해 생성된 용접 풀의 고체화 특성의 조합에 의해 달성되었으며, 이는 균일한 용접 분말 및 와이어를 사용하여 생성된 용접 특성보다 우수한 용접 특성을 나타내었다. 산화 저항성은 Ge 및 발명된 초합금의 다른 모든 합금 원소와 조합하여 Cr, Al, Si의 최적화된 함량에 의해 향상되었다.

[0185] 시험 결과에 기초하여, 발명된 초합금으로 제조된 용접 와이어 및 분말은 HPT 및 LPT 블레이드의 상단 보수에서 가장 두드러진 것으로 관찰되었으며, 블레이드 및 스테이터의 상단 사이의 최적의 클리어런스, 낮은 연료 소모, 및 오버홀 사이의 전체 엔진 사이클을 통과하는 터빈 엔진의 고효율을 보장한다.

[0187] **실시예 5**

[0188] 터빈 엔진 부품의 제조를 위한 3D AM 공정을 시뮬레이션하기 위하여, 1 kW IPG 레이저가 장착된 LAWS1000 레이저 용접 시스템 및 용접 풀에서 직접 2 개의 상이한 니켈 및 코발트계의 상이한 분말을 혼합하고, 예비-합금된 분말 혼합물을 사용하여 용접을 수행할 수 있는 2 개의 분말 공급 장치를 사용하여 세로 4 인치, 높이 1 인치 및 두께 0.125 인치의 샘플을 제작하였다.

[0190] 아래의 예는 75 중량%의 니켈계 분말 및 25 중량%의 코발트계 분말을 포함한다. 니켈계 분말은 6.8 중량% Cr, 12 중량% Co, 1.5 중량% Mo, 4.9 중량% W, 6.3 중량% Ta, 6.1 중량% Al, 1.2 중량% Hf, 2.8 중량% Re, 0.1 중량% Si, 0.12 중량%의 C, 0.015 중량%의 B, 0.1 중량% Si 및 불순물과 함께 Ni를 포함한다. 코발트계 분말은 17 중량% Ni, 20 중량% Cr, 3 중량% Ta, 9 중량% W, 4.4 중량% Al, 0.45 중량% Y, 0.1 중량% Si 및 불순물과 함께 Co를 포함한다.

[0192] 샘플 생산에 사용된 용접 매개 변수는 다음과 같다:

[0193] - 레이저 빔 출력 - 480 W (와트)

[0194] - 증착률 - 3.8g / min (g / min)

[0195] - 용접 속도 - 3.5 ipm (분당 인치)

[0196] - 용접부 전반의 빔 진동 속도 - 40 imp

[0197] - 불활성 가스 - 아르곤

[0199] 다중 패스 용접 증착 동안, 용접 풀은 3.5 ipm의 속도로 사전 프로그램된 용접 경로에 따라 점진적으로 이동하고, 응고로 인해, 발명된 초합금과 동일한 화학적 조성을 갖는 용접 비드가 형성된다. 4275E로 표시된 용접 금속 샘플의 화학 조성은 상기 표 1에 제공되어 있다.

[0201] 용접 시험 이후에, 샘플을 2 시간 동안 2035 - 2050 °F에서 1 차 에이징, 및 24 시간 동안 1155 - 1170 °F에서

2 차 에이징하고, 필요한 형상으로 가공한 후, AMS 2647에 따른 FPI 및 ASTM E192-04에 따른 방사선 사진 검사 를 포함하는 비-과괴 검사를 수행하였다. 0.002 인치를 초과하는 용접 불연속은 허용하지 않았다.

[0203] 크기가 작은 시험 샘플을 ASTM E-8에 따라 용접으로 생산하고 ASTM E-21에 따라 1775 °F에서 인장 시험에 제공 하였다.

[0205] 용접은 도 10a에 나타낸 바와 같이 에피택셜 입자 성장을 갖는 수지상 구조를 형성하였다. 용접에는 균열 및 기 타 용접 불연속이 존재하지 않았다.

[0207] 용접 후 균질화 및 에이징 열처리 는 도 10b와 같이 다량의 감마 상을 침전시켰다.

[0209] 표 8 분말 블렌드로 LBW에서 생산된 용접부의 인장 및 SRT 특성

표 8

용접 금속 샘플 ID	시험 온도 °F	UTS, KSI	0.2% 항복 강도, KSI	연성 %
4275E	1775° F	74.8	63.5	7.4

[0211] 표 8로부터 알 수 있는 바와 같이, 용접 샘플은 5.7 중량%의 용접 금속 내 알루미늄의 보크 함량에도 불구하고, 1775 °F의 온도에서 우수한 강도 및 우수한 연성을 나타내는 것으로 입증되었다.

[0213] 5.7 중량%의 알루미늄을 포함하는 발명된 초합금의 우수한 용접성, 강도 및 연성은 상이한 니켈 및 코발트계 분 말에 의해 생성된 용접 풀의 고형화의 특성에 의해 달성되었다.

[0215] 5.7 중량% Al을 포함하는 공지된 니켈계 초합금은 주위 온도에서 용접 가능하지 않지만, 용접 풀의 고형화로 인 해, 용접풀이 발명된 초합금의 화학 조성에 상응하는 보크(balk) 화학적 조성을 갖는 용접을 형성하는 이중 분 말 및/또는 분말 블렌드의 혼합물을 사용하는 LBW 용접은 높은 기계적 성질을 가진 견고한 용접을 생성한다.

[0217] 실시예 6

[0218] Rene N5 싱글 크리스탈 (SX) 물질로 제조된 터빈 엔진 부품의 리페어를 시뮬레이션하기 위하여, 주위 온도에서 LBW 용접을 하기를 포함하는 78-80% Ni-계 분말 'A' 및 20-22%의 Co-계 분말 'B'의 분말 혼합물을 사용하여 SX 기관 상에서 수행하였다:

[0219] 분말 A: Ni-8%Cr-8%Co-1.5%Mo-4.5%W-3.5%Ta-6%Al-0.75%Hf-0.15%Si-3.5%Re-1.2%Nb-0.012%B-0.1%C

[0220] 분말 B: Co-18%Cr-15%Ni-10%W-0.05%Hf -3.5%Al-0.15%Si-0.1%C

[0221] 다른 Ni계 분말 A 및 코발트계 분말 B를 균질의 합금을 생성하는 용접 풀에서 레이저 빔으로 녹였다. 용접 풀의 고체화로 인하여, 하기의 벌크 화학 조성을 갖는 용접 비드(물질 4285)가 형성되었다:

[0222] 물질 4285: Ni-10%Cr-16%Co-1.2%Mo-5.6%W-2.8%Ta-1%Nb-5.5%Al-0.5%Hf-0.15%Si-0.01%B-0.1%C-2.2%Re

[0223] 용접 이후에, 3D AM 컨셉을 이용한 LBW로 제조된 시험 샘플을 4시간 동안 1975° F에서 1차 에이징을 수행한 이 후, 4 시간 동안 1650° F에서 2차 에이징하였다.

[0224] 용접 및 열 처리 이후에, 상기 샘플에 대하여 금속 현미경 및 방사선 평가를 수행하였다. 크랙 및 그 밖의 용접 결함이 생성되지 않았다.

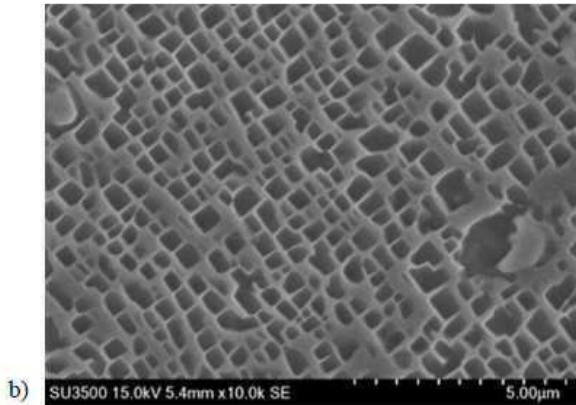
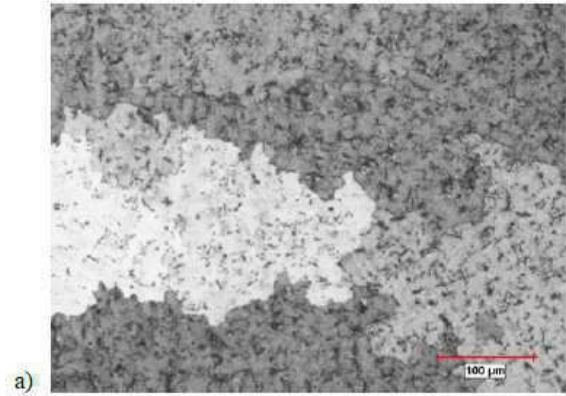
- [0225] 인장 미소시편을 용접 샘플로부터 가공하고 주위 온도에서 인장 시험을 수행하여 ASTM E-8 합금에 따른 개발된 물질의 높은 연성을 입증하였다. 4285 모든 용접 물질 샘플에 대한 인장 특성을 하기와 같다:
- [0226] · UTS = 187.2 KSI
- [0227] · 0.2% 항복 강도 = 173.4 KSI
- [0228] · 신장율 = 11.2%
- [0230] 추가적인 실험은 4285 물질의 용접성에 대한 평가로 수행하였다.
- [0231] 시험에서 발견된 바와 같이, 자동 LBW에 의해 생성된 4285 물질 상에서 주위 온도에서 수동 용접을 이용하여 생성된 GTAW 용접은 도 11a에 나타난 바와 같이 용접 결합이 존재하지 않았다.
- [0232] 멀티 패스 LBW 용접은 도 11b에 나타난 바와 같이 성장한 덴드라이트 구조 및 에피택시 결정의 형성을 초래하였다.
- [0233] 후기 용접 열 열처리는 발명된 초합금의 연성, 용접성 및 고강도가 향상된 도 11c에 나타난 바와 같이 GTAW 용접 물질의 연성 오스테나이트 매트릭스 내로 우수한 γ' Ni₃Al, 더블 감마 프라임 γ'' Ni₃Nb 및 금속간 화합물 Ta-Hf-W-Si 강화상이 형성된 침전을 초래하였다.
- [0234] GTAW butt 용접 결합을 1400° F에서 입증된 고강도에서 도 11a 나타내었다:
- [0235] · UTS = 142.1 KSI
- [0236] · 0.2% 항복 강도 = 132.9 KSI
- [0237] · 신장율 = 5.2%
- [0239] 4285 초합금의 우수한 용접성, 고연성 및 향상된 강도는 발명된 초합금 내의 전체 Ta 및 Nb의 함량이 3 내지 7 중량% 최적화됨에 따라 이루어진 것이다.
- [0241] **실시예 7**
- [0242] Rene N5 SX 물질로부터 제조된 터빈 엔진 부품의 리페어를 시뮬레이션 하기 위하여, 주위 온도에서 LBW 용접을 하기를 포함하는 70-72%의 Ni-계 분말 'C' 및 28-30%의 Co-계 분말 'D'의 분말 혼합물을 이용하여 SX 기관 상에서 수행하였다:
- [0243] 분말 C: Ni-6%Cr-6%Co-1.7%Mo-5.6%W-3.4%Ta-4%Nb-6.2%Al-0.3%Hf-0.5%Si-3%Re-0.02%B-0.1%C
- [0244] 분말 D: Co-21%Cr-5.6%W-4%Nb-6.2%Al-0.3%Hf-0.5%Si-0.1%C
- [0245] 하기의 물질 4287의 벌크 화학 조성을 갖는 용접 비드가 용접 풀의 고체화로 인하여 형성되었다:
- [0246] 물질 4287은 하기를 포함한다:
- [0247] Ni-10%Cr-18%Co-1.2%Mo-5.6%W-2%Ta-4%Nb-6.2%Al-0.3%Hf-0.5%Si-0.015%B-0.1%C-2.2%Re
- [0248] 용접의 후기 용접 열 처리는 4시간 동안 1975° F에서의 1차 에이징 및 그 다음 4시간 동안 1650° F에서 2차 에이징을 포함한다.
- [0249] 용접 및 열 처리 이후에, 상기 샘플에 대하여 금속 현미경 및 방사선 평가를 수행하였다. 크랙 및 그 밖의 용접 결합이 생성되지 않았다.
- [0250] 인장 미소시편을 ASTM E-8 합금에 따라 용접 샘플로부터 가공하고 ASTM E-21에 따라 1800° F에서 인장 시험을 수행하였다. 4287 모든 용접 물질 샘플에 대한 인장 특성은 하기와 같다:
- [0251] · UTS = 63.6 KSI
- [0252] · 0.2% 항복 강도 = 49.3 KSI

[0253] · 신장율 = 14.5%

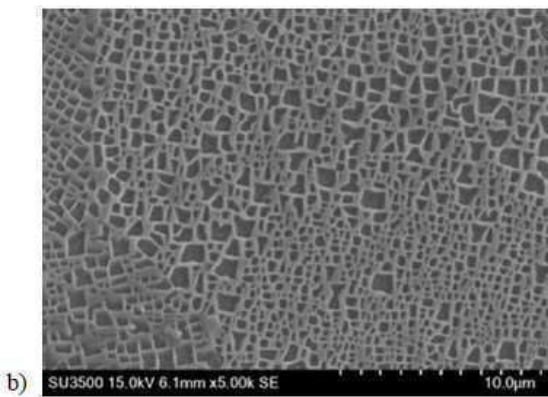
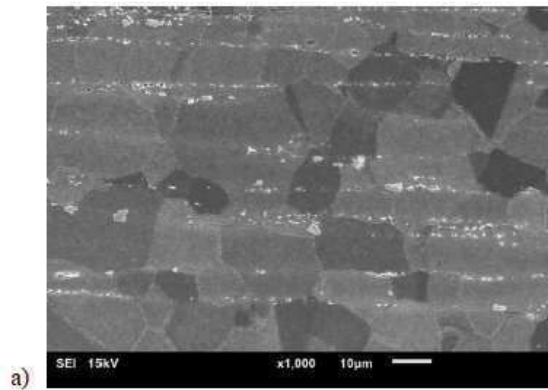
[0255] 본 발명이 바람직한 실시예에 의해 설명되었지만, 본 발명의 다른 형태가 당업자에 의해 채택될 수 있음은 자명하다. 그러므로, 본 발명의 범위는 다음의 청구 범위에 의해서만 제한된다.

도면

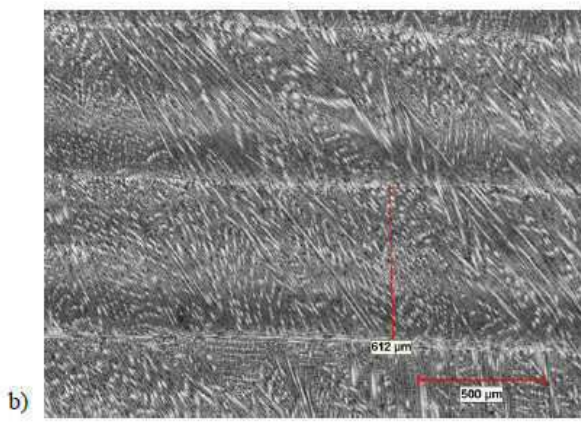
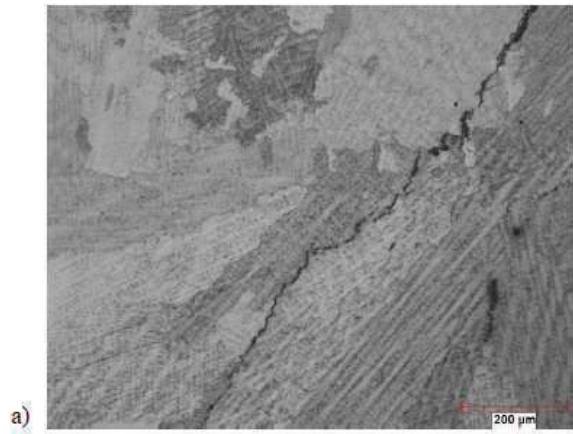
도면1



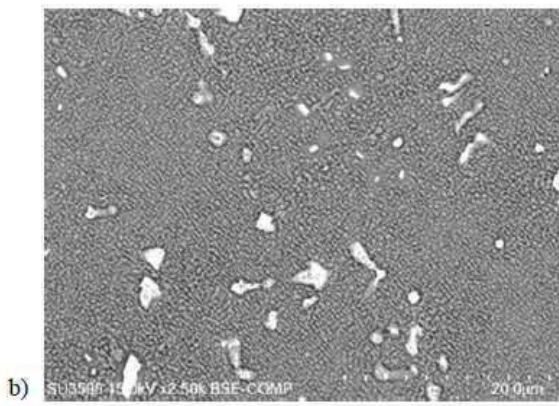
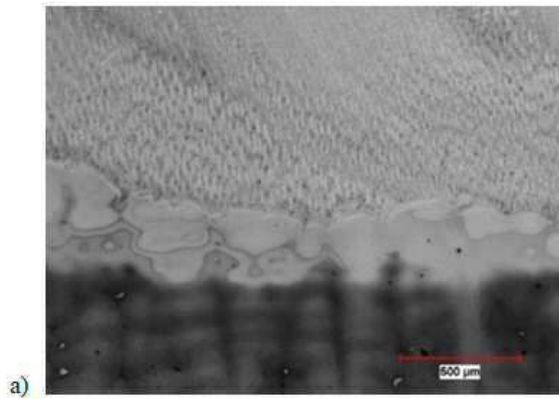
도면2



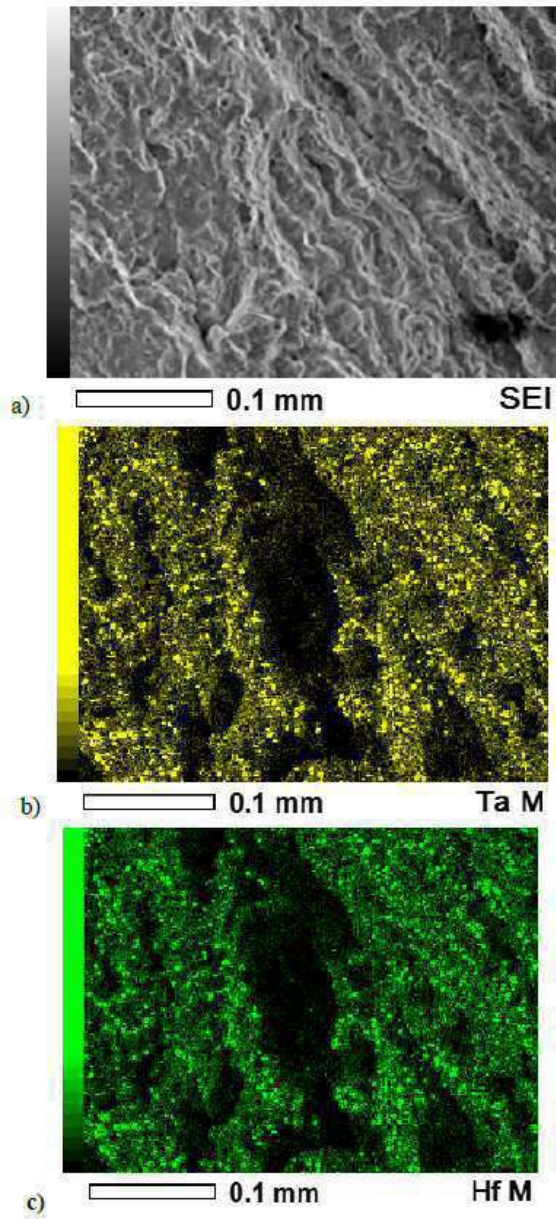
도면3



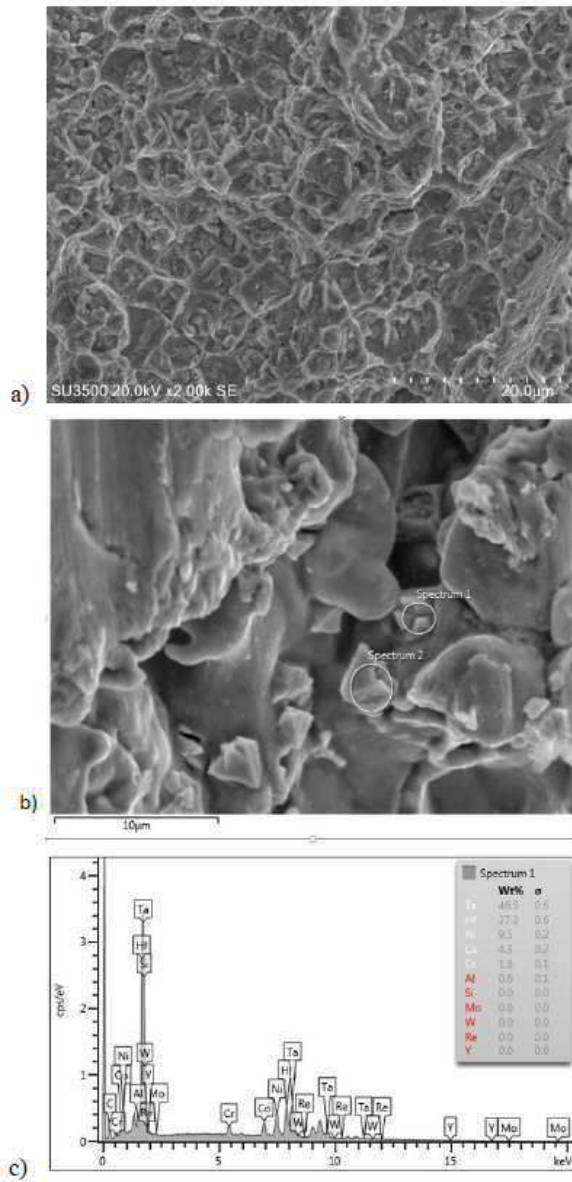
도면4



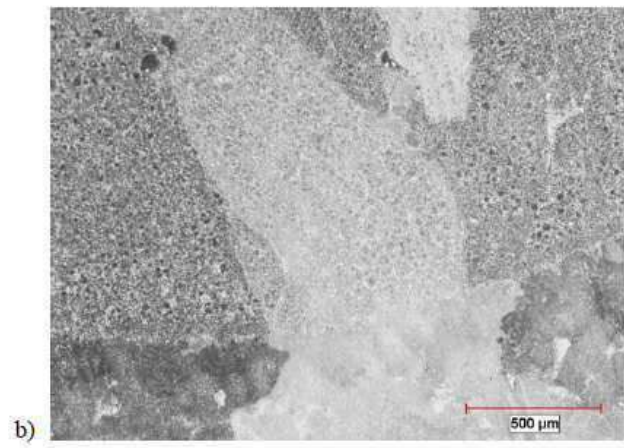
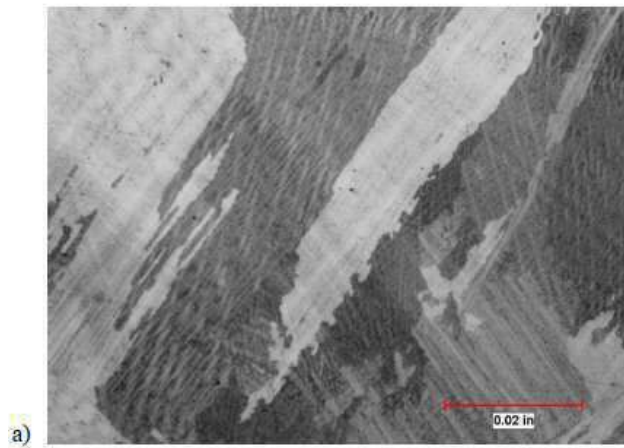
도면5



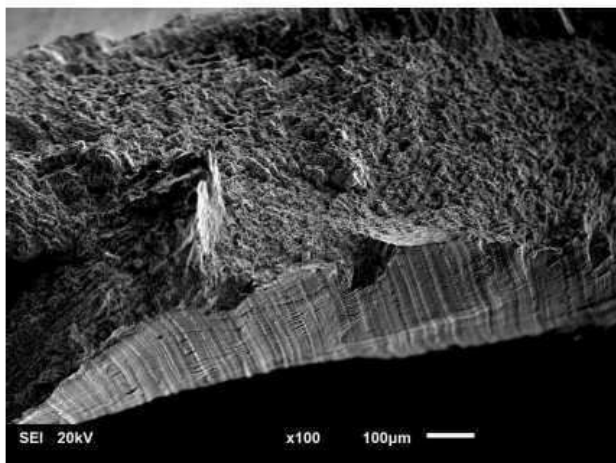
도면6



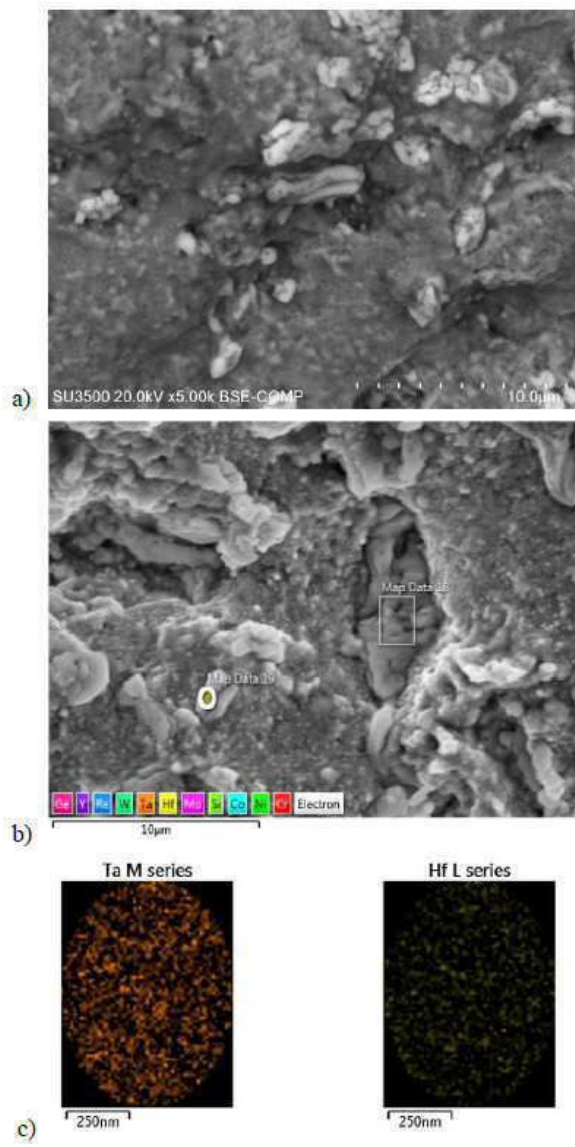
도면7



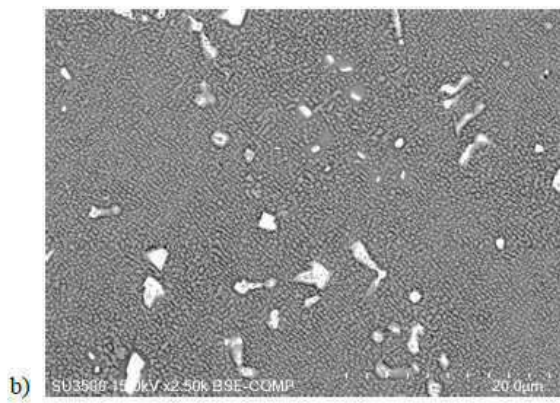
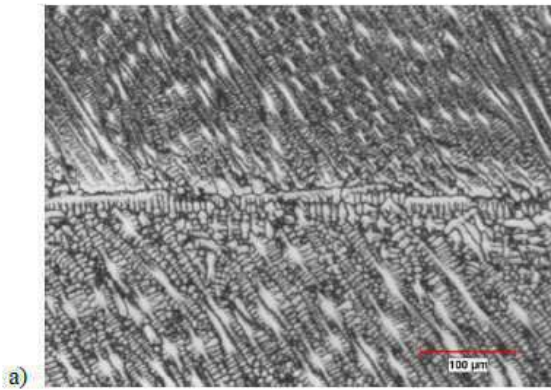
도면8



도면9



도면10



도면11

