(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2022-0064318
(43) 공개일자 2022년05월18일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 19/03 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 19/03 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2021-0152524
(22) 출원일자 2021년11월08일
심사청구일자 2021년11월08일
(30) 우선권주장
1020200148849 2020년11월09일 대한민국(KR)

(71) 출원인
한국재료연구원
경상남도 창원시 성산구 창원대로 797 (상남동)
(72) 발명자
도정현
경상남도 창원시 성산구 중앙대로 48
최백규
경상남도 창원시 성산구 토월로27번길 18
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
이인행

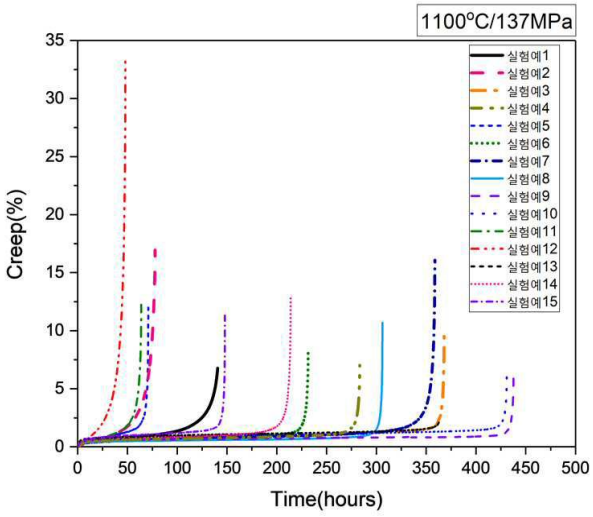
전체 청구항 수 : 총 13 항

(54) 발명의 명칭 **초내열 합금**

(57) 요 약

본 발명은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 하는, 초내열 합금을 제공한다.

대 표 도 - 도1



(72) 발명자

김인수

경상남도 창원시 성산구 원이대로878번길 9

정중은

경상남도 창원시 성산구 원이대로878번길 9

석우영

부산광역시 중구 법수길 72

이유화

경상남도 창원시 의창구 동읍 동읍로148번길

이 발명을 지원한 국가연구개발사업

과제고유번호	1711120154
과제번호	PNK6700
부처명	과학기술정보통신부
과제관리(전문)기관명	국가과학기술연구회
연구사업명	재료연구소 운영비지원사업
연구과제명	차세대 가스터빈용 초고온소재 개발(3/3)
기 여 율	1/1
과제수행기관명	한국기계연구원 부설 재료연구소
연구기간	2020.01.01 ~ 2020.12.31

명 세 서

청구범위

청구항 1

알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않으며,

상기 초내열 합금은 하기 수학식 1 및 수학식 2에 따른 크리프 저항 지속성이 60% 이상인 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

[수학식 1]

$[\varepsilon_{t(i)} - \varepsilon_{t(i-1)}] / [t(i) - t(i-1)] \leq 0.005$ (%/hours)

을 만족하는 시간 구간에서, 크리프 저항 안정 시간(hour) = $t_{max} - t_{min}$

(단, $\varepsilon_{t(i)}$ 은 시간 t(i)에서 상기 초내열 합금의 크리프 변형율(creep strain)이고, $\varepsilon_{t(i-1)}$ 은 시간 t(i-1)에서 상기 초내열 합금의 크리프 변형율이고, t_{max} 은 상기 시간 구간에서 최대 시간값이며, t_{min} 은 상기 시간 구간에서 최소 시간값임)

[수학식 2]

크리프 저항 지속성 = [(크리프 저항 안정 시간) / (전체 크리프 수명) × 100]

(단, 상기 크리프 저항 안정 시간 및 상기 전체 크리프 수명은 1100℃ 및 137MPa의 조건 하에서 측정)

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 수학식 1에 따른 크리프 저항 안정 시간이 150시간 이상인 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

청구항 3

알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않으며,

상기 초내열 합금은 하기 수학식 1 및 수학식 2에 따른 크리프 저항 지속성이 60% 이상인 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

[수학식 1]

$[\varepsilon_{t(i)} - \varepsilon_{t(i-1)}] / [t(i) - t(i-1)] \leq 0.005$ (%/hours)

을 만족하는 시간 구간에서, 크리프 저항 안정 시간(hour) = $t_{max} - t_{min}$

(단, $\varepsilon_{t(i)}$ 은 시간 t(i)에서 상기 초내열 합금의 크리프 변형율(creep strain)이고, $\varepsilon_{t(i-1)}$ 은 시간 t(i-1)에서 상기 초내열 합금의 크리프 변형율이고, t_{max} 은 상기 시간 구간에서 최대 시간값이며, t_{min} 은 상기 시간 구간에서 최소 시간값임)

[수학식 2]

크리프 저항 지속성 = [(크리프 저항 안정 시간) / (전체 크리프 수명) × 100]

(단, 상기 크리프 저항 안정 시간 및 상기 전체 크리프 수명은 1100℃ 및 137MPa의 조건 하에서 측정)

청구항 4

제 3 항에 있어서,

상기 수학식 1에 따른 크리프 저항 안정 시간이 150시간 이상인 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

청구항 5

알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

청구항 6

알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

청구항 7

알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어진,

초내열 합금.

청구항 8

알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어진,

초내열 합금.

청구항 9

알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어진,

초내열 합금.

청구항 10

알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어진,

초내열 합금.

청구항 11

제 1 항, 제 3 항, 제 5 항, 제 6 항, 제 7 항, 제 8 항, 제 9 항 또는 제 10 항에 있어서,

상기 초내열 합금은 철(Fe)을 함유하지 않는 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

청구항 12

제 1 항, 제 3 항, 제 5 항, 제 6 항, 제 7 항, 제 8 항, 제 9 항 또는 제 10 항에 있어서,

상기 초내열 합금은 하기 수학식 3에 따른 격자부정합(δ)이 -0.35%보다 크고 -0.28%보다 작은 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

[수학식 3]

$$\text{격자부정합 } \delta = 2 \times \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}}$$

(단, 상기 α_{γ} 은 기지 γ의 격자상수(lattice parameter)를 의미하고,

상기 $\alpha_{\gamma'}$는 석출상 γ'의 격자상수를 의미함)

청구항 13

제 1 항, 제 3 항, 제 5 항, 제 6 항, 제 7 항, 제 8 항, 제 9 항 또는 제 10 항에 있어서,

상기 초내열 합금은 하기 수학식 8에 따른 γ 격자상수 분배 파라미터(parameter)가 0.12를 초과하는 것을 특징으로 하는,

초내열 합금.

[수학식 8]

$$\gamma \text{ 격자상수 분배 parameter} = \sum_{i}(k_i \times x_i \times V_i^{\gamma}) > 0.12$$

(단, 상기 k_i는 각 합금원소의 파티셔닝(partitioning) 계수로 $x_i^{\gamma}/x_i^{\gamma'}$을 의미하고, 상기 x_i는 각 합금원소의 원자분율(at.%)을 의미하고, 상기 x_i^{γ} 는 기지 γ상에서 각 합금원소의 원자분율(at.%)을 의미하고, 상기 $x_i^{\gamma'}$ 는 석출물 γ'상에서 각 합금원소의 원자분율(at.%)을 각각 의미하고, 상기 V_i^{γ} 는 상기 기지 γ상에서의 각 합금원소의 베가드 계수(Vegard coefficient)를 의미함)

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 합금에 대한 것으로서, 더 상세하게는 초내열 합금에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 단결정 초내열 합금은 주로 가스터빈의 블레이드/베인 등과 같은 고온 부품에 적용되고 있다. 가스터빈의 효율 향상을 위해 터빈 입구온도가 높아지고 이에 따라 단결정 초내열 합금의 온도 수용성이 높아지고 있다. 높아지는 온도에 견디기 위해 레늄(Re), 루테늄(Ru) 등 고가의 특수 원소가 첨가되어 왔으나 가격이 급격히 증가되는 문제점이 있다.

[0003] <선행기술문헌>

[0004] 특허문헌:한국 특허출원번호 제10-2005-0131561호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0005] 본 발명은 상기의 문제를 해결하기 위한 것으로서, 고가원소인 레늄(Re)을 배제하면서 특성이 우수한 초내열 합금을 제공하는 것을 목적으로 한다.

[0006] 그러나 이러한 과제는 예시적인 것으로, 이에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

과제의 해결 수단

[0007] 상기 과제를 해결하기 위한 본 발명의 일 실시예에 따른 초내열 합금이 제공된다.

[0008] 상기 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는다. 나아가, 하기 수학식 1의 크리프 저항 안정 시간이 150시간 이상인 것을 특징으로 한다.

[0009] <수학식 1>

[0010] $[\varepsilon_{t(i)} - \varepsilon_{t(i-1)}] / [t(i) - t(i-1)] \leq 0.005$ (%/hours)

[0011] 을 만족하는 시간 구간에서,

[0012] 크리프 저항 안정 시간(hour) = $t_{max} - t_{min}$

[0013] (단, $\varepsilon_{t(i)}$ 은 시간 t(i)에서 상기 초내열 합금의 크리프 변형율(creep strain)이고, $\varepsilon_{t(i-1)}$ 은 시간 t(i-1)에서 상기 초내열 합금의 크리프 변형율이고, t_{max} 은 상기 시간 구간에서 최대 시간값이며, t_{min} 은 상기 시간 구간에서 최소 시간값임)

[0014] 상기 초내열 합금은 하기 수학식 2의 크리프 저항 지속성이 60% 이상인 것을 특징으로 할 수 있다.

[0015] <수학식 2>

[0016] 크리프 저항 지속성 = [(크리프 저항 안정 시간) / (전체 크리프 수명) × 100]

[0017] 상기 초내열 합금에서, 상기 크리프 저항 안정 시간 및 상기 전체 크리프 수명은 1100℃ 및 137MPa의 조건 하에서 측정되는 것을 특징으로 한다.

[0018] 상기 과제를 해결하기 위한 본 발명의 다양한 다른 실시예들에 따른 초내열 합금이 제공된다.

[0019] 상기 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 할 수 있다. 변형된 예로서, 상기 초내열 합금은 이트륨(Y), 란타넘(La), 세륨(Ce)과 같은 희토류 원소: 0.1 wt% 이하를 더 함유할 수 있다.

[0020] 상기 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 할 수 있다. 변형된 예로서, 상기 초내열 합금은 이트륨(Y), 란타넘(La), 세륨(Ce)과 같은 희토류 원소: 0.1 wt% 이하를 더 함유할 수 있다.

[0021] 상기 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 할 수 있다. 변형된 예로서, 상기 초내열 합금은 이트륨(Y), 란타넘(La), 세륨(Ce)과 같은 희토류 원소: 0.1 wt% 이하를 더 함유할 수 있다.

[0022] 상기 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0

wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어질 수 있다. 변형된 예로서, 상기 초내열 합금은 이트륨(Y), 란타넘(La), 세륨(Ce)과 같은 희토류 원소: 0.1 wt% 이하를 더 함유할 수 있다.

[0023] 상기 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어질 수 있다. 변형된 예로서, 상기 초내열 합금은 이트륨(Y), 란타넘(La), 세륨(Ce)과 같은 희토류 원소: 0.1 wt% 이하를 더 함유할 수 있다.

[0024] 상기 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어질 수 있다. 변형된 예로서, 상기 초내열 합금은 이트륨(Y), 란타넘(La), 세륨(Ce)과 같은 희토류 원소: 0.1 wt% 이하를 더 함유할 수 있다.

[0025] 상기 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어질 수 있다. 변형된 예로서, 상기 초내열 합금은 이트륨(Y), 란타넘(La), 세륨(Ce)과 같은 희토류 원소: 0.1 wt% 이하를 더 함유할 수 있다.

[0026] 상기 초내열 합금은 하기 수학식 3에 따른 격자부정합(δ)이 -0.35%보다 크고 -0.28%보다 작다.

[0027] <수학식 3>

[0028] $$\text{격자부정합 } \delta = 2 \times \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}}$$

[0029] (단, 상기 α_{γ} 은 기지 γ의 격자상수(lattice parameter)를 의미하고,

[0030] 상기 $\alpha_{\gamma'}$는 석출상 γ'의 격자상수를 의미함)

[0031] 상기 초내열 합금은 하기 수학식 8에 따른 γ 격자상수 분배 파라미터(parameter)가 0.12를 초과한다.

[0032] <수학식 8>

[0033] $$\gamma \text{ 격자상수 분배 parameter} = \sum_i (k_i \times x_i \times V_i^{\gamma}) > 0.12$$

[0034] (단, 상기 k_i는 각 합금원소의 파티셔닝(partitioning) 계수로 $x_i^{\gamma}/x_i^{\gamma'}$을 의미하고, 상기 x_i는 각 합금원소의 원자분율(at.%)을 의미하고, 상기 x_i^{γ} 는 기지 γ상에서 각 합금원소의 원자분율(at.%)을 의미하고, 상기 $x_i^{\gamma'}$ 는 석출물 γ'상에서 각 합금원소의 원자분율(at.%)을 각각 의미하고, 상기 V_i^{γ} 는 상기 기지 γ상에서의 각 합금원소의 베가드 계수(Vegard coefficient), $V_i^{\gamma'}$는 상기 석출물 γ'상에서의 각 합금원소의 베가드 계수(Vegard coefficient)를 의미함)

[0035] 상술한 다양한 실시예들에 따른 초내열 합금은 철(Fe)을 함유하지 않는 것을 특징으로 할 수 있다.

발명의 효과

[0036] 상기한 바와 같이 이루어진 본 발명의 실시예에 따르면, 초고온에서 크리프 저항지속성 및 응력파단 저항성이 우수한 Re-free 단결정 초내열 합금을 구현할 수 있다. 물론 이러한 효과에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

도면의 간단한 설명

[0037] 도 1은 본 발명의 실험예에 따른 초내열 합금에서 시간에 따른 크리프 변형율의 관계를 나타낸 그래프이다.

도 2는 본 발명의 실험예에 따른 초내열 합금에서 시간에 따른 크리프 변형율 속도의 관계를 나타낸 그래프이다.

도 3 내지 도 8은 시효 열처리가 완료된 본 발명의 실험예에 따른 초내열합금의 미세조직을 주사전자현미경으로 분석한 사진이다.

도 9는 시효 열처리가 완료된 초내열합금의 γ' 형상을 분석하여 형상 parameter η를 측정하는 방법을 개략적으로 나타낸 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0038] 이하, 첨부된 도면들을 참조하여 본 발명의 실시예를 상세히 설명하면 다음과 같다. 그러나 본 발명은 이하에서 개시되는 실시예에 한정되는 것이 아니라 서로 다른 다양한 형태로 구현될 수 있는 것으로, 이하의 실시예는 본 발명의 개시가 완전하도록 하며, 통상의 지식을 가진 자에게 발명의 범주를 완전하게 알려주기 위해 제공되는 것이다. 또한 설명의 편의를 위하여 도면에서는 적어도 일부의 구성 요소들이 그 크기가 과장 또는 축소될 수 있다. 도면들에서 동일한 부호는 동일한 요소를 지칭한다.

[0039] 본 발명은 니켈기 단결정 초내열 합금에 관한 것으로, 특히 고온 크리프 특성이 향상된 니켈기 단결정 초내열 합금에 관한 것이다.

[0040] 일반적으로, 니켈기 초내열 합금이란 니켈(Ni) 기지에 알루미늄(Al), 티타늄(Ti), 크롬(Cr), 코발트(Co), 몰리브덴(Mo), 텅스텐(W), 탄탈륨(Ta), 하프늄(Hf), 레늄(Re), C(탄소) 등의 다양한 합금원소가 포함된 고강도 내열 합금을 말하며, 주로 항공기 엔진 및 산업용 가스터빈의 핵심 부품인 터빈 블레이드와 터빈 디스크 재료로 널리 사용되고 있다.

[0041] 여기서, 초내열 합금은 초합금, 입자분산강화합금, 및 결정제어합금을 모두 포함하는 개념으로, 단결정 여부에 따라 단결정 초내열 합금과 다결정 초내열 합금으로 구분되기도 한다. 그 중에서도 단결정 초내열 합금은 극한의 내열 환경을 만족시키는 특성을 갖고 있으며, 가스터빈엔진의 핵심부품인 단결정 터빈 블레이드 등에 널리 사용되고 있다. 한편, 이러한 단결정 초내열 합금은 다결정 초내열 합금에 비해 용융점이 높기 때문에 주조 시에 발생하는 조대한 석출물을 기지에 용해시키는 균질화 열처리가 가능하다. 또한, 균질화 처리로 인해 석출물이 일단 기지에 완전히 용해되면 차후의 시효 열처리에 의해 석출물들을 이상적인 형상으로 석출시킬 수 있는데, 이로 인해 단결정 초내열 합금은 고온에서 우수한 기계적 특성을 갖게 된다.

[0042] (격자부정합에 대한 설명)

[0043] 단결정 초내열 합금의 미세조직과 고온 특성은 석출된 석출물 γ'과 기지 γ 계면의 정합성 크기에 의존하게 되는데, 그 정합성의 크기를 정량화한 변수가 격자부정합이다. 격자 부정합은 아래 수학식 3과 같이 표기 된다.

[0044] <수학식 3>

[0045] $$\text{격자부정합 } \delta = 2 \times \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}}$$

[0046] a_{γ} 은 기지 γ의 격자상수(lattice parameter)를 의미하고, $a_{\gamma'}$는 석출상 γ'의 격자상수를 의미한다. 일반적인 단결정 초내열합금의 경우, 기지 γ의 격자상수가 석출상 γ'의 격자상수보다 크기 때문에 격자부정합(δ)은 음(-)의 값을 나타내게 되고 격자부정합의 절댓값 크기 (|δ|)가 증가함에 따라 석출상 γ'의 형상이 구형에서 정육면체로 변화한다. 그러나, 격자부정합의 절댓값 크기 (|δ|)가 너무 커지게 되면 오히려 석출상의 형상이 곡선을 띄게 되므로, 절댓값 크기가 너무 크거나 작지 않은 적절한 값을 나타냈을 때 가장 완벽한 정육면체(cuboidal) 형상으로 석출물이 형성되어 이상적인 고온 특성을 가진다. 정확한 격자부정합을 측정하기 위해서는 격자상수를 10^{-13} mm 이상의 규격에서 세밀하게 측정해야하기 때문에 열역학 계산 방법을 활용하여 격자부정합을 구하는 경우가 대부분이다.

[0047] (격자부정합에 계산 방법에 대한 설명)

[0048] 가장 널리 알려진 단결정 초내열합금의 격자상수와 격자부정합을 열역학 계산 방법을 이용하여 계산하는 방법은

Vegard's law 계산 방법으로 아래 수학식 4 및 수학식 5와 같이 나타낼 수 있다.

[0049] <수학식 4>

$$a_\gamma = a_\gamma^0 + \sum_i V_i^\gamma x_i^\gamma$$

[0050]

[0051] <수학식 5>

$$a_{\gamma'} = a_{\gamma'}^0 + \sum_i V_i^{\gamma'} x_i^{\gamma'}$$

[0052]

[0053] α_γ^0는 순수 Ni의 격자상수 값, $\alpha_{\gamma'}^0$는 Ni_3Al의 격자상수 값을 의미하여, V_i^γ는 기지 γ상에서의 각 합금원소의 베가드 계수(Vegard coefficient), $V_i^{\gamma'}$는 석출물γ'상에서의 각 합금원소의 베가드 계수(Vegard coefficient)를 의미하고, x_i^γ는 기지 γ상에서 각 합금원소의 at.% 분율을 $x_i^{\gamma'}$는 석출물 γ'상에서 각 합금원소의 at.% 분율을 각각 의미한다. 기지 γ와 석출물 γ'의 베가드 계수(Vegard coefficient)는 Ni-X와 Ni_3Al-X 합금계에서 실험으로 측정한 계수로들로 연구 결과들이 공개되어 있다.

[0054] Vegard's law 계산 방법은 각 상에서의 합금원소 분율을 알고 있다면 쉽게 계산할 수 있는 유용한 방법이지만, 온도에 따른 열팽창 효과를 잘 반영하지 못하여 고온에서 격자부정합과 격자상수를 정확하게 계산하기 힘든 단점이 있다.

[0055] 온도에 따른 열팽창을 고려하여 격자상수와 격자부정합을 계산하는 방법으로 김영광 박사(Inter. J. of Plasticity, 79 (2016) 153-175)가 제안한 계산식은 아래 수학식 6 및 수학식 7과 같이 나타낼 수 있다.

[0056] <수학식 6>

$$a_\gamma(T) = a_\gamma^0(T)(1 + \Delta a_\gamma)$$

[0057]

[0058] <수학식 7>

$$a_{\gamma'}(T) = a_{\gamma'}^0(T)(1 + \Delta a_{\gamma'})$$

[0059]

[0060] $\alpha_\gamma(T)$는 절대온도 T(K)에서 기지 γ의 격자상수 값, $\alpha_{\gamma'}(T)$는 절대온도 T(K)에서 γ'의 격자상수 값, $\alpha_\gamma^0(T)$는 절대온도 T(K)에서 순수 Ni의 격자상수 값, $\alpha_{\gamma'}^0(T)$는 절대온도 T(K)에서 Ni_3Al의 격자상수 값을 의미하여, $\triangle a_\gamma$는 x_i^γ를 이용하여 기지 γ상과 순수 Ni의 열팽창 격자상수 차이를 계산한 값이며, $\triangle a_{\gamma'}$는 $x_i^{\gamma'}$를 이용하여 석출물 γ'상과 Ni_3Al의 열팽창 격자상수 차이를 계산한 값을 의미한다. 격자상수를 계산하기 위한 상수들은 해당논문에 공개되어 있다.

[0061] 그럼에도 불구하고 열역학 계산방법에서 중요한 변수인 x_i^γ와 $x_i^{\gamma'}$들을 정상 상태(steady state)로 가정하고 계산하기 때문에 계산오류가 발생할 수 밖에 없다. 따라서 좀 더 실용적으로 격자상수 및 격자부정합을 유추하여 단결정 초내열합금의 고온 기계적 특성을 가늠할 수 있는 척도가 필요하다.

[0062] 단결정 초내열 합금은 레늄(Re)의 함량에 따라 단결정 초내열 합금 세대가 구분된다. 제 1 세대 단결정 초내열 합금은 레늄(Re)을 포함하지 않는 합금으로 롤스로이스사에서 개발된 SRR99나 프랫휘트니사에서 개발된 PWA 1480 등이 이에 해당한다. 그러나, 이들 초내열 합금은 고온에서 크리프 특성이 열화되는 문제점이 있다. 제 2 세대 단결정 초내열 합금에는 레늄(Re)이 무게비로 약 3% 첨가되어 있는 합금으로 캐논 무스케곤사에서 개발된 CMSX-4와 GE에서 개발된 Rene N5이 제 2 세대의 대표적인 합금이다. 마지막으로 캐논무스케곤사와 프랫휘트니사에서 개발된 제 3 세대 단결정 초내열 합금에는 레늄(Re)이 무게비로 약 6% 첨가되어 있다. 그러나, 제 2 세대 및 제 3 세대의 초내열 합금은 고가의 특수 원소인 레늄(Re)을 필수적으로 함유하므로 제조비용이 증가하는 문

제점이 있다.

[0063] 본 발명은 고가원소인 레늄(Re)을 배제하거나 최소화하면서 초고온에서 크리프 저항지속성 및 응력파단 저항성이 우수한 초내열 합금을 제공하는 것을 목적으로 한다.

[0064] (발명의 컨셉에 대한 설명)

[0065] 레늄(Re)은 기지 γ 상에 심하게 편석되는 고용강화 원소로 원자 반경이 크고 확산속도가 매우 느리기 때문에 크리프 특성 향상에 크게 기여한다. 또한 레늄(Re)의 큰 원자 반경으로 인하여 레늄(Re)이 첨가된 합금은 기지 γ의 격자상수가 커지게 되고, 이에 따라서 격자부정합이 커지는 효과를 얻을 수 있다.

[0066] 본 발명은 레늄(Re)을 배제하면서 제 2세대 단결정 초내열합금의 크리프 특성에 준하는 합금을 개발하기 위해서는 레늄(Re)의 배제로 인하여 레늄(Re)이 첨가된 타합금에 비해 상대적으로 작아진 기지 γ의 격자상수를 타 합금원소들의 조합으로 증가시키고자 하였으며, 이를 통하여 고온에서 사용하기 위해 필수적인 크리프 수명 뿐 아니라 크리프 변형에 대한 저항성을 크게 향상시켰다.

[0067] 본 발명의 제 1 실시예에 따른 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는다.

[0068] 본 발명의 제 2 실시예에 따른 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0069] 본 발명의 제 3 실시예에 따른 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0070] 본 발명의 제 4 실시예에 따른 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어지되, 레늄(Re)을 함유하지 않는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0071] 본 발명의 제 5 실시예에 따른 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어질 수 있다.

[0072] 본 발명의 제 6 실시예에 따른 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt% 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어질 수 있다.

[0073] 본 발명의 제 7 실시예에 따른 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어질 수 있다.

[0074] 본 발명의 제 8 실시예에 따른 초내열 합금은 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%, 레늄(Re): 0 wt% 초과 1.0 wt% 이하, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%, 하프늄(Hf): 0 wt% 초과 1.5 wt% 이하 및 잔부가 니켈(Ni)로 이루어질 수 있다.

[0075] 상술한 합금의 조성에서 '이루어진다(consist of)'라는 용어는 상기 합금이 기재된 원소들로만 구성되며, 제조상 불가피한 불순물을 제외한 나머지 원소들은 합금의 구성 원소로 참여하지 않는다는 것을 의미한다. 예를 들어, 상술한 다양한 제 1 내지 제 8 실시예들에 따른 초내열 합금은 철(Fe)을 의미있는 수준으로 함유하지 않는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0076] 한편, 변형된 예로서, 본 발명의 제 1 내지 제 8 실시예에 따른 초내열 합금은 이트륨(Y), 란타넘(La), 세륨

(Ce)과 같은 희토류 원소: 0.1 wt% 이하를 더 함유할 수 있다.

[0077] 상술한 본 발명의 실시예들에 따른 초내열 합금에서, 알루미늄(Al)은 니켈계 초내열합금의 주 강화상인 γ'의 구성 원소이므로, 고온 크리프 특성 향상에 절대적으로 필요한 원소이다. 또한, 내산화성 향상에도 기여한다. 하지만, 4.0wt% 보다 작을 때는 석출상 형성에 의한 강도향상 효과를 보기 어렵고 5.2wt% 보다 많으면 γ' 상의 분율을 과도하게 높여 고온 강도를 떨어뜨리게 되고, 용체화 열처리 수행을 어렵게 한다.

[0078] 코발트(Co)는 니켈 기지에 고용되어 기지를 강화하는 고용강화 역할을 하여 고온에서의 크리프 특성을 향상시킨다. 그러나 코발트의 양이 많아지면 다른 합금원소들과 결합하여 금속간 화합물을 형성하여 강도를 저하시킬 수 있고 합금의 가격도 비싸진다. 따라서 코발트는 1.0wt% 내지 10.0wt%의 범위를 가지는 것이 바람직하다.

[0079] 크롬(Cr)은 초내열합금에서 내식성과 내산화성을 향상시켜 주는 역할을 하는 반면, 탄화물이나 TCP(Topologically Close Packed) 상을 생성시킬 수 있다. 따라서 8.0wt% 이하의 크롬을 첨가하고 5.0wt% 이상의 크롬을 함유하는 것이 바람직하다.

[0080] 몰리브덴(Mo)은 고용강화 원소로 초내열합금의 고온인장 특성, 크리프 특성을 향상시키는 역할을 하며, 0.5wt% 미만에서는 고용강화 효과를 기대하기 어렵다. 하지만 2.0wt% 보다 많은 양이 첨가되면 TCP 상이 생성되기 쉬운 단점이 있다.

[0081] 텅스텐은 고용강화의 효과가 큰 원소로서 7.0wt% 내지 10.5wt%의 범위를 가지는 것이 바람직하다. 텅스텐의 함량이 7.0wt% 미만일 경우에는 고온 강도 향상 효과가 미비하며, 10.5wt%를 초과하는 경우에는 밀도가 높아지고 TCP상이 생성되기 쉬워 상 안정성이 저하된다.

[0082] 티타늄(Ti)은 알루미늄과 마찬가지로 γ' 상의 구성원소로 고온 강도 향상에 도움을 주며 내식성 향상에도 기여하므로 첨가할 수 있다. 그러나 과도하게 첨가될 경우 연성이 감소하고, eta상과 같은 불필요한 상을 생성 시킬 수 있으므로 1.5wt% 이하로 제한된다.

[0083] 탄탈륨(Ta)은 기지인 γ 상의 고용강화에 기여할 뿐만 아니라 티타늄과 함께 γ' 상의 알루미늄을 치환하여 γ' 상을 강화하는 원소이다. 또한 고밀도 내열원소인 탄탈륨은 응고 시 액상으로 편석하여 수지상 사이 액상의 밀도를 증가시킴으로써 일방향 응고 혹은 단결정 응고 시에 수지상간 액상의 부력을 감쇠시켜 프렉클 결함 생성을 억제하는 역할을 한다. 따라서 7.0 ~ 10.5wt%의 높은 텅스텐 함량을 갖는 합금에서 탄탈륨은 7.0wt% 이상을 첨가하는 것이 바람직하지만, 10.0wt%보다 많은 양의 탄탈륨 첨가는 오히려 뮤(Mu) 상과 같은 TCP 상 생성을 촉진시켜 고온 기계적 특성을 저하시킨다.

[0084] 하프늄은 합금의 초기 녹는점을 낮춤으로써 합금의 용해 열처리에 사용되는 온도 범위 또는 시간을 감소시킨다. 하프늄의 첨가는 또한 합금으로부터 제조된 부품의 무게를 증가시키면서 합금의 밀도를 증가시키고, 합금의 미세구조의 안정성을 감소시킬 수 있다. 다만, 하프늄을 첨가하는 경우에서도 1.5wt%를 초과하면 합금의 주조성을 상당히 감소시킬 수 있으므로, 1.5wt% 이하로 관리하는 것이 바람직하다.

[0085] 본 발명은 합금원소를 제어하여 기지 γ의 격자상수가 증가시키는 방향으로 합금원소를 설계하였다. 이를 위하여 γ 격자상수 분배 parameter를 고안하였으며 그 parameter 식을 아래 수학식 8과 같이 나타내었다.

[0086] <수학식 8>

[0087] $$\gamma \text{ 격자상수 분배 parameter} = \sum_i (k_i \times x_i \times V_i^{\gamma}) > 0.12$$

[0088] k_i는 각 합금원소의 partitioning 계수로 $x_i^{\gamma}/x_i^{\gamma'}$을 의미한다. x_i는 각 합금원소의 at.% 분율을 의미하며, x_i^{γ}는 γ 상에서 각 합금원소의 at.% 분율을 의미하고 $x_i^{\gamma'}$는 석출물 γ'상에서 각 합금원소의 at.% 분율을 각각 의미한다. V_i^{γ}는 기지 γ 상에서의 각 합금원소의 베가드 계수(Vegard coefficient)를 의미하며 그 값들은 아래의 표1과 같다.

표 1

[0089]

	V_{Al}^{γ}	V_{Co}^{γ}	V_{Cr}^{γ}	V_{Mo}^{γ}	V_{Ta}^{γ}	V_{Ti}^{γ}	V_{W}^{γ}	V_{Hf}^{γ}
Vegard coefficient(Å)	0.179	0.0196	0.11	0.478	0.7	0.422	0.444	0.769

[0090] 이하에서는 γ 격자상수 분배 parameter를 이용하여 설계한 초내열합금의 구체적인 실험예들을 설명한다.

[0091] 표 2는 본 발명의 실험예에 따른 초내열 합금의 조성(단위: wt%)과 γ 격자상수 분배 parameter를 나타낸 것이다.

표 2

[0092]

	Al	Co	Cr	Mo	Re	Ta	Ti	W	Hf	Ni	γ 격자상수 분배 parameter
실험예1	5.6	9.0	6.4	0.6	3.0	6.5	1.0	6.4	0.1	잔부	0.0930
실험예2	4.4	8.0	4.0	1.0	0	9.0	2.0	10.0	0	잔부	0.1191
실험예3	4.7	8.0	7.0	1.0	0	9.1	1.0	10.1	0	잔부	0.1296
실험예4	5.0	8.0	7.0	1.0	0	9.0	1.1	9.0	0	잔부	0.1232
실험예5	5.4	0	9.0	0.6	0	10.0	0	7.6	0	잔부	0.1087
실험예6	4.7	8	6	1	0	9.1	1	10.1	0	잔부	0.1228
실험예7	5	8	6	1	0	9.1	1	10.1	0	잔부	0.1207
실험예8	4.97	8	7.02	1	0	9.2	1	10.4	0	잔부	0.1302
실험예9	4.7	8	7	1	0	9.1	1	10.1	0.1	잔부	0.1299
실험예10	4.7	3	7	1	0	9.1	1	10.1	0	잔부	0.1227
실험예11	4.7	8	6	0.4	0	9.1	1	10.1	0	잔부	0.1121
실험예12	4.7	8	4	1	0	9.1	1	10.1	0	잔부	0.1103
실험예13	4.7	5.5	7	1	0	9.1	1	10.1	0	잔부	0.1263
실험예14	4.7	0	7	1	0	9.1	1	10.1	0	잔부	0.1185
실험예15	5.3	8	7	1	0	9.1	0	10.1	0	잔부	0.1188

[0093] 표 2를 참조하면, 실험예3, 실험예4, 실험예6, 실험예7, 실험예8, 실험예9, 실험예10, 실험예13은 앞에서 설명한 본 발명의 다양한 실시예들에 따른 제 1 내지 제 8 실시예 중 어느 하나의 실시예에 따른 초내열 합금의 조성을 만족한다.

[0094] 이와 달리, 실험예1에 따른 초내열 합금은 앞에서 설명한 본 발명의 다양한 실시예들에 따른 제 1 내지 제 8 실시예 중 어느 하나의 실시예에 따른 초내열 합금의 조성도 만족하지 못한다. 구체적으로, 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 레늄(Re): 0 ~ 1.0 wt%, 탄탈륨(Ta): 7.0 ~ 10.0 wt%, 텅스텐(W): 7.0 ~ 10.5 wt%의 범위를 만족하지 못한다.

[0095] 실험예2에 따른 초내열 합금은 앞에서 설명한 본 발명의 다양한 실시예들에 따른 제 1 내지 제 8 실시예 중 어느 하나의 실시예에 따른 초내열 합금의 조성도 만족하지 못한다. 구체적으로, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%, 티타늄(Ti): 0 ~ 1.5 wt%의 범위를 만족하지 못한다. 실험예5에 따른 초내열 합금은 앞에서 설명한 본 발명의 다양한 실시예들에 따른 제 1 내지 제 8 실시예 중 어느 하나의 실시예에 따른 초내열 합금의 조성도 만족하지 못한다. 구체적으로, 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%의 범위를 만족하지 못한다.

[0096] 실험예11에 따른 초내열 합금은 앞에서 설명한 본 발명의 다양한 실시예들에 따른 제 1 내지 제 8 실시예 중 어느 하나의 실시예에 따른 초내열 합금의 조성도 만족하지 못한다. 구체적으로, 몰리브덴(Mo): 0.5 ~ 2.0 wt%의 범위를 만족하지 못한다.

[0097] 실험예12에 따른 초내열 합금은 앞에서 설명한 본 발명의 다양한 실시예들에 따른 제 1 내지 제 8 실시예 중 어느 하나의 실시예에 따른 초내열 합금의 조성도 만족하지 못한다. 구체적으로, 크롬(Cr): 5.0 ~ 8.0 wt%의 범위를 만족하지 못한다.

[0098] 실험예14에 따른 초내열 합금은 앞에서 설명한 본 발명의 다양한 실시예들에 따른 제 1 내지 제 8 실시예 중 어

느 하나의 실시예에 따른 초내열 합금의 조성도 만족하지 못한다. 구체적으로, 코발트(Co): 1.0 ~ 10.0 wt%의 범위를 만족하지 못한다.

[0099] 실험예15에 따른 초내열 합금은 앞에서 설명한 본 발명의 다양한 실시예들에 따른 제 1 내지 제 8 실시예 중 어느 하나의 실시예에 따른 초내열 합금의 조성도 만족하지 못한다. 구체적으로, 알루미늄(Al): 4.0 ~ 5.2 wt%의 범위를 만족하지 못한다.

[0100] 표 3은 본 발명의 실험예에 따른 초내열 합금에서 크리프 저항 지속성, 크리프 저항 안정 시간 및 전체 크리프 수명과 γ' 격자상수 분배 parameter를 나타낸 것이다.

표 3

[0101]

	전체 크리프 수명 (hours)	크리프 저항 안정 시간 (hour)	크리프 저항 지속성 (%)	γ' 격자상수 분배 parameter
실험예 1	141	0	0.00	0.0930
실험예 2	78	0	0.00	0.1191
실험예 3	368	308	83.70	0.1296
실험예 4	286	229	80.07	0.1232
실험예 5	71	0	0.00	0.1087
실험예 6	231	163	70.56	0.1228
실험예 7	359	244	67.94	0.1207
실험예 8	306	248	81.05	0.1302
실험예 9	437	407	93.25	0.1299
실험예 10	431	366	84.92	0.1227
실험예 11	64	0	0	0.1121
실험예 12	48	0	0	0.1103
실험예 13	363	307	84.57	0.1263
실험예 14	214	126	59.01	0.1185
실험예 15	148	62	41.69	0.1188

[0102] 한편, 도 1은 본 발명의 실험예에 따른 초내열 합금에서 시간에 따른 크리프 변형율의 관계를 나타낸 그래프이고, 도 2는 본 발명의 실험예에 따른 초내열 합금에서 시간에 따른 크리프 변형율 속도의 관계를 나타낸 그래프이다.

[0103] 도 1에서 가로축은 시간(단위: [hour])을 나타내며, 세로축은 크리프 변형율(Creep strain, 단위: [%])을 나타낸다. 도 2에서 가로축은 시간(단위: [hour])을 나타내며, 세로축은 크리프 변형율 속도(Creep strain rate, 단위: [%/hr])을 나타낸다. 도 2의 크리프 변형율 속도는 도 1의 크리프 변형율의 접점에서의 기울기값으로 이해할 수 있다. 즉, 크리프 변형율 속도는 시간에 따른 크리프 변형율의 미분값에 해당할 수 있다. 도 1 및 도 2에서 크리프 특성을 관찰하기 위한 실험조건은 1100℃ 및 137MPa의 조건을 포함한다. 다만, 본 발명의 실시예에 따른 초내열 합금에서, 도 1 및 도 2에서 크리프 특성을 관찰하기 위한 실험조건의 범위는 1050 내지 1150℃ 및 135 내지 140MPa의 조건으로 확대될 수도 있다.

[0104] 도 1, 도 2 및 표 2, 표 3을 함께 참조하면, 실험예3, 실험예4, 실험예6, 실험예7, 실험예8, 실험예9, 실험예10, 실험예13에 따른 초내열 합금은 상술한 수학식 8에 따른 γ' 격자상수 분배 파라미터(parameter)가 0.12를 초과하며, 하기 수학식 1의 크리프 저항 안정 시간이 150시간 이상임을 확인할 수 있다. 이에 반하여, 실험예1, 실험예2, 실험예5, 실험예11, 실험예12, 실험예14 및 실험예15에 따른 초내열 합금은 상술한 수학식 8에 따른 γ' 격자상수 분배 파라미터(parameter)가 0.12 미만이며, 하기 수학식 1의 크리프 저항 안정 시간이 150시간 미만임을 확인할 수 있다. 이에 따르면, 실험예3, 실험예4, 실험예6, 실험예7, 실험예8, 실험예9, 실험예10, 실험예13에 따른 초내열 합금은 실험예1, 실험예2, 실험예5, 실험예11, 실험예12, 실험예14 및 실험예15에 따른 초내열 합금보다 초고온에서 응력파단 저항성이 현저하게 우수함을 확인할 수 있다.

[0105] <수학식 1>

[0106] $(\varepsilon_{t(i)} - \varepsilon_{t(i-1)}) / (t(i) - t(i-1)) \leq 0.005$ (%/hours)

[0107] 을 만족하는 시간 구간에서,

[0108] 크리프 저항 안정 시간(hour) = t_{max} - t_{min}

[0109] (단, $\varepsilon_{t(i)}$ 은 시간 t(i)에서 상기 초내열 합금의 크리프 변형율(creep strain)이고, $\varepsilon_{t(i-1)}$ 은 시간 t(i-1)에서 상기 초내열 합금의 크리프 변형율이고, t_{max} 은 상기 시간 구간에서 최대 시간값이며, t_{min} 은 상기 시간 구간에서 최소 시간값임)

[0110] 도 1, 도 2 및 표 3을 함께 참조하면, 실험예3, 실험예4, 실험예6, 실험예7, 실험예8, 실험예9, 실험예10, 실험예13에 따른 초내열 합금은 하기 수학식 2의 크리프 저항 지속성이 60% 이상임을 확인할 수 있다. 이에 반하여, 실험예1, 실험예2, 실험예5, 실험예11, 실험예12, 실험예14 및 실험예15에 따른 초내열 합금은 하기 수학식 2의 크리프 저항 지속성이 60% 미만임을확인할 수 있다. 이에 따르면, 실험예3, 실험예4, 실험예6, 실험예7, 실험예8, 실험예9, 실험예10, 실험예13에 따른 초내열 합금은 실험예1, 실험예2, 실험예5, 실험예11, 실험예12, 실험예14 및 실험예15에 따른 초내열 합금보다 초고온에서 크리프 저항 지속성이 현저하게 우수함을 확인할 수 있다.

[0111] <수학식 2>

[0112] 크리프 저항 지속성 = [(크리프 저항 안정 시간) / (전체 크리프 수명) × 100]

[0113] 표 4는 본 발명의 실험예에 따른 초내열 합금의 전체 크리프 수명과 격자부정합 계산결과를 비교한 것이다. 격자부정합 계산 값은 상술한 수학식 3에 의하여 도출된 것이며, 김영광 박사가 제안한 열팽창을 고려한 계산식을 이용한 결과이다.

표 4

[0114]

	격자부정합 δ (%)	전체 크리프 수명 (hours)
실험예 1	-0.117	141
실험예 2	-0.279	78
실험예 3	-0.307	368
실험예 4	-0.287	286
실험예 5	-0.314	71
실험예 6	-0.295	231
실험예 7	-0.31	359
실험예 8	-0.331	306
실험예 9	-0.311	437
실험예 10	-0.342	431
실험예 11	-0.237	64
실험예 12	-0.258	48
실험예 13	-0.324	363
실험예 14	-0.368	214
실험예 15	-0.301	148

[0115] 앞서 언급하였듯 격자부정합(δ)은 일반적으로 음(-)의 값을 나타내게 되고 격자부정합의 절댓값 크기 (|δ|)가 너무 크거나 작지 않은 적절한 값을 나타냈을 때 가장 완벽한 정육면체(cuboidal) 형상으로 석출물이 형성되며, 이상적인 고온 특성을 가진다. 전체 크리프 수명과 격자부정합 값을 비교하여 우수한 고온 크리프 특성을 갖는 구체적인 격자부정합 값을 확인할 수 있었으며, 이는 아래의 수학식 9와 같다.

[0116] <수학식 9>

$$-0.35\% < \delta < -0.28\%$$

[0117]

[0118] 실험예3, 실험예4, 실험예6, 실험예7, 실험예8, 실험예9, 실험예10, 실험예13에 따른 초내열 합금은 상술한 수학식 3에 의하여 도출된 격자부정합 계산 값이 -0.35%보다 크고 -0.28%보다 작음을 확인할 수 있다. 이에 반하여, 실험예1, 실험예11, 실험예12에 따른 초내열 합금은 격자부정합 계산 값이 -0.28%보다 크며, 실험예14에 따른 초내열 합금은 격자부정합 계산 값이 -0.35%보다 작음을 확인할 수 있다.

[0119] 격자부정합의 크기와 석출물 γ'의 형상은 긴밀한 상관관계로 이루어져 있기 때문에, 석출물 γ'의 형상을 분석하여 격자부정합의 크기를 상대적으로 비교할 수 있다. 도 3 내지 도 8은 시효 열처리가 완료된 본 발명의 실험예에 따른 초내열합금의 미세조직을 주사전자현미경으로 분석한 사진이다. 시효 열처리가 완료된 초내열합금의 γ' 형상을 분석하여 형상 parameter η를 측정하였으며, 측정 방법을 개략적으로 나타낸 도 9에 나타내었으며 계산식을 아래의 수학식 10에 나타내었다.

[0120] <수학식 10>

$$\text{형상 } parameter,\quad \eta = \frac{\sqrt{\left(\frac{B_1 + B_2}{2}\right)^2}}{\sqrt{(A_1{}^2 + A_2{}^2)}}$$

[0121]

[0122] 형상 parameter η는 각 실험예 당 수지상 중심부에 위치한 1000개 이상의 석출물을 image analysis 프로그램을 활용하여 분석한 측정값의 평균을 정리한 표를 아래에 나타내었다. 형상 parameter η는 1에 가까울수록 완벽한 사각형을 이루게 되는 변수 값으로써, 높은 값을 가지는 실험예 일수록 격자부정합이 큰 합금으로 판단할 수 있다. 전체 크리프 수명과 형상 parameter η 값을 비교하여 우수한 고온 크리프 특성을 갖는 구체적인 형상 parameter η 값을 확인할 수 있었으며, 이는 아래의 식과 같다.

표 5

[0123]

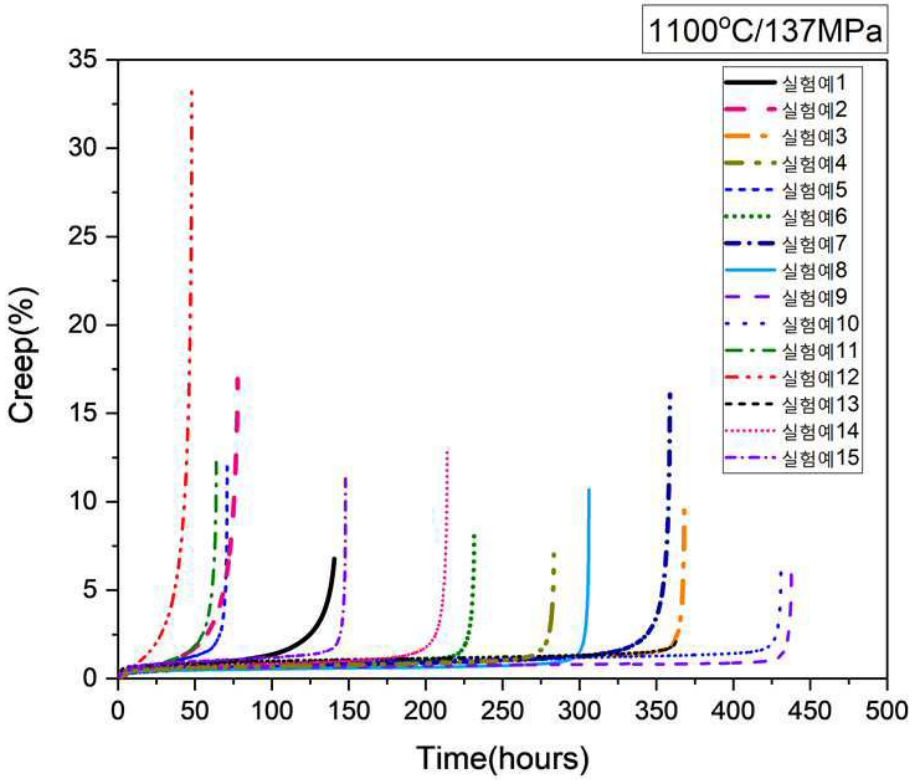
	형상 parameter η	전체 크리프 수명 (hours)
실험예 2	0.8954	78
실험예 3	0.9593	368
실험예 10	0.9712	431
실험예 12	0.8547	48
실험예 13	0.9424	363
실험예 14	0.9279	214

[0124] 표 5를 참조하면, 형상 parameter η 값이 0.93보다 큰 경우 전체 크리프 수명이 상대적으로 양호하며 우수한 고온 크리프 특성을 가질 수 있음을 확인할 수 있다.

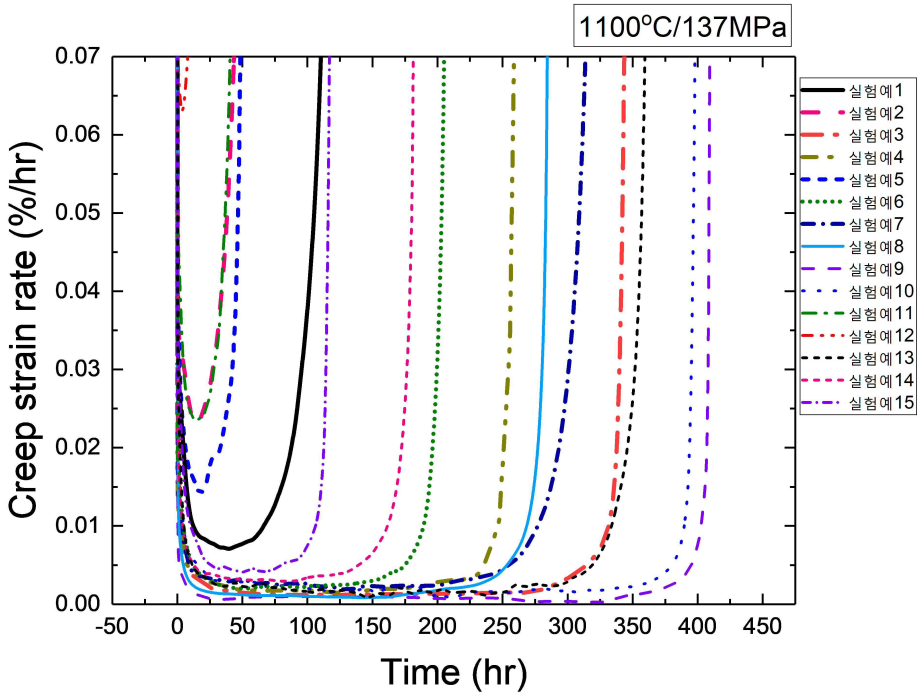
[0125] 본 발명은 도면에 도시된 실시예를 참고로 설명되었으나 이는 예시적인 것에 불과하며, 당해 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 이로부터 다양한 변형 및 균등한 다른 실시예가 가능하다는 점을 이해할 것이다. 따라서 본 발명의 진정한 기술적 보호 범위는 첨부된 특허청구범위의 기술적 사상에 의하여 정해져야 할 것이다.

도면

도면1

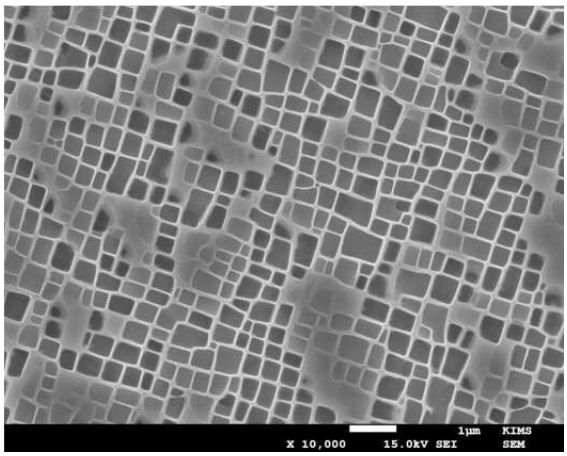

1100°C/137MPa
Creep(%)
Time(hours)
실험예1
실험예2
실험예3
실험예4
실험예5
실험예6
실험예7
실험예8
실험예9
실험예10
실험예11
실험예12
실험예13
실험예14
실험예15

도면2


1100°C/137MPa
Creep strain rate (%/hr)
Time (hr)
실험예1
실험예2
실험예3
실험예4
실험예5
실험예6
실험예7
실험예8
실험예9
실험예10
실험예11
실험예12
실험예13
실험예14
실험예15

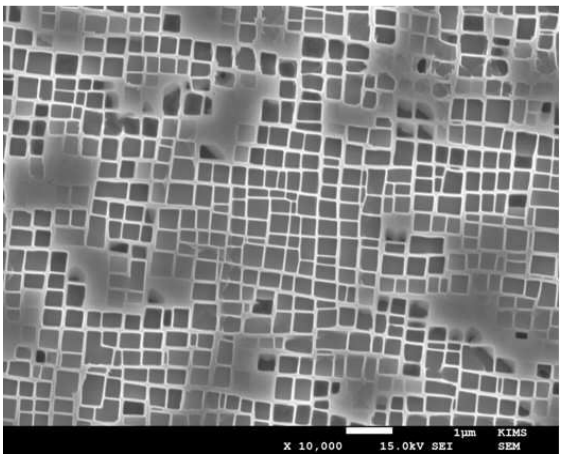
도면3

실험예2



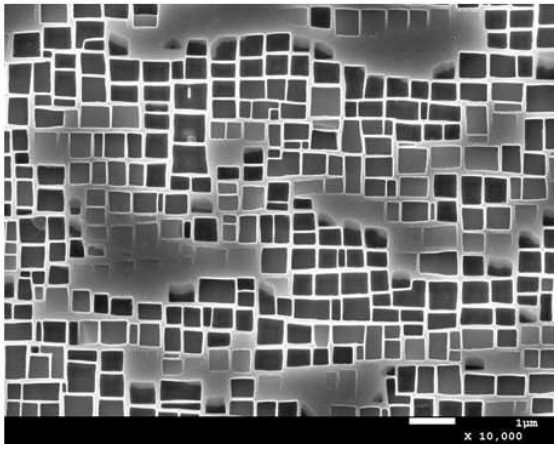
도면4

실험예3



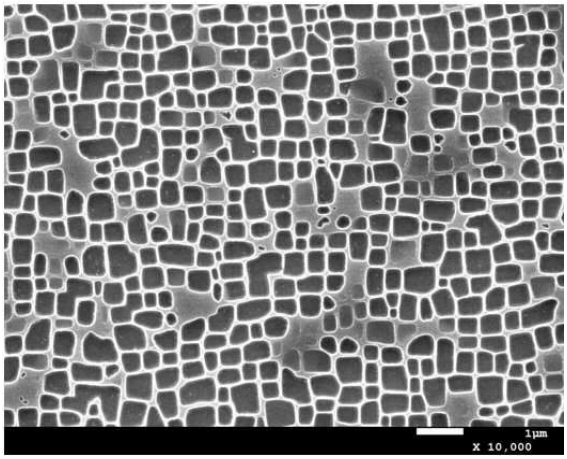
도면5

실험예10



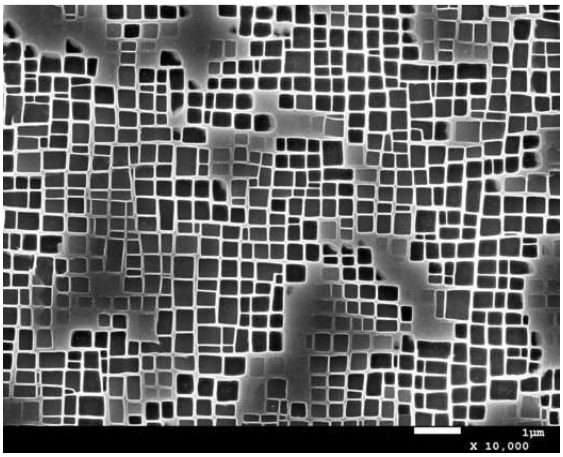
도면6

실험예12



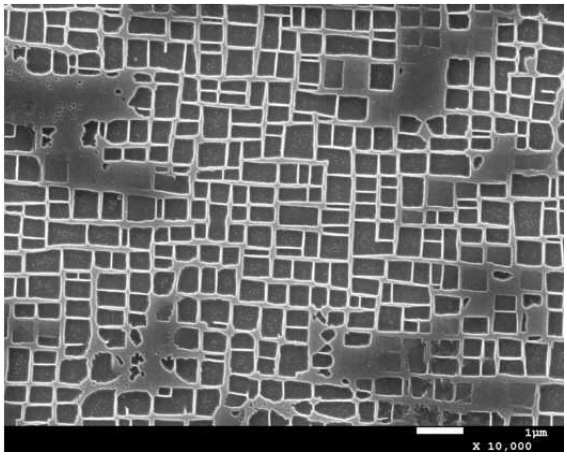
도면7

실험예13



도면8

실험예14



도면9

