

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)(11) 공개번호 10-2022-0122373
(43) 공개일자 2022년09월02일(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 19/05 (2006.01) C22C 1/02 (2006.01)
C22F 1/10 (2006.01)(52) CPC특허분류
C22C 19/056 (2013.01)
C22C 1/023 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2021-0026918

(22) 출원일자 2021년02월26일

심사청구일자 2021년02월26일

(71) 출원인

창원대학교 산학협력단

경상남도 창원시 의창구 창원대학로 20(퇴촌동)

(72) 발명자

이재현

서울특별시 강동구 고덕로62길 76 우성아파트 5동 303호

주윤곤

경상남도 창원시 의창구 상남로248번길 10

(74) 대리인

추민호

전체 청구항 수 : 총 5 항

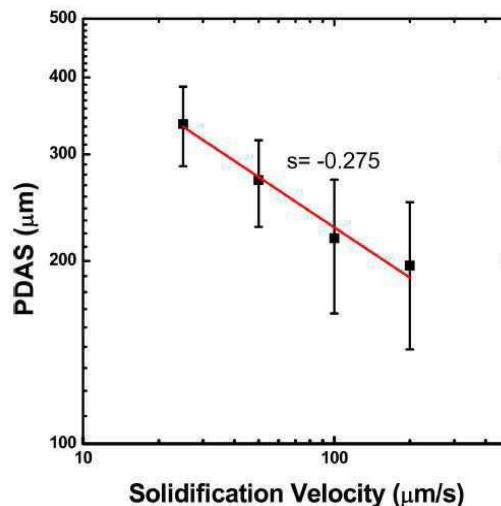
(54) 발명의 명칭 응고 속도 및 열처리 조절에 의한 초내열합금 르네(Rene') 80의 제조방법 및 그에 의해 제조되는 초내열합금 르네(Rene') 80

(57) 요약

본 발명은 응고 속도 및 열처리에 따라 미세조직이 변화에 의하여 인장 강도 등의 초내열합금 물성의 조절을 통한 초내열합금 Rene' 80의 제조방법 및 그에 의해 제조되는 초내열합금 Rene' 80에 관한 것이다.

본 발명에 따르면, 초내열합금 Rene' 80의 응고 속도가 증가함에 따라서 바람직하게는 응고 속도 100 ~ 200 μ m/s 범위로 증가시키면서 일방향 응고된 시편의 MC 탄화물(carbide)과 γ/γ' 공정상(eutectic phase)의 크기가 감소되는 것으로부터, 응고 속도 제어를 통해서 탄화물을 미세하게 제어하여 인장특성을 향상할 수 있도록 초내열합금 Rene' 80을 제조할 수 있다.

대표도 - 도4



(52) CPC특허분류
C22F 1/10 (2013.01)

이 발명을 지원한 국가연구개발사업

과제고유번호	1711113639
과제번호	2018R1A5A6075959
부처명	과학기술정보통신부
과제관리(전문)기관명	창원대학교 산학협력단
연구사업명	선도연구센터지원사업 공학분야(ERC)
연구과제명	메카트로닉스 융합부품소재 연구센터
기 여 율	1/1
과제수행기관명	한국연구재단
연구기간	2018.09.01 ~ 2021.08.31

명세서

청구범위

청구항 1

1327℃ 이상에서 용체화 열처리 후, 응고 속도 100 ~ 200 $\mu\text{m/s}$ 로 하여 제조하는 것을 특징으로 하는 응고 속도 및 열처리 조절에 의한 초내열합금 René 80의 제조방법.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 초내열합금 René 80은 Ni 56.905 wt%, Cr 15.40 wt%, Al 2.94 wt%, Ti 5.63 wt%, C 0.16 wt%, Co 10.40 wt%, W 5.04 wt%, Mo 4.49 wt%, B 0.015 wt%, Zr 0.03 wt%을 포함하는 것을 특징으로 하는 응고 속도 및 열처리 조절에 의한 초내열합금 René 80의 제조방법.

청구항 3

제1항에 있어서,

초내열합금 René 80의 1차 수지상 간격(λ_1)을 아래 식(1)에 따라 응고 속도(V)의 변화에 따라 조절하여 제조하는 것을 특징으로 하는 응고 속도 및 열처리 조절에 의한 초내열합금 René 80의 제조방법.

$$\text{식(1)} \quad \lambda_1 = K_1 G^{-0.5} V^{0.25}$$

* λ_1 는 1차 수지상 간격이고, $K_1 = -0.275$ 이고, G는 온도구배, V는 응고 속도임.

청구항 4

제1항에 있어서,

상기 λ_1 (1차 수지상 간격)은 미세할수록 항복강도 및 인장강도가 증가하고, 연신율이 감소되는 것을 특징으로 하는 응고 속도 및 열처리 조절에 의한 초내열합금 René 80의 제조방법.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 의해 제조되는 초내열합금 René 80.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 응고 속도 및 열처리에 따라 미세조직이 변화에 의하여 인장 강도 등의 초내열합금 물성의 조절을 통

한 초내열합금 르네(René) 80의 제조방법 및 그에 의해 제조되는 초내열합금 르네(René) 80에 관한 것이다.

배경 기술

- [0003] Ni기 초내열합금은 우수한 고온 강도와 크리프 저항성이 요구되는 발전기 및 항공기의 가스 터빈용 블레이드와 베인에 사용되고 있다. 르네(René) 80 합금은 우수한 열피로 특성, 고온 부식 저항성과 고온에서 장시간 노출에도 미세조직적 안정성이 우수하여 항공기 엔진용 1단과 2단 터빈 블레이드에 사용되는 소재이다. 주로 760~932℃ 온도 범위에서 사용되는 합금으로 γ 기지내에 γ' 상과 탄화물이 석출되어 고온에서 우수한 기계적 특성을 나타낸다. γ' 석출물은 L12 결정 구조를 가지며 기지와 정합 관계로 석출되며, 석출물의 크기, 분율 및 분포가 초내열합금의 기계적 물성을 결정하는 중요한 석출물이다. 탄화물은 결정립계(grainboundary)에 형성되어 초내열합금의 고온 물성을 향상시키는 역할을 하며, 정출되는 MC 형 탄화물은 고농도의 Ti, Mo와 W를 함유하는 탄화물이며, 열처리 동안 M6C와 M23C6 형 탄화물로 분해된다.
- [0004] 이 때, M6C 형 탄화물은 고농도의 Ni, Co, Mo, Cr을 함유하는 탄화물이고 M23C6 형은 고농도의 Cr이 포함된 탄화물이다. 이 탄화물들은 균열 발생과 전파에 결정적인 역할을 하므로 적당한 량, 크기와 모양을 유지해야 Ni기 초내열합금의 기계적 물성을 향상시킬 수 있다.
- [0005] 고온에서 우수한 물성이 요구되는 복잡한 형상의 터빈 블레이드와 베인을 제조하기 위해 일방향 응고 기술을 적용하여 다결정 조직에서 결정립계가 최소화된 수지상 조직으로 제조하고 있다. 주조품에서는 수지상의 응고 거동에 의해 주조품의 기계적 특성에 영향을 미치게 되는데, 일방향 응고에서 수지상의 거동을 제어할 수 있는 공정 변수로는 응고 속도(V), 온도 경사(G)와 합금 조성(Co)이 있다. 일방향 응고 조직의 형상 및 결합들은 이들 주요 변수에 의해서 결정되므로 최적의 물성을 확보하기 위하여 공정 변수가 미세조직에 미치는 영향에 대한 연구는 대단히 중요하다. 하지만, 본 발명에 사용된 René 80 합금은 항공기 엔진용 터빈 블레이드 소재로 사용되므로 응고 조건 및 열처리 후 미세조직의 변화와 기계적 물성에 대한 문헌 정보가 거의 없다.
- [0006] 따라서, 본 발명에서는 일방향 응고의 공정 변수들 중에 온도 경사(G)와 합금 조성(Co)은 일정한 조건에서 응고 속도(V) 변화에 따른 René 80 합금의 미세조직적 특징에 대하여 연구하였으며, 용체화 열처리와 1차 Aging 열처리 후 미세조직적 변화와 인장 특성에 미치는 주요 미세조직에 대하여 검토하고자 한다.
- [0007] 또한, 본 발명에서 Ni기 초내열합금 René 80를 일방향 응고시켜 응고 속도의 변화에 따른 미세조직을 비교하고, 열처리 후 상온 인장 시험을 통해 제조 공정 조건에 따른 미세조직과 인장 특성의 상관관계를 분석하여 초내열합금 René 80의 인장 강도 및 연신율 등을 향상시키도록 제조하기 위한 공정 변수를 검토하여 최적의 제조방법을 검토하고자 한다.
- [0008] 이와 관련하여 공개특허 10-2020-0036082 "우수한 가공성, 내크리프성 및 내부식성을 갖는 니켈-크롬-알루미늄 합금" 등이 있으나, 초내열합금 René 80의 제조의 공정변수들에 대하여는 알려진 바가 없었다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0010] (특허문헌 0001) 공개특허 10-2020-0036082

발명의 내용

해결하려는 과제

[0011] 본 발명의 목적은 인장강도 및 연신율 등의 물성 향상과 탄화물에 의한 균열 발생을 방지하기 위하여 응고 속도를 조절하고, 열처리를 통하여 초내열합금 René 80을 제조하는 방법 및 그에 의해 제조되는 초내열합금 René 80을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0013] 상기 목적을 달성하기 위한 본 발명의 응고 속도 및 열처리 조절에 의한 초내열합금 René 80의 제조방법은 액상선 온도 1327℃ 이상에서 용체화 열처리 후, 응고속도 100 ~ 200 μm/s로 하여 제조하되, 초내열합금 René 80의 1차 수지상 간격(λ_1)을 아래 식(1)에 따라 응고 속도(V)의 변화에 따라 조절하여 제조하는 것을 특징으로 한다.

[0014] 식(1)
$$\lambda_1 = K_1 G^{-0.5} V^{0.25}$$

[0015] * λ_1 는 1차 수지상 간격이고, K_1 은 -0.275이고, G는 온도구배, V는 응고속도임.

[0016] 상기 초내열합금 René 80은 Ni 56.905 wt%, Cr 15.40 wt%, Al 2.94 wt%, Ti 5.63 wt%, C 0.16 wt%, Co 10.40 wt%, W 4.03 wt%, Mo 4.49 wt%, B 0.015 wt%, Zr 0.03 wt%를 포함할 수 있다.

[0017] 또 상기 λ_1 (1차수지상 간격)은 미세할수록 항복강도 및 인장강도가 증가하고, 연신율이 감소되는 것을 특징으로 한다.

[0018] 또한, 본 발명은 상기한 바람직한 일 실시예들에 의해 제조되는 초내열합금 René 80을 제공한다.

발명의 효과

[0020] 본 발명에 따르면, 초내열합금 René 80의 응고 속도가 증가함에 따라서 바람직하게는 응고속도 100 ~ 200 μm/s 범위로 증가시키면서 일방향 응고된 시편의 MC 탄화물(carbide)과 γ/γ' 공정상(eutectic phase)의 크기가 감소되는 것으로부터, 응고 속도 제어를 통해서 탄화물을 미세하게 제어하여 인장특성을 향상할 수 있도록 초내열합금 René 80을 제조할 수 있다.

[0021] 또한, 초내열합금 René 80의 용체화 열처리 및 1차 aging 열처리를 한 경우에는 응고 속도에 관계없이 입방체의 형상이 일정한 크기로 관찰되는 것으로 보아, 열처리에 의해 미세조직이 일정한 형상을 갖도록 조절할 수 있다.

[0022] 또한, 상온에서 인장특성을 평가한 결과, 항복강도와 인장강도는 1차 수지상 간격이 미세할수록 증가하였으며, 연신율은 감소하는 바, 식(1)에 따라 인장특성을 변화시켜 초내열합금 René 80을 제조할 수 있을 것이다.

도면의 간단한 설명

[0024] 도 1은 DSC 열분석을 실시하여 냉각 곡선과 승온 곡선을 나타낸 것이다. 도 1(a)에 나타낸 냉각 곡선에서 초정 γ 상이 1,322℃에서 형성되고, MC 탄화물은 1,278℃에서 정출되며, 1,202℃에서 γ/γ' 공정 반응으로 응고가 완료되었으며, 1,136℃에서 γ 기지조직에서 γ' 석출상이 형성되는 것을 확인할 수 있었다. 도 1(b)에 나타낸 가열 곡선에서는 고상선 온도(TS)는 1,277℃, MC 탄화물의 재고용 온도는 1,313℃이고 액상선 온도(TL)는 1,327℃로 나타났다.

도 2는 일방향 응고 실험한 René 80 합금의 응고속도에 따른 고상/액상 계면 형상 변화를 관찰한 미세조직의 현미경 사진을 나타낸 것이다.

도 3은 고상/액상 계면에서부터 15 mm 직하에서 수직으로 절단하여 관찰한 미세조직을 나타낸 것이다.

도 4는 응고 속도 변화에 따른 1차 수지상 간격(PDAS)을 측정한 결과를 나타낸 것이다.

도 5는 수지상 사이에서 관찰되는 다양한 형상의 탄화물(carbide)과 γ/γ' 공정상(eutectic phase) 크기를 나타낸 것이다.

도 6(a)와 (b)는 고상/액상 계면으로부터 약 15 mm 떨어진 고상부에서 탄화물(carbide)과 γ/γ' 공정상(eutectic phase) 크기와 그 분율을 나타낸 것이다.

도 7은 일방향 응고 후 aging 열처리 전과 후의 γ' 석출물의 형상을 비교하여 나타낸 것이다.

도 8(a)와 (b)는 열처리 후 γ' 석출물의 분율과 γ/γ' 공정상의 분율을 화상분석 프로그램을 이용하여 측정한 결과를 나타낸 것이다.

도 9(a), (b) 및 (c)는 각각 (a) 0.2 % 항복강도(YS), (b) 인장강도(UTS) 및 (c) 연신율에 대한 1차 수지상 간격(PDAS)의 영향을 나타낸 것이다.

도 10은 인장 시험 후 균열 발생 위치를 확인하기 위하여 인장 파면의 수직으로 시편을 절단하여 미세조직을 확인한 결과를 나타낸 것이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0025] 본 발명에 있어서 응고 속도 및 열처리 조절에 의한 초내열합금 René 80의 제조방법 및 그에 의해 제조되는 초내열합금 René 80을 실험에 및 실시예를 들어 설명을 하면 다음과 같다. 본 발명은 하기의 실시예에 한정되지 않으며, 본 발명이 속한 기술분야의 당업자에 의한 다양한 변형이 가능함을 이해할 것이다.

[0026] 이하, 본 발명에 따른 바람직한 실시예를 들어 상세하게 설명한다.

1. 실험방법

[0029] 본 발명에 사용된 Ni기 초내열합금 René 80의 조성분석을 위해 X-선 형광분석기(XRF: X-ray fluorescence spectrometer)를 이용하였고, 그 결과를 표 1에 나타내었다.

표 1

Table 1. Chemical composition of René 80 alloy.

Composition	Cr	Al	Ti	C	Co	W	Mo	B	Zr	Ni
wt%	15.40	2.94	5.63	0.16	10.40	4.03	4.49	0.015	0.03	Bal.

[0030]

[0031] 초내열합금 René 80을 가열 및 냉각 과정에서 발생하는 상변태 온도를 측정하기 위해 시차주사열량 측정법(DSC: differential scanning calorimetry)으로 열분석을 실시하였으며, 이 때 승온 및 냉각 속도는 10 K/min으로 일정하였다. 일방향 응고 실험을 위해 잉곳으로부터 봉상(길이 100 × 직경 4.7 mm)으로 시편을 방전가공(EDM: electrical discharge machining)하였으며, 표면에 존재하는 산화 피막은 제거된 후에 알루미나 관(alumina tube, ID 5 mm × OD 8 mm × L 700 mm)에 장입하였다. 알루미나 관을 로의 상부에 고정시키고, 시편의 산화 방지를 위하여 진공 상태에서 아르곤(Ar) 가스를 주입시켜 불활성 분위기에서 개량형 브리즈만(Bridgman) 방식의 일방향 응고 장비에서 로의 온도를 1,500℃까지 가열하였다. 알루미나 관에 장입한 시편이

용해된 후 고상/액상 계면을 안정화시키기 위하여 30분간 유지하여 고상/액상 계면의 이동 속도를 25, 50, 100, 200 $\mu\text{m/s}$ 의 일정한 속도에서 50 mm를 성장시켰다. 각 성장 속도에서 응고 되고 있는 고상/액상 계면 형상을 보존하기 위하여 알루미늄 판을 수조에 급냉하였다. 각 응고 속도에서 응고된 시편을 길이 방향과 수직 방향으로 절단 및 연마한 후 Kalling's 2 (3 g CuCl_2 , 30 mL HCl , 70 mL Ethanol) 용액으로 부식시켜 광학현미경을 이용하여 미세조직을 관찰하였다. 각 응고 속도에서 1차 수지상 간격(PDAS: primary dendrite arm spacing)을 화상 분석 프로그램을 이용하여 측정하였다.

[0032] 일방향 응고한 시편을 용체화 열처리 및 aging 열처리 후 미세조직적 변화를 관찰하였고 인장특성을 평가하였다. 용체화 열처리는 1,205 $^{\circ}\text{C}$ 에서 2h 동안 유지되었고, aging은 1,094 $^{\circ}\text{C}$ 에서 4h 동안 유지되었다. 용체화 열처리 온도에 도달하기 위한 승온 속도는 1,100 $^{\circ}\text{C}$ 까지는 10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 으로 가열되었고, 1,100 $^{\circ}\text{C}$ 에서 1,205 $^{\circ}\text{C}$ 까지는 5 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 으로 가열 속도를 느리게하여 용체화 온도까지 도달하였다. 용체화 열처리 온도에서 Aging 온도까지 6 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 의 속도로 냉각되었고, 1,094 $^{\circ}\text{C}$ 에서 aging 열처리 후 상온까지는 공냉되었다. 인장시편은 평형부의 직경을 2.5 mm로 가공하여 상온에서 시험하였다.

[0034] 2. 실험 결과 및 고찰

[0035] 2.1 DSC 열분석

[0036] 본 발명에서 사용된 René 80 합금이 일방향 응고 과정에서 형성될 수 있는 석출상과 상변태 온도를 확인하기 위하여 DSC 열분석을 실시하여 냉각 곡선과 승온 곡선을 도 1에 나타내었다.

[0037] 도 1(a)에 나타난 냉각 곡선에서 초정 γ 상이 1,322 $^{\circ}\text{C}$ 에서 형성되고, MC 탄화물은 1,278 $^{\circ}\text{C}$ 에서 정출되며, 1,202 $^{\circ}\text{C}$ 에서 γ/γ' 공정 반응으로 응고가 완료되었으며, 1,136 $^{\circ}\text{C}$ 에서 γ 기지조직에서 γ' 석출상이 형성되는 것을 확인할 수 있었다.

[0038] 도 1(b)에 나타난 가열 곡선에서는 고상선 온도(TS)는 1,277 $^{\circ}\text{C}$, MC 탄화물의 재고용 온도는 1,313 $^{\circ}\text{C}$ 이고 액상선 온도(TL)는 1,327 $^{\circ}\text{C}$ 로 나타났다. 도 1(a)에 나타난 냉각 곡선에서 초정 γ 상은 1,322 $^{\circ}\text{C}$ 에서 형성되는데, 가열 곡선[도 1(b)]에서는 액상선 온도가 1,327 $^{\circ}\text{C}$ 로 냉각 곡선보다 액상선 온도가 5 $^{\circ}\text{C}$ 높게 나타났다. DSC 열분석에서 냉각과 가열 중에 액상선 온도의 차이가 발생하는 이유는 액상에서 고상(γ 상)이 형성될 때, 핵형성 과냉(nucleation undercooling)이 필요하므로 가열 중에 액상선 온도보다 낮게 측정된 것으로 판단된다. 냉각 곡선에서 γ' 상이 석출되는 온도는 1,136 $^{\circ}\text{C}$ 로 측정되었는데, 가열 곡선에서는 γ' 상이 1,155 $^{\circ}\text{C}$ 에서 γ 상으로 재고용되는 것으로 판단된다.

[0039] 가열 곡선[도 1(b)]에서 나타난 834 $^{\circ}\text{C}$ 와 925 $^{\circ}\text{C}$ 는 가열 중에 고용되어 있는 원소에 의해 가열 중에 석출이 발생한 것으로 판단되며, 834 $^{\circ}\text{C}$ 에서는 탄화물이 석출되고, 925 $^{\circ}\text{C}$ 에서는 γ 상이 석출된 것으로 보인다.

[0041] 2.2 응고 속도가 미세조직에 미치는 영향

[0042] 도 2는 일방향 응고 실험한 René 80 합금의 응고 속도에 따른 고상/액상 계면 형상 변화를 관찰한 미세조직이다. 느린 응고 속도에서 수지상은 조대하게 성장하였으며, 응고 속도가 증가할수록 수지상은 미세하게 나타났다. 수지상 사이의 간격도 응고 속도가 증가하면서 미세하게 나타났다. 일방향 응고에서 수지상의 간격이 응고 속도 증가에 따라서 좁아지는 이유는 응고가 진행되면서 발생하는 잠열이 응고 속도가 증가하면서 단위 면적당 많이 발생하게 되므로 응고 잠열을 효과적으로 고상 영역으로 방출하기 위하여 표면적을 증가시키기 위해서 수지상 간격이 미세하게 변하는 것으로 보인다. 바람직하게 응고 속도 100 ~ 200 $\mu\text{m/s}$ 인 경우 수지상의 간격이 좁아져서 더 미세한 조직을 갖는다.

[0044] 도 3은 고상/액상 계면에서부터 15 mm 직하에서 수직으로 절단하여 관찰한 미세조직을 나타낸 것이다. 모든 응고 속도에서 2차 수지상이 관찰되었으며, 응고 속도가 증가할수록 수지상 간격이 감소하는 것을 관찰할 수 있다. 마찬가지로 바람직하게 응고 속도 100 ~ 200 $\mu\text{m/s}$ 인 경우 수지상의 간격이 좁아져서 더 미세한 조직을 갖는다.

[0046] 도 4는 응고 속도 변화에 따른 수지상 간격을 측정한 결과이다. 동일한 화학 성분과 일정한 온도 경사조건에서 응고 속도와 1차 수지상 간격은 log-log 그래프에서 기울기가 -0.275로 선형적으로 감소하는 것을 알 수 있었다. 이 결과는 Hunt,10) Kurz11)와 Trivedi12)가 제시한 응고 속도와 수지상 간격에 대한 다음 관계식의 지수 값과 유사함을 확인할 수 있었다.

$$\lambda_1 = K_1 G^{-0.5} V^{-0.25} \quad (1)$$

[0048]

[0050] 여기서 K_1 은 상수이고, G 는 온도구배, V 는 응고 속도를 나타낸다. 수지상으로 응고가 진행될 때 고용 한도(solubility limit) 이상의 용질 원소는 성장 방향(Z 방향)으로 배출량은 미미하며, 주로 수지상 사이의 액상으로 배출되어 수지상 사이에서 정출물이 형성된다.

[0052] 도 5는 수지상 사이에서 관찰되는 다양한 형상의 탄화물과 γ/γ' 공정상 트기를 나타내고 있다. 1차 수지상 사이에서 비정형의 탄화물이 형성되는 것은 탄화물이 석출에 의해서 형성되는 것이 아니고 정출에 의해서 형성되는 것을 의미한다. 이 결과는 도 1(a)에 나타낸 냉각 중 DSC 결과와 잘 일치한다. 정출 MC 탄화물과 γ/γ' 공정상의 크기가 응고 속도가 증가함에 따라서 감소하는 이유는 1차 수지상 간격과 2차 수지상 간격이 미세하게 되어 마이크로 편석에 의해 형성되는 잔여 액상의 크기가 미세하게 되기 때문에 정출 석출물과 γ/γ' 공정상의 크기가 미세하게 형성되는 것으로 판단된다.

[0054] 도 6(a)와 (b)는 고상/액상 계면으로부터 약 15 mm 떨어진 고상부에서 탄화물과 γ/γ' 공정상 크기와 그 분율을 나타낸 것이다. 탄화물과 γ/γ' 공정상은 정출물이므로 응고 중에 고상/고상 반응에 의해서 성장은 미미할 것으로 보인다. 탄화물과 γ/γ' 공정상 크기는 응고 속도 증가에 따라 점진적으로 감소하는 것을 확인할 수 있다. 그러나, 탄화물의 면 분율과 γ/γ' 공정상의 면분율은 응고 속도와 관계없이 각각 약 0.95 %와 약 1.7 %로 거의 일정하게 측정되었다. 탄화물과 γ/γ' 공정상 분율은 실험한 응고 속도 범위에서 응고 속도에 의해서 변화하는 것이 아니고 화학성분에 의한 lever rule에 의해 그 분율이 결정되는 것으로 판단된다. 위의 결과로부터 탄화물과 γ/γ' 공정상 크기는 응고 속도를 제어함으로써 크기와 형상을 제어할 수 있으며, 탄화물과 γ/γ' 공정상 분율은 화학성분을 변화하여 제어할 수 있을 것으로 판단된다.

[0056] 2.3 열처리 후 미세조직 변화

[0057] 도 7은 일방향 응고 후 aging 열처리 전과 후의 γ' 석출물의 형상을 비교하여 나타내었다. 25 $\mu\text{m/s}$ 의 응고 속도에서 열처리 전 γ' 석출물은 입방체의 γ' 석출물이 관찰되었으나 응고 속도가 50 $\mu\text{m/s}$ 이상에서는 불규칙한 γ' 석출물이 관찰되었다. 하지만, 열처리 후 γ' 석출물은 응고 속도에 관계없이 입방체 형상이 관찰되었으며, 그 크기도 응고 속도에 관계없이 거의 유사하였다.

[0059] 도 8(a)와 (b)는 열처리 후 γ' 석출물의 분율과 γ/γ' 공정상의 분율을 화상분석 프로그램을 이용하여 측정한 것을 나타낸 것이다. γ' 석출물의 분율은 약 33 % 수준으로 응고 속도 변화에 관계없이 일정하였으며, γ/γ' 공정상 분율은 열처리 전에는 약 1.7 %에서 열처리 후 약 0.955 %로 감소하는 것이 관찰되었고, 응고 속도에 관계없이 일정함을 알 수 있었다.

[0060] 이 결과는 용체화 열처리를 1,205℃에서 수행하므로 도 1에 나타낸 DSC 결과처럼 그 이하의 온도에서 형성되는 γ' 석출물은 재고용 후 aging 열처리 공정에서 재석출이 되므로 응고 속도에 관계 없으며, 화학성분에 의해서 그 분율이 결정되는 것으로 보인다.

[0061] 도 1에서 γ/γ' 공정상은 1,205℃에서 형성되므로 1,205℃에서 용체화 열처리 동안 완전히 재고용은 되지 않는

것으로 보이고 국부적으로 재고용이 이루어져서 γ/γ' 공정상 분율이 감소한 것이지 용체화 후 aging 열처리 동안 재석출된 조직은 아닌 것으로 판단된다.

[0062] 도 8(c)에 나타난 탄화물 크기는 열처리 전과 후에 비슷하다. 그 이유는 도 1의 결과에서 탄화물은 1,278℃에서 형성되므로 용체화 온도인 1,205℃에서 재고용량이 미미할 것으로 판단되므로 탄화물의 크기와 분율은 열처리 후 변화가 거의 없는 것으로 보인다.

[0064] 2.4 열처리 후 인장 특성

[0065] René 80 합금을 25, 50, 100, 200 $\mu\text{m/s}$ 의 일정한 성장속도에서 성장한 시편을 열처리 후 인장시편의 평형부를 직경 2.5 mm로 가공하여 상온에서 인장시험을 하였다. 항복강도(0.2 % YS, 0.2 % yield strength), 인장강도(UTS, ultimate tensile strength)와 연신율(El, elongation)은 응고속도 변화에 따라서 특정한 관계는 없었지만, 1차 수지상 간격이 증가하면서 항복강도와 인장강도는 선형적으로 감소하고, 연신율은 선형적으로 증가하는 경향을 확인하였다.

[0066] 인장 시험 후 균열 발생 위치를 확인하기 위하여 인장 파면의 수직으로 시편을 절단하여 미세조직을 확인한 결과를 도 10에 나타내었다. 모든 시편에서 균열은 탄화물 주위에서 형성되었으며, γ/γ' 공정상 주위에서 균열은 관찰되지 않았다.

[0067] 이 결과로부터 탄화물의 크기를 미세하게 분산시키는 것이 균열 발생을 억제할 수 있을 것으로 판단되며, 인장 특성이 1차 수지상 간격과 선형적인 관계에 있는 이유라고 보인다. 1차 수지상 간격이 미세할수록 수지상 사이에서 형성되는 탄화물의 크기도 미세하게 형성되기 때문에 항복강도와 인장강도가 선형적으로 증가하는 것으로 판단된다.

[0068] 본 발명에서 René 80 합금의 일방향 응고 후 열처리한 시편의 인장 특성은 다결정으로 주조하여 다단 용체화 처리(1,204℃ × 2h + 1,093℃ × 4h + 1,054℃ × 4h) 후 913, 873과 840℃에서 aging 열처리한 시편의 상온 인장 특성인 항복강도(795 ~ 950 MPa), 인장강도(940 ~ 1,040 MPa)와 연신율 (2.09 ~ 3.18 %)과 비교하면, 항복 강도는 낮고 인장강도는 약간 향상되었지만 연신율은 약 4배 정도 향상된 것으로 판단된다. 연신율이 약 4 배 정도 향상될 수 있는 이유는 일방향 응고 장비에서 단결정으로 응고된 시편에서 결정립계가 없으므로 응고 중에 형성되는 조대한 탄화물이 존재하지 않기 때문에 균열 형성이 지연되고, 응력 방향의 수직으로 존재하는 결정립계가 없으므로 입계로 균열 전파가 발생하지 않았기 때문으로 보인다.

[0070] 3. 결론

[0071] 본 실험에서는 Ni기 초내열합금 René 80을 일방향 응고시켜 응고 속도의 변화에 따른 미세조직을 비교하고, 열처리 후 상온 인장 시험을 통해 제조 공정 조건에 따른 미세조직과 인장 특성의 상관관계를 분석하였다.

[0072] DSC 실험 결과를 통해 René 80 합금의 액상선 온도는 1,327℃임을 확인하였고, 냉각 중에 γ 상 (1,322℃) → MC 탄화물(1,278℃) → γ/γ' 공정상(1,202℃) → γ' 상(1,136℃)이 형성되었다.

[0073] 일방향 응고된 시편이 MC 탄화물과 γ/γ' 공정상의 크기는 응고 속도의 증가에 따라서 감소하였으며, MC 탄화물과 γ/γ' 공정상의 면 분율은 응고 속도와 관계없이 각각 약 0.95 %와 약 1.7 %로 일정하였다. 용체화 열처리 및 1차 aging 열처리 후 γ' 상의 크기와 면 분율은 응고 속도와 관계없이 거의 일정하였다. γ/γ' 공정상의 분율은 열처리 전에 약 1.7 %에서 열처리 후 약 0.955 %로 감소하였으나 응고 속도 변화에 따라서 변화는 없었다. 탄화물 크기는 응고 속도가 증가함에 따라서 감소하였다.

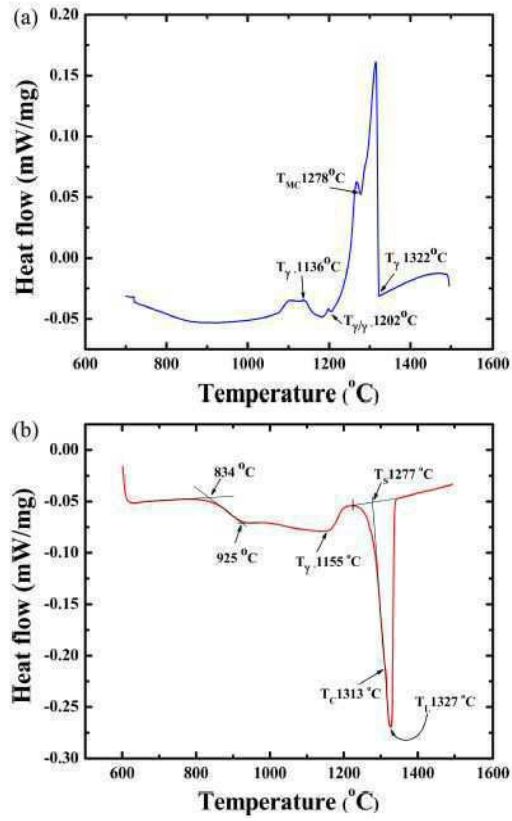
[0074] 상온에서 인장특성을 평가한 결과, 항복강도와 인장강도는 1차 수지상 간격이 미세할수록 증가하였으며, 연신율은 감소하였다. 조대한 탄화물에서 균열 발생이 관찰되므로 응고 속도 제어를 통해서 탄화물을 미세하게 제어하여 인장특성을 향상할 수 있었다.

[0076] 상기에 제시된 실시예는 예시적인 것으로 이 분야에서 통상의 지식을 가지는 자는 본 발명의 기술적 사상을 벗

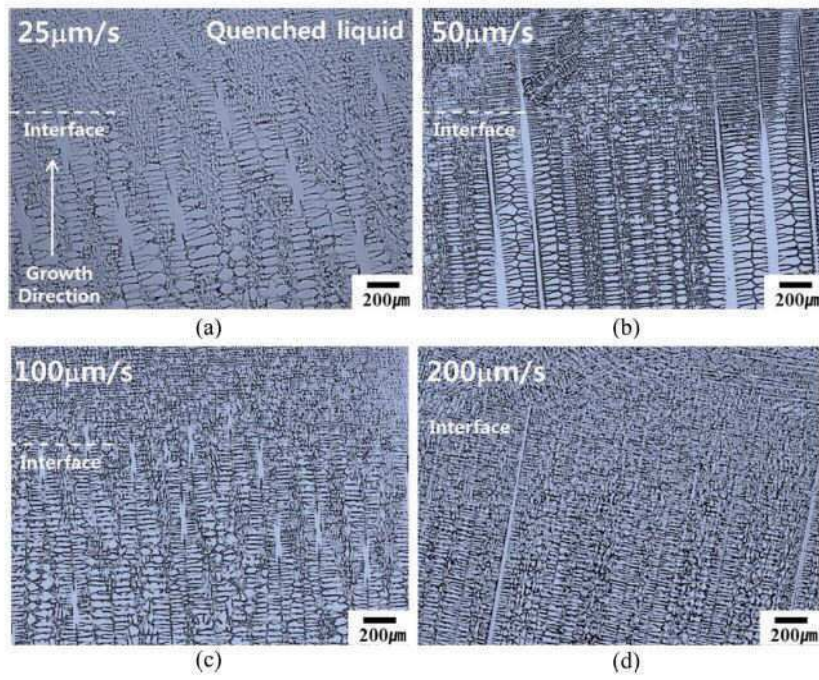
어나지 않는 범위에서 제시된 실시예에 대한 다양한 변형 및 수정 발명을 만들 수 있을 것이다. 이러한 변형 및 수정 발명에 의하여 본 발명의 범위는 제한되지 않는다.

도면

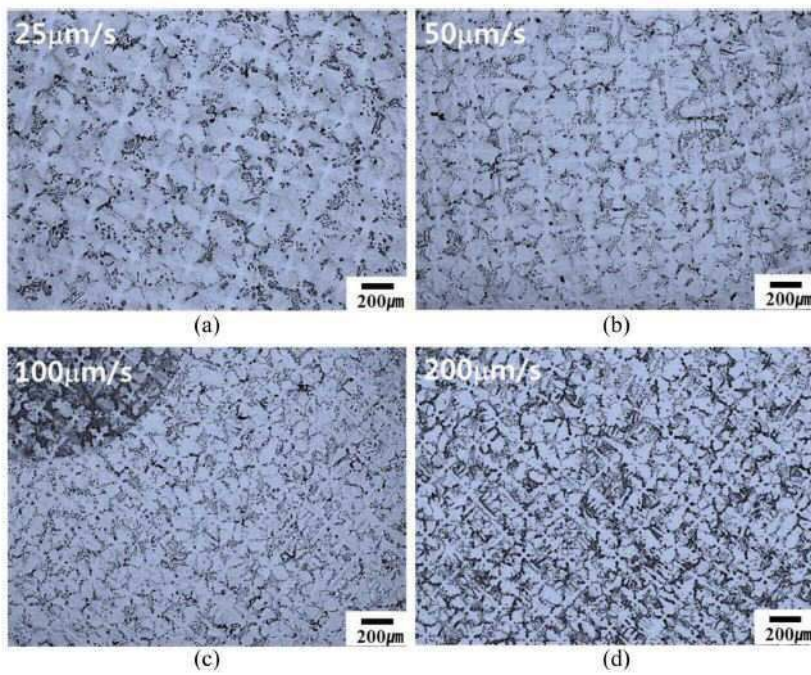
도면1



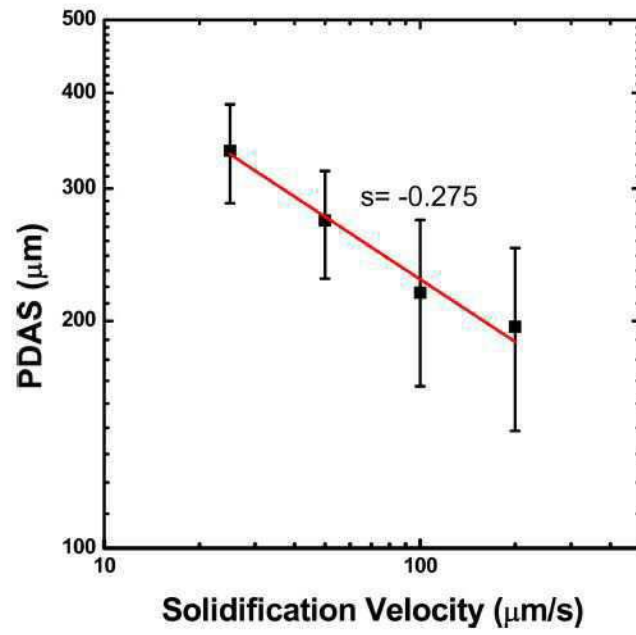
도면2



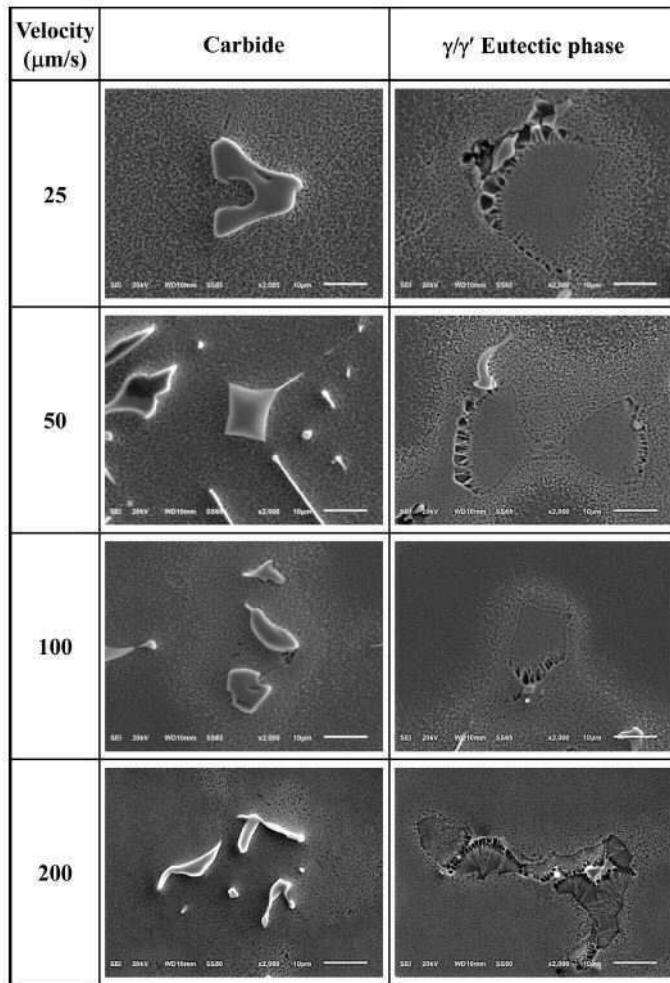
도면3



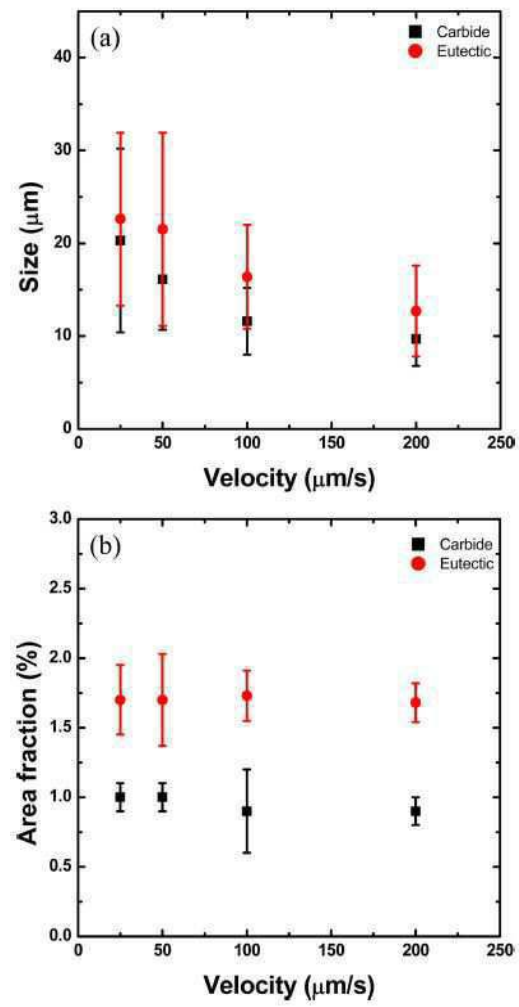
도면4



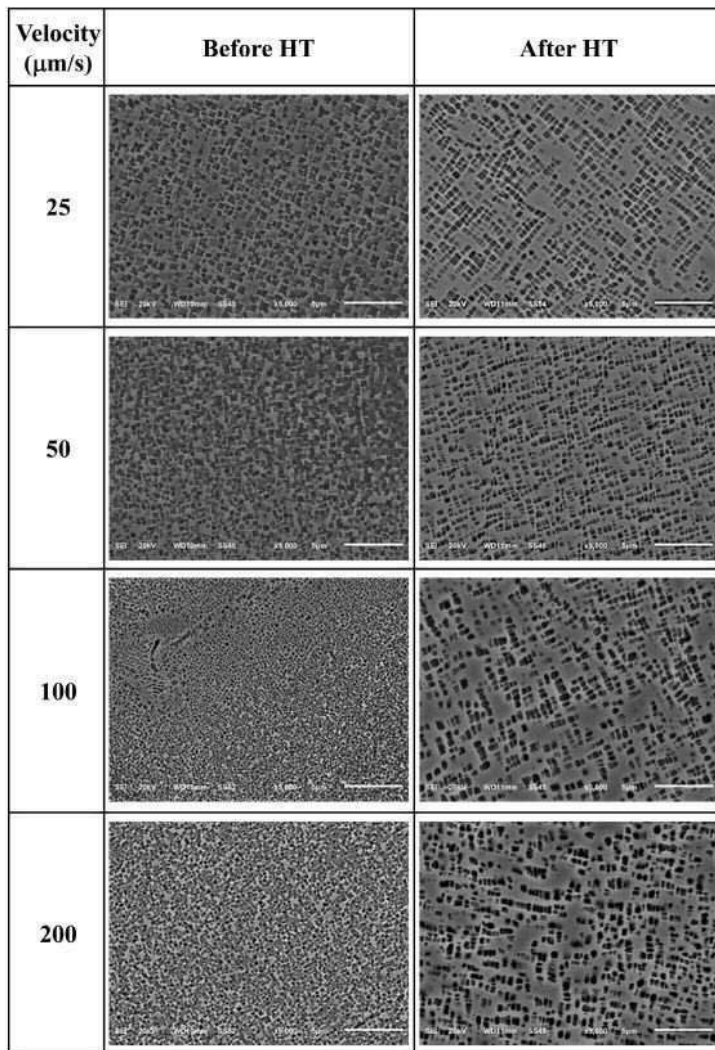
도면5



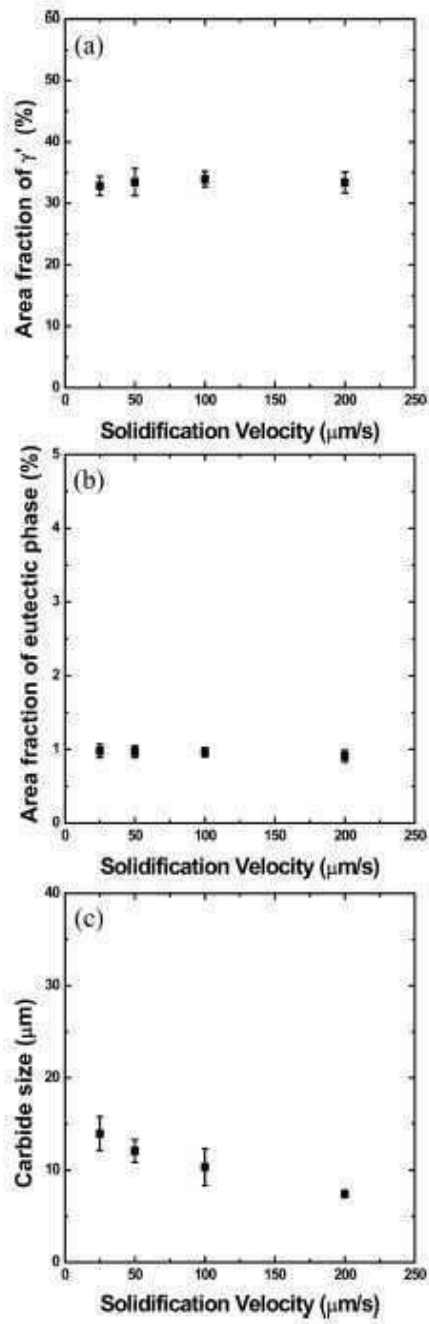
도면6



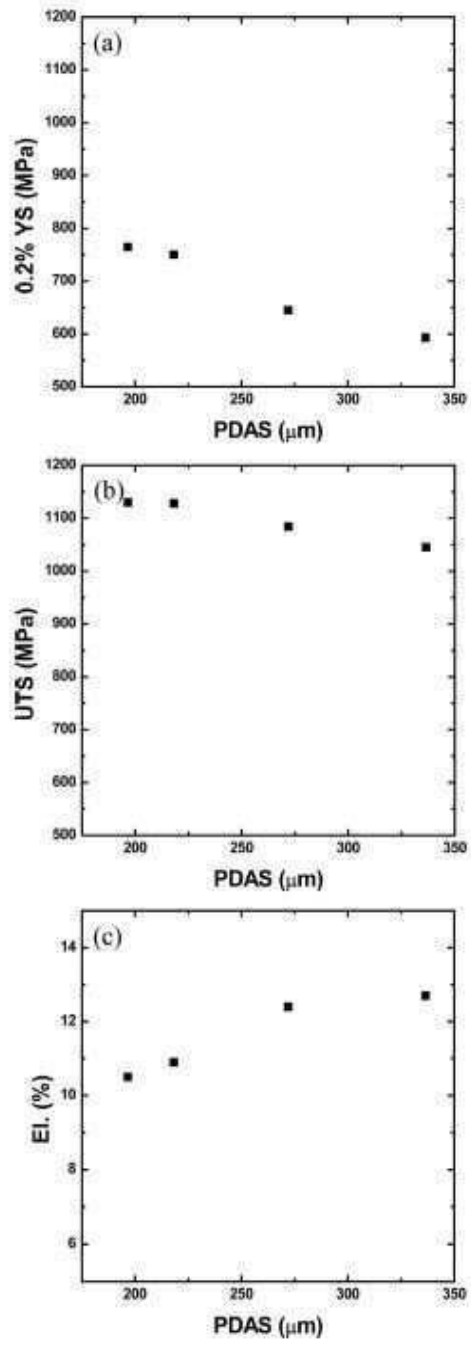
도면7



도면8



도면9



도면10

