



**(19) 대한민국특허청(KR)**  
**(12) 공개특허공보(A)**

(11) 공개번호 10-2017-0058065  
(43) 공개일자 2017년05월26일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
C22C 19/03 (2006.01) B22D 21/02 (2006.01)  
C22C 19/05 (2006.01) C22F 1/10 (2006.01)

(52) CPC특허분류  
C22C 19/03 (2013.01)  
B22D 21/025 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2015-0161808  
(22) 출원일자 2015년11월18일  
심사청구일자 2015년11월18일

(71) 출원인  
한국기계연구원  
대전광역시 유성구 가정북로 156 (장동)

(72) 발명자  
서성문  
경상남도 창원시 성산구 삼정자로 78, 121동 303호(성주동, 성주 효성해링턴 코트)

유영수  
경상남도 창원시 성산구 대정로 73, 111동 1501호(남양동, 성원1차아파트)

(74) 대리인  
이성재

전체 청구항 수 : 총 10 항

(54) 발명의 명칭 **니켈기 초내열합금 및 이의 제조방법**

**(57) 요약**

본 발명에 의한 니켈기 초내열합금은, 2.0 ~ 6.0 wt.%의 코발트(Co)와, 8.0 ~ 13.0 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.0 ~ 9.0 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.0 ~ 6.0 wt.%의 알루미늄(Al)과, 2.0 wt.% 이하의 타이타늄(Ti)과, 6.5 ~ 9.0 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.15wt.% 이하의 탄소(C)와, 0.02 wt.% 이하의 붕소(B)와, 0.02 wt.% 미만의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성됨을 특징으로 한다.

**대표도** - 도1

구분	Co	Cr	W	Al	Ti	Ta	Zr	C	B	Ni
실시예1	2.0	9.0	9.0	4.0	2.0	9.0	0.01	0.07	0.01	bal.
실시예2	2.0	10.0	9.0	5.5	1.0	6.5	0.01	0.07	0.011	bal.
실시예3	3.0	9.0	9.0	4.5	2.0	6.5	0.007	0.05	0.015	bal.
실시예4	4.0	9.0	9.0	5.0	1.0	7.0	0.02	0.06	0.014	bal.
실시예5	4.0	10.0	7.0	5.0	1.0	9.0	0.01	0.08	0.01	bal.
실시예6	4.0	10.0	7.0	5.0	1.0	7.5	0.009	0.1	0.017	bal.
실시예7	4.0	12.0	7.0	5.0	1.0	7.5	0.007	0.07	0.02	bal.
실시예8	5.0	9.0	8.0	4.0	2.0	9.0	0.01	0.03	0.018	bal.
실시예9	5.0	9.0	8.0	5.0	2.0	6.5	0.01	0.12	0.015	bal.
실시예10	5.0	9.0	8.0	4.5	2.0	7.0	0.01	0.05	0.015	bal.
실시예11	5.0	13.0	6.0	5.0	1.0	8.0	0.005	0.03	0.014	bal.
실시예12	6.0	8.0	9.0	5.0	0.1	9.0	0.006	0.07	0.015	bal.
실시예13	6.0	8.0	8.0	6.0	1.0	6.5	0.007	0.15	0.013	bal.
실시예14	6.0	10.0	7.0	5.0	1.0	7.5	0.001	0.13	0.018	bal.
실시예15	6.0	12.0	6.0	5.0	1.0	8.0	0.001	0.09	0.015	bal.
비교예1	1.0	10.0	6.0	3.5	2.0	6.5	0.005	0.07	0.015	bal.
비교예2	7.0	8.0	6.0	4.5	1.0	6.5	0.005	0.05	0.014	bal.
비교예3	2.0	7.0	8.0	5.0	1.0	8.0	0.007	0.06	0.014	bal.
비교예4	4.0	14.0	6.0	5.5	0.0	8.0	0.01	0.09	0.014	bal.
비교예5	5.0	8.0	5.0	4.5	1.0	6.5	0.01	0.1	0.01	bal.
비교예6	4.0	9.0	5.0	4.0	3.0	9.0	0.012	0.11	0.015	bal.
비교예7	2.0	8.0	10.0	4.0	2.0	6.0	0.006	0.07	0.012	bal.
비교예8	6.0	10.0	6.0	3.0	2.0	6.5	0.004	0.07	0.017	bal.
비교예9	2.0	13.0	5.0	6.5	0.0	9.0	0.001	0.09	0.015	bal.
비교예10	5.0	8.0	7.0	4.0	3.0	7.0	0.002	0.04	0.014	bal.
비교예11	6.0	8.0	9.0	4.0	1.0	6.0	0.006	0.05	0.014	bal.
비교예12	2.0	8.0	6.0	5.0	0.0	9.5	0.01	0.06	0.015	bal.

(52) CPC특허분류

*C22C 19/05* (2013.01)  
*C22C 19/051* (2013.01)  
*C22C 19/056* (2013.01)  
*C22F 1/10* (2013.01)

**정희원**

경상남도 김해시 장유면 월산로 74, 203동 1301호  
 (석봉마을2단지 대동퍼렌체아파트)

(72) 발명자

**윤대원**

경상남도 김해시 능동로 117, 401동 1102호(  
 부곡동, 석봉마을4단지부영아파트)

이 발명을 지원한 국가연구개발사업

과제고유번호 1415136279

부처명 산업통상자원부

연구관리전문기관 한국산업기술평가관리원

연구사업명 소재부품기술개발

연구과제명 F-class 발전용 가스터빈을 위한 일방향응고 니켈계 초내열합금 설계 및 조직제어 기술 개

발

기여율 1/1

주관기관 한국기계연구원 부설 재료연구소

연구기간 2014.12.01 ~ 2015.11.30

---

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

2.0 ~ 6.0 wt.%의 코발트(Co)와, 8.0 ~ 13.0 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.0 ~ 9.0 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.0 ~ 6.0 wt.%의 알루미늄(Al)과, 2.0 wt.% 이하의 타이타늄(Ti)과, 6.5 ~ 9.0 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.15wt.% 이하의 탄소(C)와, 0.02 wt.% 이하의 붕소(B)와, 0.02 wt.% 미만의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성됨을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금.

#### 청구항 2

3.8 ~ 4.3 wt.%의 코발트(Co)와, 9.6 ~ 10.5 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.8 ~ 7.2 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.6 ~ 5.3 wt.%의 알루미늄(Al)과, 0.7 ~ 1.3 wt.%의 타이타늄(Ti)과, 7.2 ~ 7.6 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.039 ~ 0.121 wt.%의 탄소(C)와, 0.011 ~ 0.016 wt.%의 붕소(B)와, 0.002 ~ 0.011 wt.%의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성됨을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금.

#### 청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서, 상기 니켈기 초내열합금은,

결정립 계면에  $M_{23}C_6$  및  $M_6C$  타입의 탄화물을 가지며, 기지 내부에  $\gamma'$  석출물이 균일하게 분포한 것을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금.

#### 청구항 4

제 3 항에 있어서, 상기  $\gamma'$  석출물은 니켈기 초내열합금 전체 부피에 대하여 56.93 내지 69.23 부피.% 존재하는 것을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금.

#### 청구항 5

제 4 항에 있어서, 상기 니켈기 초내열합금은,  $1.60E+18$  내지  $1.92E+18$ 의 고용강화지수를 갖는 것을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금.

#### 청구항 6

제 5 항에 있어서, 상기  $M_{23}C_6$  및  $M_6C$  타입의 탄화물과  $\gamma'$  석출물은,

미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물과  $\gamma'$  석출물 생성을 유도하는 제1시효단계와,

상기  $\gamma'$  석출물 및 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물의 부피 분율을 증가시키는 제2시효단계를 실시하여 형성됨을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금.

#### 청구항 7

2.0 ~ 6.0 wt.%의 코발트(Co)와, 8.0 ~ 13.0 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.0 ~ 9.0 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.0 ~ 6.0

wt.%의 알루미늄(Al)과, 2.0 wt.% 이하의 타이타늄(Ti)과, 6.5 ~ 9.0 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.15wt.% 이하의 탄소(C)와, 0.02 wt.% 이하의 붕소(B)와, 0.02 wt.% 미만의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성되는 합금소재를 준비하는 소재준비단계와,

상기 합금소재를 일방향 응고 주조하여 주조품을 제조하는 주조단계와,

상기 주조품을 1280℃에서 4시간 동안 균질화열처리하는 용체화처리단계와,

결정립계에 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물과  $\gamma'$  석출물 생성을 유도하는 제1시효단계와,

$\gamma'$  석출물 및 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물의 부피 분율을 증가시킴으로써 결정립 계면에 MC 타입의 탄화물을 가지며, 기지 내부에  $\gamma'$  석출물이 균일하게 분포하는 니켈기 초내열합금을 완성하는 제2시효단계로 이루어지는 것을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금의 제조방법.

### 청구항 8

3.8 ~ 4.3 wt.%의 코발트(Co)와, 9.6 ~ 10.5 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.8 ~ 7.2 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.6 ~ 5.3 wt.%의 알루미늄(Al)과, 0.7 ~ 1.3 wt.%의 타이타늄(Ti)과, 7.2 ~ 7.6 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.039 ~ 0.121 wt.%의 탄소(C)와, 0.011 ~ 0.016 wt.%의 붕소(B)와, 0.002 ~ 0.011 wt.%의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성되는 합금소재를 준비하는 소재준비단계와,

상기 합금소재를 일방향 응고 주조하여 주조품을 제조하는 주조단계와,

상기 주조품을 1280℃에서 4시간 동안 균질화열처리하는 용체화처리단계와,

결정립계에 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물과  $\gamma'$  석출물 생성을 유도하는 제1시효단계와,

$\gamma'$  석출물 및 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물의 부피 분율을 증가시킴으로써 결정립 계면에 MC 타입의 탄화물을 가지며, 기지 내부에  $\gamma'$  석출물이 균일하게 분포하는 니켈기 초내열합금을 완성하는 제2시효단계로 이루어지는 것을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금의 제조방법.

### 청구항 9

제 7 항 또는 제 8 항에 있어서, 상기 용체화처리단계는,

조대하고 불규칙한 형상의  $\gamma'$  석출물을 기지인  $\gamma$  상으로 고용하는 과정임을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금의 제조방법.

### 청구항 10

제 9 항에 있어서, 상기 제1시효단계는 1080℃에서 4시간 동안 실시되고,

상기 제2시효단계는 진공 또는 불활성분위기에서 871℃에서 24시간 동안 실시됨을 특징으로 하는 니켈기 초내열합금의 제조방법.

### 발명의 설명

#### 기술 분야

[0001] 본 발명은 니켈기 초내열합금 및 이의 제조방법에 관한 것으로, 고온 크립 특성과 내산화성이 우수하며, 희귀 원소인 Re, Ru 및 Mo를 미첨가하여 제조 원가를 현저히 낮춘 니켈기 초내열합금 및 이의 제조방법에 관한 것이다.

[0002] 또한 본 발명은 원소의 조성비를 최적화하여 고온에서의 상안정성을 유지하면서도 고용강화 효과를 극대화하고,  $\gamma'$  석출물의 분율을 제어함으로써 일방향응고 주조성과 내산화성 및 크립 특성이 향상될 수 있도록 한 니켈기

초내열합금 및 이의 제조방법에 관한 것이다.

[0003] 본 발명은 전체 부피에 대하여  $\gamma'$  상이 56.93부피% 이상 포함되고, 0.99 이하의 상안정성(Md)을 가지며, 몰리브데늄(Mo)을 미첨가하여 산화특성을 향상시킬 수 있도록 한 니켈기 초내열합금 및 이의 제조방법에 관한 것이다.

**배경 기술**

[0004] 항공기 제트엔진이나 발전용으로 사용되는 산업용 가스터빈의 주요 부품인 터빈 블레이드 (blade) 및 베인 (vane), 연소기 등 고온에서 사용되는 구조용 부품에는 크립 특성이 우수한 니켈기 초내열합금이 널리 사용된다.

[0005] 최근 지구 온난화와 같은 환경문제가 대두되면서, CO<sub>2</sub> 발생량을 줄이거나 없애기 위한 새로운 발전 방안의 연구와 함께 기존 발전 방법들의 효율을 높이는 방안에 대한 필요성이 커지고 있으며, 그 결과 가스터빈의 경우 효율 향상을 위해 작동온도가 지속적으로 높아지고 있는 상태이다.

[0006] 가스터빈은 압축기에서 압축된 공기를 연료와 함께 연소시켜 팽창된 연소가스가 터빈을 회전시킴으로써 출력을 발생시키거나 전력을 생산한다.

[0007] 따라서 터빈 블레이드나 베인 등은 주어진 조건에서 보다 높은 효율을 얻기 위해 부품 내부에 복잡한 형상의 냉각유로(cooling passage)를 포함하는 3차원적으로 복잡한 공기역학적인 디자인을 갖는다. 이러한 이유로 터빈 블레이드 및 베인 등은 형상 제도가 용이한 주조 공정에 의해 제조된다.

[0008] 또한, 고온에서 작동하는 가스터빈의 터빈 블레이드는 터빈의 고속 회전에 따른 원심력을 받게 되며, 고온에서의 원심력을 견디기 위한 크립 특성이 매우 중요하게 된다.

[0009] 일반적인 주조공정으로 제조된 주조 합금의 결정립계는 고온 크립 특성에 취약하기 때문에 1970년대 이후 응력에 수직한 방향을 갖는 결정립계를 제거시켜 합금의 크립 특성을 향상시킨 일방향응고 주조 공정과, 결정립계를 완전히 없앤 단결정 주조 공정이 개발되어 터빈 블레이드 제조를 위해 사용되고 있다.

[0010] 이와 같은 공정 개발과 함께, 각각의 다결정, 일방향응고 및 단결정 주조 공정에 특화된 합금들이 개발되어 사용되고 있다.

[0011] 그 중에서 일방향응고 주조 공정에 의해 제조되는 니켈기 초내열합금은 약 760℃ 이상의 고온에서 우수한 내산화성 및 기계적 특성이 요구되는 특수합금으로 크롬(Cr), 코발트(Co), 알루미늄(Al), 타이타늄(Ti), 몰리브데늄(Mo), 텅스텐(W), 탄탈륨(Ta), 니오븀(Nb), 탄소(C), 붕소(B), 지르코늄(Zr), 레늄(Re) 및 루테튬(Ru) 등 다양한 합금원소들이 첨가된다.

[0012] 이러한 니켈기 초내열합금은 첨가되는 합금원소의 종류, 함량, 특정원소의 조합에 따라 발휘되는 합금의 특성이 크게 변화하기 때문에 우수한 특성을 갖는 합금조성 설계를 위해 끊임없이 연구가 진행되고 있다.

[0013] 니켈기 초내열합금은 Al, Ti, Ta 등을 첨가하여 기지(matrix)인  $\gamma$  상 내에 L1<sub>2</sub> 구조를 갖는 규칙격자 강화상인  $\gamma'$ (Ni<sub>3</sub>(Al,Ti,Ta))을 석출시킨 석출강화 효과와 W, Mo, Re, Cr, Co 등의 합금원소를 첨가하여 기지의 고용강화 효과를 통해 우수한 고온 크립 강도를 얻는다. 아울러 결정립계의 경우 C, B, Zr 등의 합금원소 첨가를 통해 미세한 석출물을 결정립계에 불연속적으로 석출시킴으로써 결정립계의 고온 크립 강도를 유지한다.

[0014] 한편, 최근에는 합금의 온도 수용성 및 크립 특성이 우수한 합금의 필요성을 충족시키기 위하여 고가 합금원소의 추가적인 첨가를 최대한 억제한 채 다른 합금원소의 첨가량을 조절하는 방안이 효과적인 합금설계 방법으로 여겨지고 있다.

[0015] 특히 고온에서 사용되는 부품의 경우, 앞에서 설명한 크립 파단에 도달하는 크립 수명도 중요하지만, 부품의 형태가 변하면 그 원래의 용도로 지속적인 사용이 불가하거나 효율이 낮아지기 때문에 초기 크립 변형에 대한 저항성도 합금설계에 고려해야 할 매우 중요한 인자라고 할 수 있다.

[0016] 이에 따라 합금원소의 양을 조절하여 고온에서의 인장강도와 크립 특성이 우수한 합금을 얻으려는 노력이 계속되고 있으며, 예컨대 대한민국 공개특허 제10-2012-0105693호에는 알루미늄이나 타이타늄 원소의 함량을 조절하여 크립 특성을 향상시킨 단결정 니켈기 초내열합금이 개시되어 있다.

[0017] 상기한 공개특허에 따른 초내열합금은 중량 %로 Co: 11.5~13.5%, Cr: 3.0~5.0%, Mo: 0.7~2.0%, W: 8.5~10.5%,

Al: 3.5~5.5%, Ti: 2.5~3.5%, Ta: 6.0~8.0%, Re: 2.0~4.0%, Ru: 0.1~2.0% 이고, 나머지는 Ni과 기타 불가피한 불순물로 이루어진다. 그러나 상기 공개특허에는 고가의 Re 와 Ru를 포함하고 있으며, 중량 %로 약 3%의 Re 및 Ru 첨가는 전체 합금 가격의 절반가량을 차지하기 때문에, Re 및 Ru등을 함유한 합금은 가격 상승을 억제하는데 어려움이 있다.

[0018] 미국 등록특허 제US4209348호에는 탄소, 붕소 및 지르코늄을 포함시키지 않고 한정된 양의 코발트를 포함시켜 높은 용융 온도를 갖도록 한 열처리된 초합금 단결정 물건 및 제조방법이 개시되어 있다.

[0019] 그러나 상기 미국 특허를 비롯한 종래 기술은 크립 특성만 고려하여 설계된 합금으로서, 고온의 부식성 가스와의 접촉하고 수천 혹은 수만 rpm의 원심력으로 인해 고응력이 부가되는 발전용 가스터빈의 1단 블레이드(버킷)과 같은 부품 적용 시 고온 산화 및 부식 문제로 인해 부품 수명을 단축시킬 수 있다.

[0020] 따라서, 발전용 가스터빈 1단 블레이드용 소재 설계를 위해서는 크립 특성뿐만 아니라, 고온 부식특성, 내산화성, 대형 부품의 주조성, 가격, 고온 피로 특성 등 다양한 소재특성 및 경제성을 고려하여 합금설계가 이루어져야 한다.

### 발명의 내용

#### 해결하려는 과제

[0021] 본 발명의 목적은 상기와 같은 초내열합금 개발에 대한 요구를 충족시키고, 종래 기술의 문제점을 해결하기 위한 것으로, 고온 크립 특성과 내산화성이 우수하며, 희귀 원소인 Re, Ru 및 Mo을 미첨가하여 제조 원가를 현저히 낮춘 니켈기 초내열합금 및 이의 제조방법을 제공하는 것에 있다.

[0022] 본 발명의 다른 목적은, 원소의 조성비를 최적화하여 고온에서의 상안정성을 유지하면서도 고용강화 효과를 극대화하고,  $\gamma'$  석출물의 분율을 제어함으로써 일방향응고 주조성과 내산화성 및 크립 특성이 향상될 수 있도록 한 니켈기 초내열합금 및 이의 제조방법을 제공하는 것에 있다.

[0023] 본 발명의 또 다른 목적은, 전체 부피에 대하여  $\gamma'$  상이 56.93부피% 이상 포함되고, 0.99 이하의 상안정성(Md)을 가지며, 몰리브덴(Mo)을 미첨가하여 산화특성을 향상시킬 수 있도록 한 니켈기 초내열합금 및 이의 제조방법을 제공하는 것에 있다.

#### 과제의 해결 수단

[0024] 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금은, 2.0 ~ 6.0 wt.%의 코발트(Co)와, 8.0 ~ 13.0 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.0 ~ 9.0 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.0 ~ 6.0 wt.%의 알루미늄(Al)과, 2.0 wt.% 이하의 타이타늄(Ti)과, 6.5 ~ 9.0 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.15wt.% 이하의 탄소(C)와, 0.02 wt.% 이하의 붕소(B)와, 0.02 wt.% 미만의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성됨을 특징으로 한다.

[0025] 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금은, 3.8 ~ 4.3 wt.%의 코발트(Co)와, 9.6 ~ 10.5 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.8 ~ 7.2 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.6 ~ 5.3 wt.%의 알루미늄(Al)과, 0.7 ~ 1.3 wt.%의 타이타늄(Ti)과, 7.2 ~ 7.6 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.039 ~ 0.121 wt.%의 탄소(C)와, 0.011 ~ 0.016 wt.%의 붕소(B)와, 0.002 ~ 0.011 wt.%의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성됨을 특징으로 한다.

[0026] 상기 니켈기 초내열합금은, 결정립 계면에  $M_{23}C_6$  및  $M_6C$  타입의 탄화물을 가지며, 기지 내부에  $\gamma'$  석출물이 균일하게 분포한 것을 특징으로 한다.

[0027] 상기  $\gamma'$  석출물은 니켈기 초내열합금 전체 부피에 대하여 56.93 내지 69.23 부피% 존재하는 것을 특징으로 한다.

[0028] 상기 니켈기 초내열합금은,  $1.60E+18$  내지  $1.92E+18$ 의 고용강화지수를 갖는 것을 특징으로 한다.

[0029] 상기  $M_{23}C_6$  및  $M_6C$  타입의 탄화물과  $\gamma'$  석출물은, 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물과  $\gamma'$  석출물 생성을 유도하는 제1시효단계와, 상기  $\gamma'$  석출물 및 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물의 부피 분율을 증가시키는 제2시효단계를 실시하여 형성됨을 특징으로 한다.

[0030] 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법은, 2.0 ~ 6.0 wt.%의 코발트(Co)와, 8.0 ~ 13.0 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.0 ~ 9.0 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.0 ~ 6.0 wt.%의 알루미늄(Al)과, 2.0 wt.% 이하의 타이타늄(Ti)과,

6.5 ~ 9.0 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.15wt.% 이하의 탄소(C)와, 0.02 wt.% 이하의 붕소(B)와, 0.02 wt.% 미만의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성되는 합금소재를 준비하는 소재준비 단계와, 상기 합금소재를 일방향 응고 주조하여 주조품을 제조하는 주조단계와, 상기 주조품을 1280℃에서 4시간 동안 균질화열처리하는 용체화처리단계와, 결정립계에 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물과  $\gamma'$  석출물 생성을 유도하는 제1시효단계와,  $\gamma'$  석출물 및 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물의 부피 분율을 증가시킴으로써 결정립 계면에 MC 타입의 탄화물을 가지며, 기지 내부에  $\gamma'$  석출물이 균일하게 분포하는 니켈기 초내열합금을 완성하는 제2시효 단계로 이루어지는 것을 특징으로 한다.

[0031] 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법은, 3.8 ~ 4.3 wt.%의 코발트(Co)와, 9.6 ~ 10.5 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.8 ~ 7.2 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.6 ~ 5.3 wt.%의 알루미늄(Al)과, 0.7 ~ 1.3 wt.%의 타이타늄(Ti)과, 7.2 ~ 7.6 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.039 ~ 0.121 wt.%의 탄소(C)와, 0.011 ~ 0.016 wt.%의 붕소(B)와, 0.002 ~ 0.011 wt.%의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성되는 합금소재를 준비하는 소재준비단계와, 상기 합금소재를 일방향 응고 주조하여 주조품을 제조하는 주조단계와, 상기 주조품을 1280℃에서 4시간 동안 균질화열처리하는 용체화처리단계와, 결정립계에 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물과  $\gamma'$  석출물 생성을 유도하는 제1시효단계와,  $\gamma'$  석출물 및 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  탄화물의 부피 분율을 증가시킴으로써 결정립 계면에 MC 타입의 탄화물을 가지며, 기지 내부에  $\gamma'$  석출물이 균일하게 분포하는 니켈기 초내열합금을 완성하는 제2시효단계로 이루어지는 것을 특징으로 한다.

[0032] 상기 용체화처리단계는, 조대하고 불규칙한 형상의  $\gamma'$  석출물을 기지인  $\gamma$  상으로 고용하는 과정임을 특징으로 한다.

[0033] 상기 제1시효단계는 1080℃에서 4시간 동안 실시되고, 상기 제2시효단계는 진공 또는 불활성분위기에서 871℃에서 24시간 동안 실시됨을 특징으로 한다.

**발명의 효과**

[0034] 본 발명에 따른 니켈기 초내열합금 및 이의 제조방법은, 고온 크립 특성과 내산화성이 우수하며 희귀 원소인 Re, Ru 및 Mo를 미첨가하여 제조 원가를 현저히 낮출 수 있는 이점이 있다.

[0035] 또한, 본 발명은 원소의 조성비를 최적화하여 고온에서의 상안정성을 유지하면서도 고용강화 효과가 극대화되고,  $\gamma'$  석출물의 분율을 제어함으로써 일방향응고 주조성과 내산화성 및 크립 특성이 동시에 향상되는 이점이 있다.

[0036] 뿐만 아니라, 0.99 이하의 상안정성(Md)을 가지며, 몰리브덴(Mo)을 미첨가하여 산화특성을 보다 더 향상시킬 수 있는 효과를 가진다.

**도면의 간단한 설명**

- [0037] 도 1 은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 바람직한 실시예 및 비교예의 조성을 보인 표.
- 도 2 는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 결정립 계면에 대한 투과전자 현미경 사진.
- 도 3 은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법을 나타낸 공정 순서도.
- 도 4 는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법에서 단계별 온도 및 시간 조건을 나타낸 그래프.
- 도 5 는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 일방향응고 후 수지상 코어 및 수지상간 영역의 미세 조직사진.
- 도 6 은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법에서 실시예와 비교예 따른 열처리 조건을 비교하여 기재한 표.
- 도 7 및 도 8은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법에서 실시예와 비교예에 따른 열처리 조건에 대한 크립 특성을 측정하여 나타낸 그래프.
- 도 9 내지 도 12 는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법에서 바람직한 실시예에 대한 각 단계별 미세 조직 사진.
- 도 13 은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 바람직한 실시예와 비교예의 상안정성(Md),  $\gamma'$  부피%, 고용강화 지수 및 산화특성을 비교하여 나타낸 표.

도 14 는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 바람직한 실시예와 비교예에 대하여 870℃ 에서  $\gamma'$  의 부피%를 측정하여 비교한 그래프.

도 15 는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 바람직한 실시예와 비교예에 대하여 고용강화지수를 측정하여 비교한 그래프.

도 16 은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 바람직한 실시예와 비교예에 대하여 산화특성을 측정하여 비교한 그래프.

도 17 은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 보다 바람직한 실시예와 비교예(몰리브데늄을 포함한 비교예)에 조성을 보인 표.

도 18 은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 보다 바람직한 실시예와 비교예에 대하여 871℃, 310MPa의 조건에서 실시한 크립 특성을 비교한 그래프.

도 19 는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금과 비교예에 대하여 982℃, 187MPa의 조건에서 실시한 크립 특성을 비교한 그래프.

도 20 은 도 17에 기재된 실시예와 비교예에 대하여 상안정성(Md),  $\gamma'$  부피%, 고용강화지수 및 산화특성을 비교하여 나타낸 표.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

- [0038] 이하 첨부된 도 1 및 도 2를 참조하여 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 조성 및 내부 구조를 설명한다.
- [0039] 이에 앞서 본 명세서 및 청구범위에 사용된 용어나 단어는 통상적이고 사전적인 의미로 해석되어서는 아니 되며, 발명자는 그 자신의 발명을 가장 최선의 방법으로 설명하기 위해 용어의 개념을 적절하게 정의할 수 있다는 원칙에 입각하여 본 발명의 기술적 사상에 부합하는 의미와 개념으로 해석되어야만 한다.
- [0040] 따라서 본 명세서에 기재된 실시예와 도면에 도시된 구성은 본 발명의 바람직한 일 실시예에 불과할 뿐이고, 본 발명의 기술적 사상을 모두 대변하는 것은 아니므로, 본 출원시점에 있어서 이들을 대체할 수 있는 다양한 균등물과 변형 예들이 있을 수 있음을 이해하여야 한다.
- [0041] 도 1은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 바람직한 실시예 및 비교예의 조성을 보인 표이다.
- [0042] 본 발명에 의한 초내열합금은 작동온도가 초고온인 가스터빈의 터빈 블레이드로 적용 가능하도록 개발된 것으로, 도 1과 같이 합금 원소의 조성비를 최적화하여 일방향응고 주조성이 향상될 수 있도록 하였고, 비교예와 대비할 때 고온 크립 특성과 내산화성을 더욱 향상시켰으며, 희귀 원소인 몰리브데늄(Mo)과 레늄(Re) 및 루테튬(Ru)을 미첨가하여 제조 원가가 낮아지도록 설계되었다.
- [0043] 특히 몰리브데늄(Mo)은 산화특성을 저하시키는 성분이므로 포함되지 않도록 하였으며,  $\gamma'$  석출물은 전체 부피에 대하여 56.93 부피.% 이상 포함되도록 공정을 제어하여 내산화성, 크립 특성, 상안정성이 향상될 수 있도록 하였다.
- [0044] 도면과 같이 본 발명의 바람직한 실시예의 초내열합금은 2.0 ~ 6.0 wt.%의 코발트(Co)와, 8.0 ~ 13.0 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.0 ~ 9.0 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.0 ~ 6.0 wt.%의 알루미늄(Al)과, 2.0 wt.% 이하의 타이타늄(Ti)과, 6.5 ~ 9.0 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.15wt.% 이하의 탄소(C)와, 0.02 wt.% 이하의 붕소(B)와, 0.02 wt.% 미만의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성을 포함하여 구성된다.
- [0045] 반면 비교예는 실시예와 동일한 성분을 가지되 성분별 조성범위는 어느 하나 이상이 경계에 있거나 포함되지 않도록 바꾸어 제조한 것으로, 몰리브데늄(Mo)은 포함하지 않음으로써, 조성범위의 차이에 따라 어떠한 특성이 변화하는지를 살펴보기 위한 것이다.
- [0046] 본 발명의 실시예는 도 2와 같이 상기 초내열합금의 결정립계는  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  형의 미세한 탄화물이 불연속적으로 형성된 조직을 가지며, 이로 인해 고온 크립 특성, 상안정성 및 내산화 특성이 향상된다.
- [0047] 상기 초내열합금은, 기지의 고용강화 및 석출강화, 취성의 TCP (Topologically Close-Packed) 상 억제와 관련된 미세조직 안정성, 내산화특성, 일방향응고 주조성, 고용강화지수 및 원소재 가격 등을 고려하여 초내열합금 설계 프로그램 (프로그램 등록 제 C-2013-004753호)을 통해 도출된 조성이며, 원소별 한정 이유는 아래와 같다.

- [0048] 코발트 (Co) : 2.0 ~ 6.0 wt.%
- [0049] 코발트는 현재 상용되는 니켈기 초내열합금에서 필수적인 합금원소로서 니켈기 초내열합금의 기지인  $\gamma$  상의 고용강화와 함께 기지의 적층결함에너지를 감소시킴으로써 고온 강도를 향상시키는 것으로 알려져 있다. 코발트 함량이 2.0%보다 적은 경우에는 합금의 고용강화 효과의 저하에 따라 크립 특성 향상을 기대하기 어려우며, 6.0%보다 많이 첨가되는 경우 취성의 TCP 상 생성이 촉진되어 합금의 고온 상안정성과 기계적 특성을 저하할 수 있다.
- [0050] 크롬 (Cr) : 8.0 ~ 13.0 wt.%
- [0051] 니켈기 초내열합금에서 크롬 첨가의 주목적은 합금의 고온 내식성 향상과 내산화성을 향상시키고자 함에 있다. 또한 크롬은 결정립계에 미세한 탄화물을 형성시켜 고온 크립 하에서 결정립계 미끄러짐을 억제함으로써 크립 특성을 향상시키는 역할을 한다.
- [0052] 8.0% 미만의 크롬이 첨가된 경우 합금의 고온 내식성이 저하되고, 13.0% 보다 많은 양의 크롬이 첨가된 경우 합금의 상안정성이 유지되는 합금 조성에서 고용강화 효과가 감소할 뿐만 아니라 고온에서 노출 시 TCP 상의 생성이 급격히 증가할 수 있다.
- [0053] 텅스텐 (W) : 6.0 ~ 9.0 wt.%
- [0054] 높은 밀도를 갖는 내열원소 (refractory element)인 텅스텐은 니켈에서 확산계수가 매우 낮은 원소로서 니켈기 초내열합금의 고용강화에 크게 기여하며, 합금의 용점을 높이는 역할을 한다. 아울러 텅스텐은 크롬 및 몰리브데늄과 함께  $M_6C$  및  $M_{23}C_6$ 형 탄화물을 형성하는 주요 원소로서 이를 통한 입계 강화에도 기여한다.
- [0055] 이 같은 장점에도 불구하고 텅스텐은 취성의 TCP 상을 생성하는 경향이 크고 일방향응고 및 단결정 응고 시에 고상으로 편석하는 경향이 크기 때문에 프렉클 결함(freckle defect)과 같은 결정결함 생성 가능성을 증가시킨다.
- [0056] 따라서 적절한 고용강화 효과를 통한 크립강도 향상을 위해 6.0% 이상의 텅스텐이 첨가되며 과도한 첨가로 인한 주조성 및 고온 기계적 특성 측면에서의 부정적인 효과를 억제하기 위해 9.0%로 그 함량을 제한한다.
- [0057] 몰리브데늄 (Mo) : 미포함
- [0058] 몰리브데늄은 기지의 고용강화를 통해 합금의 고온 특성 향상에 기여하지만, 크롬 및 텅스텐 등과 함께 TCP 상을 형성하는 주요원소이며, 상안정성 및 산화 저항성을 저하시킴으로 본 발명의 실시예에서는 포함하지 않았다.
- [0059] 또한 몰리브데늄(Mo)의 함유 여부에 따른 상안정성 및 산화특성 변화는 비교예13 내지 17을 통해 아래에서 상세히 설명하기로 한다.
- [0060] 알루미늄 (Al) : 4.0 ~ 6.0 wt.%
- [0061] 알루미늄은 니켈기 초내열합금의 주 강화상인  $\gamma'$  ( $Ni_3Al$ ) 상의 주요 형성원소이다. 니켈기 초내열합금에서 알루미늄은  $\gamma'$  상의 석출강화에 의해 합금의 크립 강도를 향상시키며, 치밀한 산화층을 형성함으로써 합금의 내산화성 향상에 기여한다.
- [0062] 4.0% 미만의 알루미늄 첨가 합금에서는  $\gamma'$  상의 석출 분율이 저하됨으로써 크립 강도에 대한 기여가 감소하게 되며, 6.0% 보다 많은 양의 알루미늄 첨가는 과도한 양의  $\gamma'$  상을 석출시킴으로써 오히려 고온 기계적 특성이 저하되고  $\gamma'$  상의 고용온도를 높임으로써 용체화 열처리가 가능한 온도구간 ( $\gamma'$  상 고용온도에서 합금의 국부 용융 (incipient melting) 온도 사이의 온도 영역)이 급격히 감소하여 용체화 열처리가 어렵게 된다.
- [0063] 타이타늄 (Ti) : 2.0 wt.%이하

- [0064] 타이타늄은 알루미늄과 함께  $\gamma'$  상 형성원소로서  $\gamma'$  상의 알루미늄을 치환하여  $\gamma'$  상을 강화하는 역할을 한다. 또한 타이타늄은 합금의 고온 내부식성을 향상시키는 원소이다.
- [0065] 타이타늄 첨가량이 증가할수록  $\gamma'$  상의 부피 분율은 증가하여 합금의 크립 강도를 향상시키지만, 5.0%를 초과하는 높은 알루미늄 함량을 갖는 합금에 첨가 시에  $\gamma'$  상 분율을 과도하게 증가시키고, 합금의 주조 시 수지상간 영역에 조대한 Eta ( $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ) 상을 형성하여 상안정성 및 기계적 특성을 저하시킬 수 있으므로 2.0%로 그 함량을 제한한다.
- [0066] 탄탈륨 (Ta) : 6.5 ~ 9.0 wt.%
- [0067] 탄탈륨은 기지인  $\gamma$  상의 고용강화에 기여할 뿐만 아니라 타이타늄과 함께  $\gamma'$  상의 알루미늄을 치환하여  $\gamma'$  상을 강화하는 원소이다. 또한 고밀도 내열원소인 탄탈륨은 응고 시 액상으로 편석하여 수지상 사이 액상의 밀도를 증가시킴으로써 일방향응고 혹은 단결정 응고 시에 수지상간 액상의 부력을 감소시켜 프랙처 결함 생성을 억제하는 역할을 한다.
- [0068] 따라서 6.0 ~ 9.0%의 높은 텅스텐 함량을 갖는 합금에서 탄탈륨은 6.5% 이상을 첨가하는 것이 바람직하지만, 9.0%보다 많은 양의 탄탈륨 첨가는 오히려 뮤( $\text{Mu}$ ) 상과 같은 TCP 상 생성을 촉진시켜 고온 기계적 특성을 저하시킨다.
- [0069] 탄소 (C) : 0.15 wt.% 이하
- [0070] 탄소는 Cr, Mo, W 등과 결합하여 결정립계에 불연속적으로  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  또는  $\text{M}_6\text{C}$  형태의 미세한 탄화물 입자를 형성시켜 결정립계 강도를 향상시키는 역할을 한다. 탄소가 포함되지 않는 경우 결정립계에 탄화물이 형성되지 못하며, 0.15%보다 높은 함량의 탄소가 첨가되는 경우, 응고 도중 Ti 및 Ta 등과 결합하여 결정립 내부에 과도한 양의 조대한 MC형 탄화물을 형성함으로써 기지의 강도를 저하시킬 뿐만 아니라 결정립계에 필름형태로 연속적인  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  또는  $\text{M}_6\text{C}$  형 탄화물을 형성하여 오히려 결정립계 강도를 저하시키기 때문에 탄소의 최대 함량은 0.15%로 제한한다.
- [0071] 붕소 (B) : 0.02 wt.% 이하
- [0072] 붕소는 탄소와 함께 결정립계를 강화하는 역할을 하며, 결정립계에 생성되는  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  또는  $\text{M}_6\text{C}$  형 탄화물에서 탄소를 치환하여 이들 탄화물을 강화시키는 역할을 한다. 하지만, 과도한 양의 붕소가 첨가된 경우 합금의 국부 용융온도를 감소시켜 용체화 열처리 시 공정 조직 근처에서 국부용융을 야기할 수 있으므로 그 함량을 0.15% 이하로 제한한다.
- [0073] 지르코늄 (Zr) : 0.02 wt.% 이하
- [0074] 지르코늄은 탄소 및 붕소와 함께 결정립계를 강화시키는 역할을 한다. 또한 지르코늄은 니켈기 초내열합금에서 크립 특성을 크게 저하시키는 불순물 원소인 황 (sulfur)이 유입되는 경우 황과 결합하여 황화물을 형성함으로써 황의 결정립계 편석에 의한 강도 저하를 방지하는데 기여한다.
- [0075] 다만, 0.02%보다 많은 양의 지르코늄은 지르코늄의 과도한 결정립계 편석을 유발하여 오히려 고온 결정립계 강도를 저하시키므로 최대 함량을 0.02%로 제한한다.
- [0076] 이하 첨부된 도 3 및 도 4를 참조하여 상기 초내열합금을 제조하는 방법을 설명한다.
- [0077] 도 3은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법을 나타낸 공정 순서도이고, 도 4는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법에서 열처리 단계별 온도 및 시간 조건을 나타낸 그래프이다.
- [0078] 도면과 같이 상기 초내열합금은, 상기와 같은 조성을 가지는 합금소재를 준비하는 소재준비단계(S100)와, 상기 합금소재를 일방향응고하여 주조품을 제조하는 주조단계(S200)와, 상기 주조품을 1280℃에서 4시간 동안 균질화

처리하는 용체화처리단계(S300)와, 1080℃에서 4시간 동안 시효 처리하는 제1시효단계(S400)와, 871℃에서 24시간 동안 열처리하여 니켈기 초내열합금을 완성하는 제2시효단계(S500)로 이루어진다.

- [0079] 즉, 상기 초내열합금은 전술한 조성의 합금소재를 준비한 후 일방향응고를 통해 소재를 제조하고, 이후 1차레의 용체화처리와 2차레의 시효처리를 통해 제조 완료된다.
- [0080] 도 5는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 일방향응고 후 수지상 코어 및 수지상간 영역의 미세 조직사진이다. 일방향응고 시 합금원소의 편석으로 인해 수지상 코어 영역과 수지상간 사이에는 조성 차이가 생기게 된다. 특히  $\gamma'$  상 형성원소의 편석이 심한 수지상간 영역에서는  $\gamma'$  상의 형성이 촉진되어 수지상 코어 영역에 비해 조대하고 높은 분율의  $\gamma'$  상이 생성되고, 응고 후반기에는  $\gamma/\gamma'$  공정조직이 수지상간 영역에 형성된다.
- [0081] 이에 따라 상기 주조단계(S200) 이후에는 합금원소의 편석을 균질화시키고, 조대한  $\gamma'$  석출물을 고용시키기 위해 용체화처리단계(S300)가 실시된다. 상기 용체화처리단계(S300)는 시차주사열량계 (Differential Scanning Calorimetry) 분석결과를 토대로  $\gamma'$  상의 고용 그리고 확산과 관련된 온도 및 시간을 고려하여 3가지 조건을 선정하였다.
- [0082] 도 6은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법에서 실시예와 비교예에 따른 열처리 조건을 비교하여 기재한 표로서, 실시예에서 용체화처리단계(S300)는 1280℃에서 4시간 동안 실시되고, 상기 제1시효단계(S400)는 1080℃에서 4시간동안 실시되며, 제2시효단계(S500)는 871℃에서 24시간 동안 실시되며, 진공 또는 불활성 분위기에서 실시된다.
- [0083] 비교예1의 제조방법은 용체화처리단계에서 온도를 계단 형태로 상승시키면서 진행한 것이며, 비교예2의 제조방법은 용체화처리단계를 거치지 않고 시효처리만 진행한 방법이다.
- [0084] 그 결과는 도 7 및 도 8과 같다.
- [0085] 도 7 및 도 8은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법에서 실시예와 비교예에 따른 열처리 조건에 대한 크립 특성을 측정하여 나타낸 그래프로서, 바람직한 실시예에 따라 제조된 초내열합금은 그렇지 않은 비교예의 합금보다 크립 수명이 월등히 높은 것을 확인하였다.
- [0086] 보다 구체적으로, 상기 니켈기 초내열합금은, 871℃/310MPa 조건에서 600 시간 이상의 크립 수명을 가지며, 982℃/187MPa 조건에서 150 시간 이상의 크립 수명을 갖는다.
- [0087] 이하 첨부된 도 9 내지 도 12를 참조하여 각 단계별 미세 조직 변화를 살펴본다. 도 9 내지 도 12는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 제조방법에서 바람직한 실시예에 대한 각 단계별 미세조직 사진으로서 수지상 코어 영역, 수지상간 영역, 결정립계 등의 영역별로 구분하였다.
- [0088] 도 9와 같이 주조 상태에서 수지상 코어 영역(Dendritic core) 및 수지상간 영역(Interdendritic area)에서 관찰되는 조대하고 불규칙한 형상의  $\gamma'$  석출물은 용체화처리단계(S300)에 의해 기지인  $\gamma$  상으로 고용하여 그 크기가 감소하는 것을 도 10을 통해 확인할 수 있다. 아울러 결정립계는 상기의 용체화처리단계(S300)에 의한 변화 없이 조대한 MC형 탄화물과  $\gamma'$  석출물로 구성됨을 알 수 있다.
- [0089] 도 11은 제1시효단계(S400)후의 미세조직으로서 용체화처리단계(S300)를 통해 기지인  $\gamma$  상에 고용되었던  $\gamma'$  석출물들이 재석출하여 도 9의 주조상태와는 달리 제1시효단계(S400)후에 수지상 코어 영역과 수지상간 영역에 평균 0.3 ~0.4 $\mu$ m의 비슷한 크기를 갖는  $\gamma'$  상이 석출하는 것을 볼 수 있다.
- [0090] 아울러 제1시효단계(S400)는 결정립계에 MC형 탄화물과  $\gamma'$  석출물 외에 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  형의 탄화물 석출을 유도하는 것을 확인할 수 있다.
- [0091] 도 12는 제2시효단계(S500)후의 미세조직을 보인 것으로 871℃에서 24시간 실시하는 열처리는 수지상 코어 영역과 수지상간 영역에 석출한  $\gamma'$  상의 크기 및 형상에 별다른 영향을 주지 않지만,  $\gamma'$  석출물의 부피 분율을 더욱 증가시키고 결정립계에 미세한  $M_{23}C_6$ 와  $M_6C$  형의 탄화물 분율을 증대시키는 것으로 확인되었다.
- [0092] 상기와 같이 제조된 초내열합금은 도 13에 보인 것과 같이 동일한 제조 방법으로 제조한 비교예와 대비할 때, 1.60E+18 내지 1.92E+18의 고용강화지수를 나타내어 비교예보다 높았고,  $\gamma'$  석출물은 니켈기 초내열합금 전체 부피에 대하여 56.93 내지 69.23 부피.% 존재하였으며, 특히 고온산화특성이 향상되었음을 알 수 있다.
- [0093] 즉, 도 13은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 바람직한 실시예와 비교예의 상안정성(Md),  $\gamma'$  부피%, 고용

강화지수 및 산화특성을 비교하여 나타낸 표로서, 산화특성의 경우 단위면적당 무게 감소량(mg/cm<sup>2</sup>)이 적을수록 우수한 산화특성을 나타낸다고 할 수 있다.

- [0094] 보다 구체적으로, 도 14는 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 바람직한 실시예와 비교예에 대하여 870℃ 에서  $\gamma'$ 의 부피%를 측정하여 비교한 그래프로서, 바람직한 실시예의 조성범위 및 제조방법에 따라 제조된 시료의 경우 870℃에서  $\gamma'$ 의 부피%를 고르게 나타내었으나, 비교예의 경우 실시예와 대비할 때 현저히 낮은  $\gamma'$ 의 부피%를 나타내었다.
- [0095] 한편, 도 14에서 본 발명의 실시예의 시료보다 높은  $\gamma'$ 의 부피%를 나타낸 비교예6 및 비교예9의 경우 도 15와 같이 고용강화지수가 현저하게 낮아지는 것을 확인할 수 있다.
- [0096] 즉,  $\gamma'$ 의 부피%는 제한없이 높게 되면 상대적으로 상안정성이 현격하게 낮아지게 되는 문제점이 발생되는데, 본 발명의 바람직한 실시예는  $\gamma'$ 의 부피%를 56.93 내지 69.23 부피.% 로 제어함으로써 0.99 이하의 상안정성(Md)을 나타낼 수 있게 된다.
- [0097] 또한 도 16과 같이 본 발명의 바람직한 실시예의 조성범위를 가지는 초내열합금은 비교예와 대비할 때 무게감소량이 현저히 낮은 것을 알 수 있다.
- [0098] 이하 첨부된 도 17 내지 도 20을 참조하여 본 발명의 보다 바람직한 실시예의 조성 및 특성을 설명한다.
- [0099] 도 17은 본 발명에 의한 니켈기 초내열합금의 보다 바람직한 실시예와 비교예(몰리브데늄을 포함한 비교예)에 조성을 보인 표로서, 실시예6-1 내지 실시예6-5는 상안정성과  $\gamma'$ 의 부피% 및 산화특성을 상기한 범위로 만족하면서 고용강화지수가 가장 낮은 실시예6을 토대로 다수의 시료를 제작한 것이다.
- [0100] 보다 구체적으로, 본 발명의 보다 바람직한 실시예에 따른 니켈기 초내열합금은, 도 17과 같이 3.8 ~ 4.3 wt.%의 코발트(Co)와, 9.6 ~ 10.5 wt.%의 크롬(Cr)과, 6.8 ~ 7.2 wt.%의 텅스텐(W)과, 4.6 ~ 5.3 wt.%의 알루미늄(Al)과, 0.7 ~ 1.3 wt.%의 타이타늄(Ti)과, 7.2 ~ 7.6 wt.%의 탄탈륨(Ta)과, 0.039 ~ 0.121 wt.%의 탄소(C)와, 0.011 ~ 0.016 wt.%의 붕소(B)와, 0.002 ~ 0.011 wt.%의 지르코늄(Zr) 및 잔부인 니켈(Ni)과 기타 불가피한 불순물을 포함하여 구성된다.
- [0101] 반면 비교예13 내지 비교예17은 몰리브데늄(Mo)을 포함하거나, 코발트(Co)를 다량 함유한 소재로서, 비교예13 및 비교예14의 합금은 각각 Siemens-Westinghouse 사의 501F 모델 및 General Electric 사의 7FA 모델의 터빈 블레이드용 소재로 사용되고 있는 상용 일방향용고 초내열합금인 IN738LC와 GTD-111이다.
- [0102] 도 18 및 도 19는 보다 바람직한 실시예와 비교예의 합금에 대하여 크립 특성을 측정하여 나타낸 그래프로서, 본 발명의 더욱 바람직한 실시예에 따른 니켈기 초내열합금은, 871℃/310MPa 조건에서 630 시간 이상의 크립 수명을 가지며, 982℃/187MPa 조건에서 170 시간 이상의 크립 수명을 나타내어 비교예보다 월등히 높은 크립 특성을 갖는 것을 확인하였다.
- [0103] 도 20은 도 17에 기재된 실시예와 비교예에 대하여 상안정성(Md),  $\gamma'$  부피%, 고용강화지수 및 산화특성을 비교하여 나타낸 표로서, 전술한 산화특성 외에도 본 발명의 보다 바람직한 실시예는 몰리브데늄(Mo)을 포함하지 않음으로써 비교예13 내지 비교예15보다 높은  $\gamma'$ 의 부피%를 나타내었다.
- [0104] 그리고 고용강화지수 역시 실시예는 비교예보다 높게 나타났다.
- [0105] 이러한 본 발명의 범위는 상기에서 예시한 실시예에 한정되지 않고, 상기와 같은 기술범위 안에서 당업계의 통상의 기술자에게 있어서는 본 발명을 기초로 하는 다른 많은 변형이 가능할 것이다.

**부호의 설명**

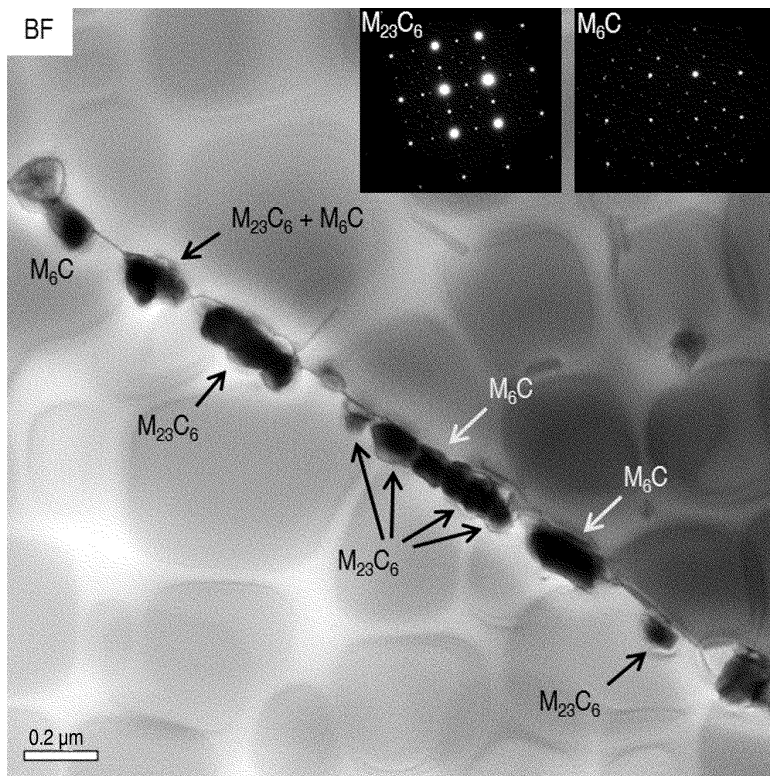
- [0106] S100. 소재준비단계    S200. 주조단계
- S300. 용체화처리단계    S400. 제1시효단계
- S500. 제2시효단계

도면

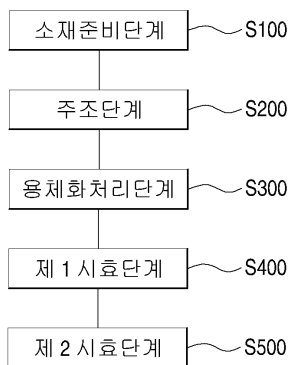
도면1

구분	Co	Cr	W	Al	Ti	Ta	Zr	C	B	Ni
실시예1	2.0	9.0	9.0	4.0	2.0	9.0	0.01	0.07	0.01	bal.
실시예2	2.0	10.0	9.0	5.5	1.0	6.5	0.01	0.07	0.011	bal.
실시예3	3.0	9.0	9.0	4.5	2.0	6.5	0.007	0.05	0.015	bal.
실시예4	4.0	9.0	9.0	5.0	1.0	7.0	0.02	0.06	0.014	bal.
실시예5	4.0	10.0	7.0	5.0	1.0	9.0	0.01	0.08	0.01	bal.
실시예6	4.0	10.0	7.0	5.0	1.0	7.5	0.009	0.1	0.017	bal.
실시예7	4.0	12.0	7.0	5.0	1.0	7.5	0.007	0.07	0.02	bal.
실시예8	5.0	9.0	8.0	4.0	2.0	9.0	0.01	0.03	0.018	bal.
실시예9	5.0	9.0	8.0	5.0	2.0	6.5	0.01	0.12	0.015	bal.
실시예10	5.0	9.0	8.0	4.5	2.0	7.0	0.01	0.05	0.015	bal.
실시예11	5.0	13.0	6.0	5.0	1.0	8.0	0.005	0.03	0.014	bal.
실시예12	6.0	8.0	9.0	5.0	0.1	9.0	0.006	0.07	0.015	bal.
실시예13	6.0	8.0	8.0	6.0	1.0	6.5	0.007	0.15	0.013	bal.
실시예14	6.0	10.0	7.0	5.0	1.0	7.5	0.001	0.13	0.018	bal.
실시예15	6.0	12.0	6.0	5.0	1.0	8.0	0.001	0.09	0.015	bal.
비교예1	1.0	10.0	6.0	3.5	2.0	6.5	0.005	0.07	0.015	bal.
비교예2	7.0	8.0	6.0	4.5	1.0	6.5	0.005	0.05	0.014	bal.
비교예3	2.0	7.0	8.0	5.0	1.0	8.0	0.007	0.06	0.014	bal.
비교예4	4.0	14.0	6.0	5.5	0.0	8.0	0.01	0.09	0.014	bal.
비교예5	5.0	8.0	5.0	4.5	1.0	6.5	0.01	0.1	0.01	bal.
비교예6	4.0	9.0	5.0	4.0	3.0	9.0	0.012	0.11	0.015	bal.
비교예7	2.0	8.0	10.0	4.0	2.0	6.0	0.006	0.07	0.012	bal.
비교예8	6.0	10.0	6.0	3.0	2.0	6.5	0.004	0.07	0.017	bal.
비교예9	2.0	13.0	5.0	6.5	0.0	9.0	0.001	0.09	0.015	bal.
비교예10	5.0	8.0	7.0	4.0	3.0	7.0	0.002	0.04	0.014	bal.
비교예11	6.0	8.0	9.0	4.0	1.0	6.0	0.006	0.05	0.014	bal.
비교예12	2.0	8.0	6.0	5.0	0.0	9.5	0.01	0.06	0.015	bal.

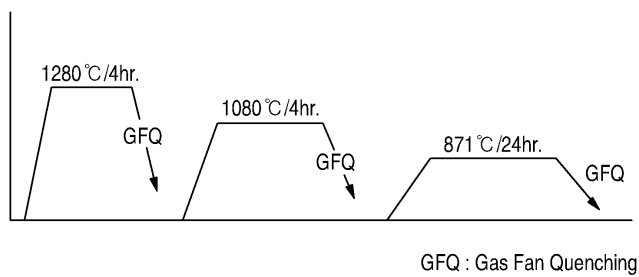
도면2



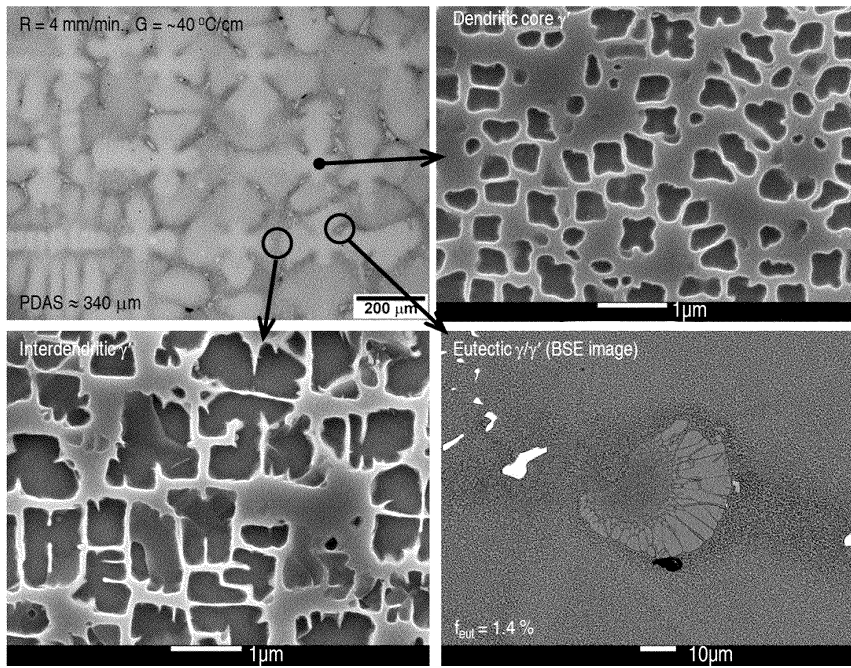
도면3



도면4



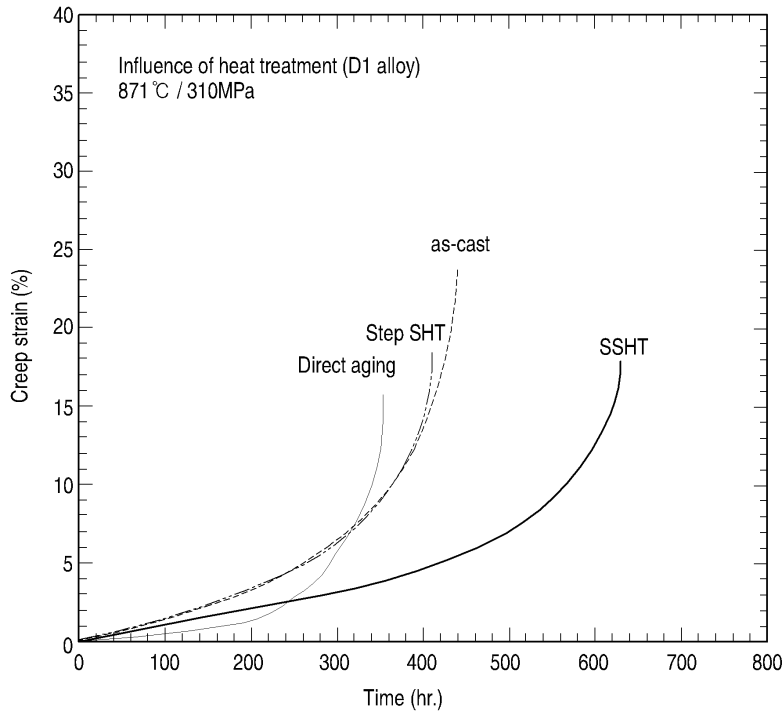
도면5



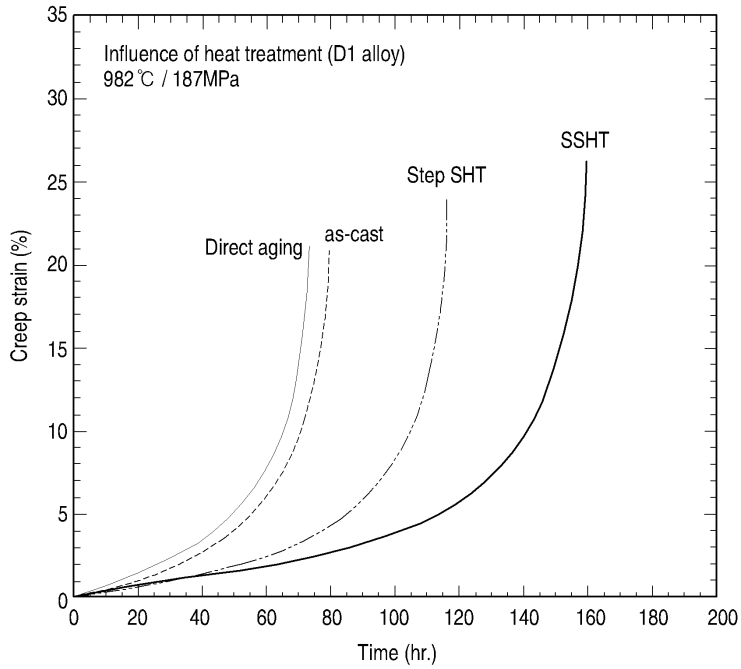
도면6

Heat treatment	Conditions
(실시예) SSHT	1280°C for 4h/GFQ + 1080°C for 4h/GFQ + 871°C for 24h / GFQ
(비교예 1) Step SHT	1206°C for 2h → 1217°C for 2h → 1228°C for 2h → 1240°C for 2h / GFQ + 1080°C for 4h/GFQ + 871°C for 24h / GFQ
(비교예2) Direct Aging	1080°C for 4h/GFQ + 871°C for 24h / GFQ

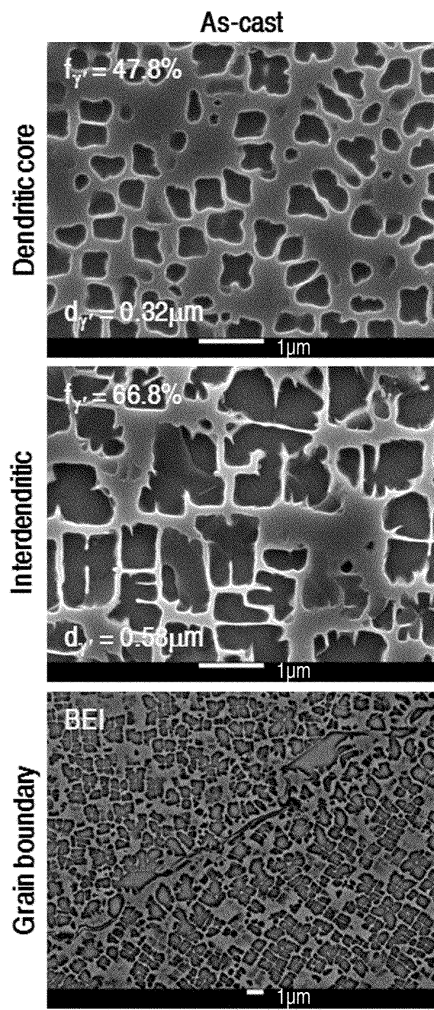
도면7



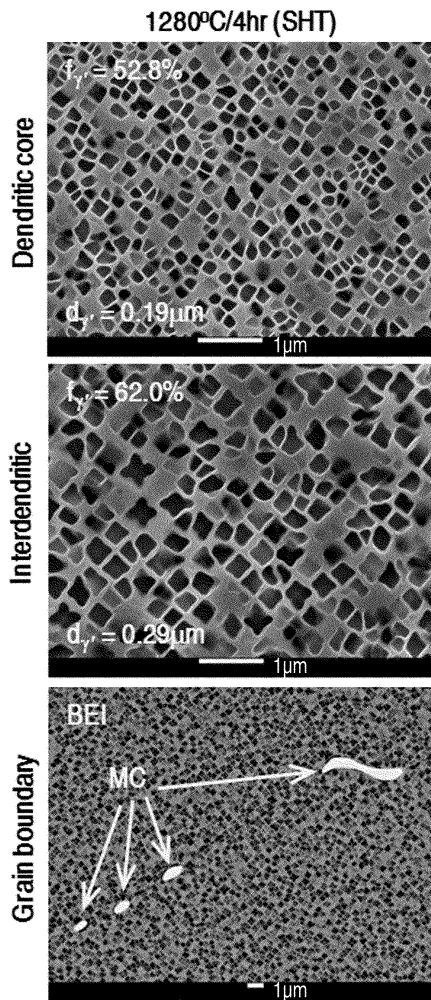
도면8



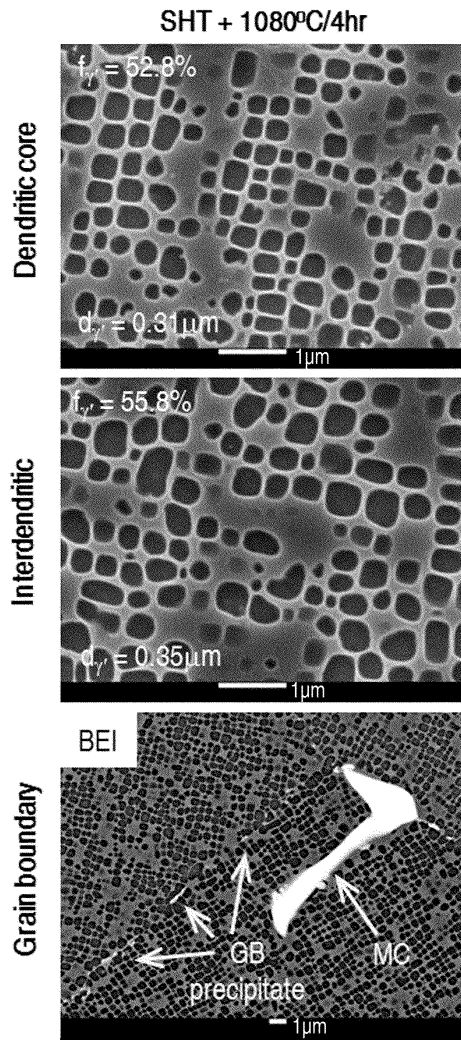
도면9



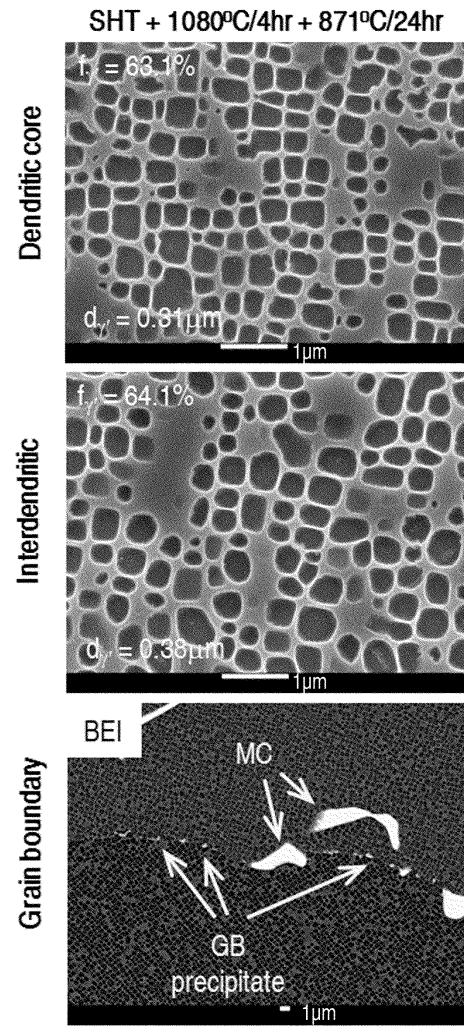
도면10



도면11



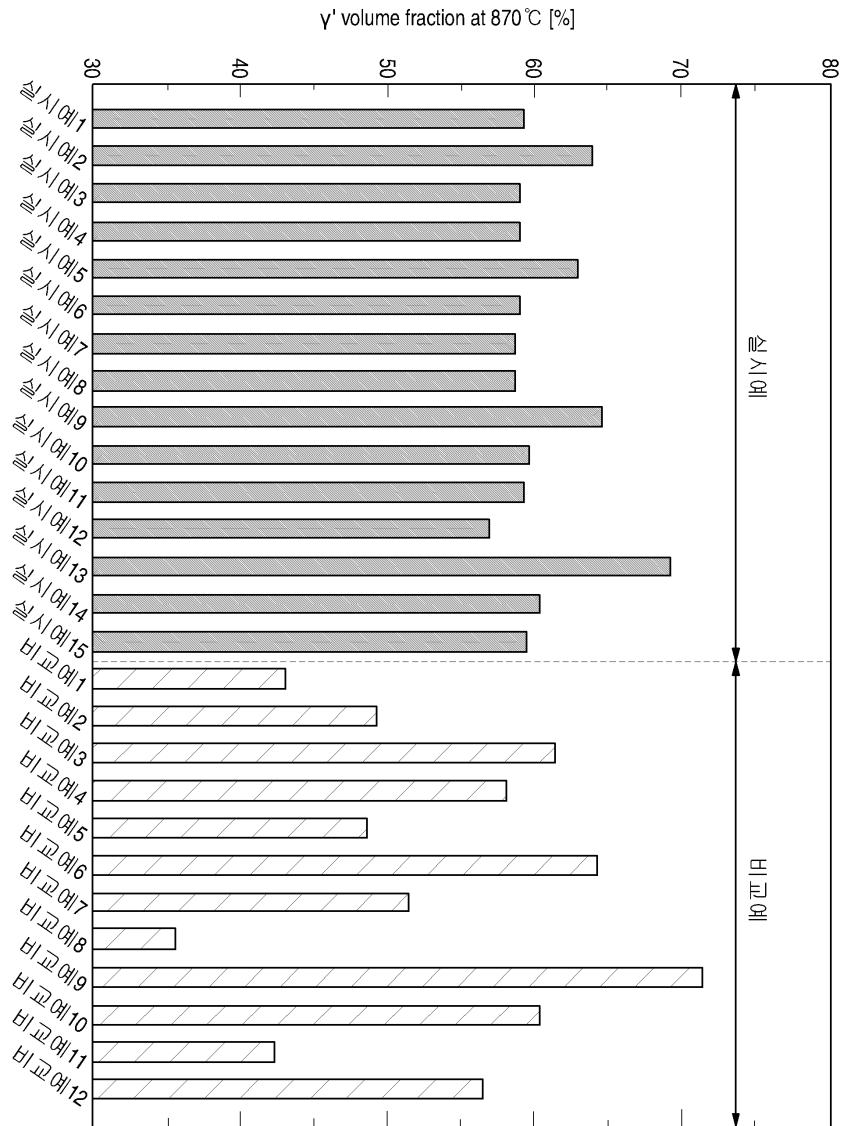
도면12



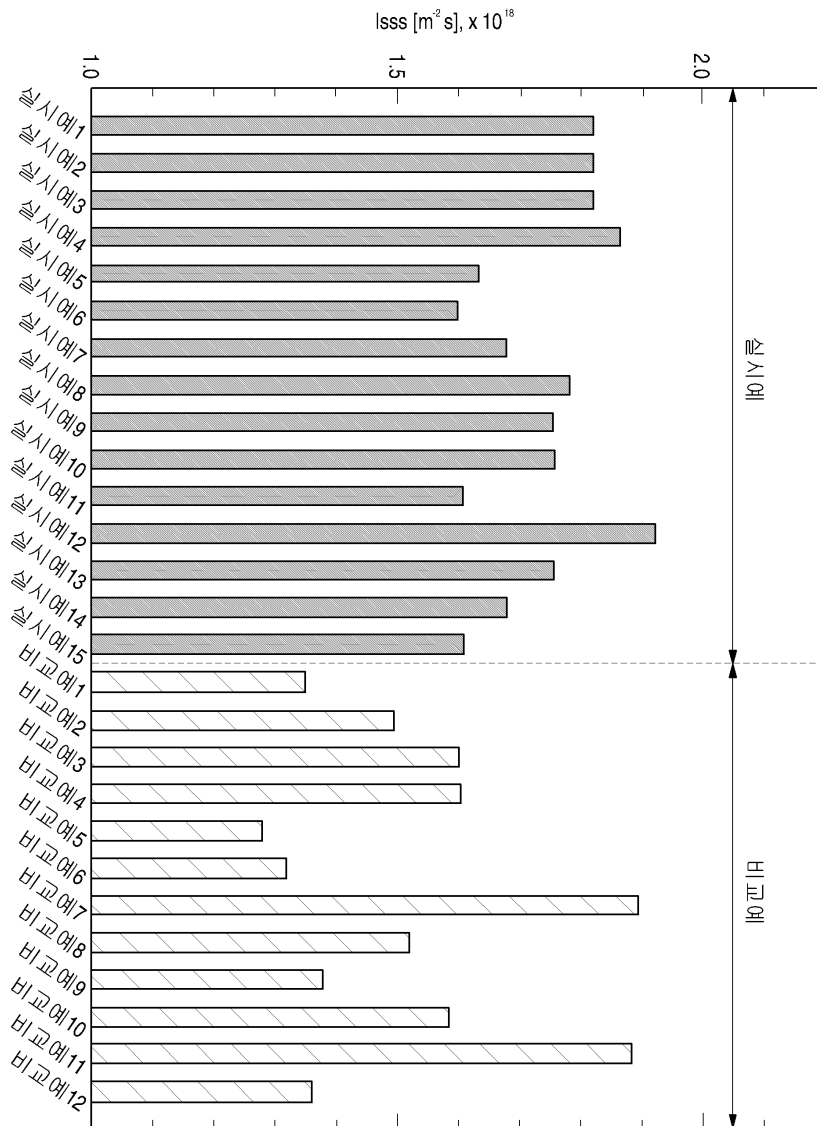
도면13

구분	상안정성(Md)	Y' vol%	고용강화지수(Iss)	산화특성(mg/cm <sup>2</sup> )
실시예1	0.984	59.34	1.82E+18	-0.507
실시예2	0.9886	63.96	1.82E+18	-1.288
실시예3	0.9804	59.05	1.83E+18	0.291
실시예4	0.9757	59.08	1.86E+18	0.049
실시예5	0.9842	63.04	1.63E+18	-0.316
실시예6	0.975	59.1	1.60E+18	-0.29
실시예7	0.9831	58.77	1.68E+18	-0.471
실시예8	0.9809	58.68	1.78E+18	-0.415
실시예9	0.9883	64.61	1.75E+18	0.168
실시예10	0.9788	59.67	1.76E+18	0.092
실시예11	0.9867	59.37	1.61E+18	-1.315
실시예12	0.9669	56.93	1.92E+18	-0.691
실시예13	0.9886	69.23	1.76E+18	-2.058
실시예14	0.9752	60.38	1.68E+18	0.17
실시예15	0.9828	59.49	1.61E+18	-0.648
비교예1	0.9458	43.01	1.35E+18	-15.263
비교예2	0.945	49.17	1.49E+18	-17.326
비교예3	0.9672	61.39	1.60E+18	-22.8
비교예4	0.9834	58.02	1.60E+18	-5.6
비교예5	0.9391	48.53	1.28E+18	-29.974
비교예6	0.9844	64.23	1.32E+18	-13.4
비교예7	0.9634	51.48	1.89E+18	-23.8
비교예8	0.9371	35.5	1.52E+18	-48.098
비교예9	1.0021	71.43	1.38E+18	-6.5
비교예10	0.9766	60.36	1.58E+18	-31.1
비교예11	0.9432	42.28	1.88E+18	-20.967
비교예12	0.9545	56.45	1.36E+18	-14.79

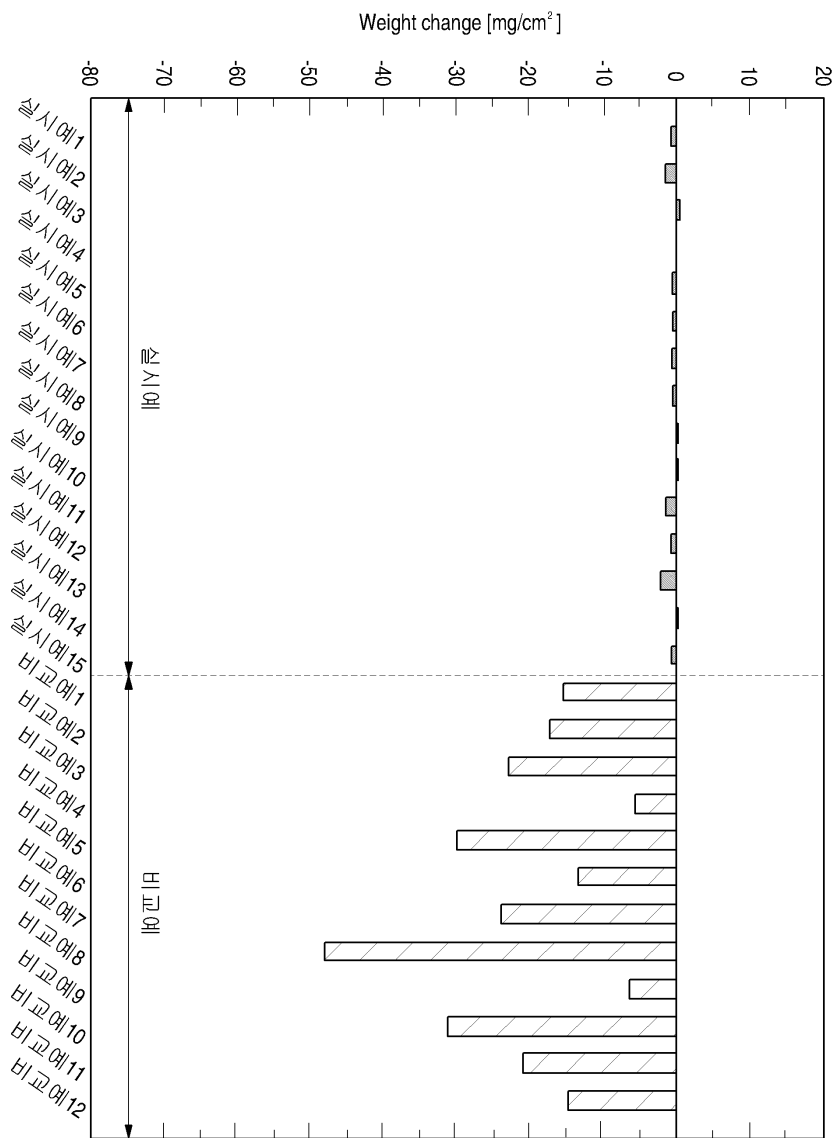
도면14



도면15



도면16

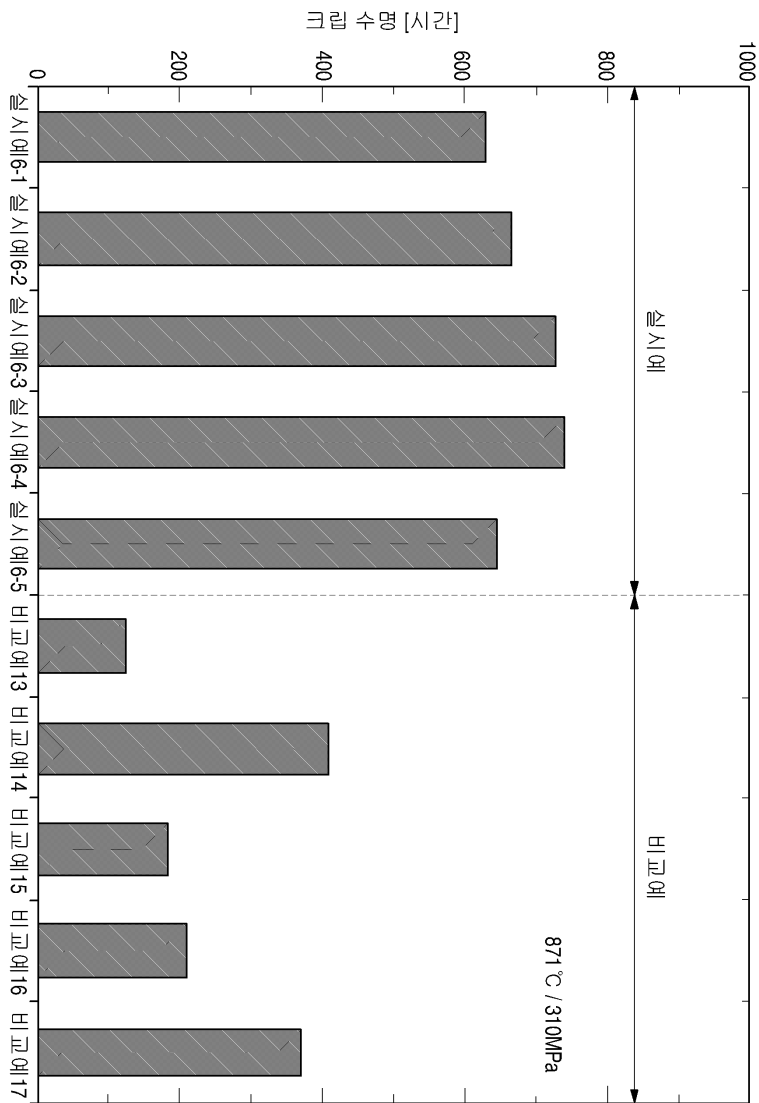


도면17

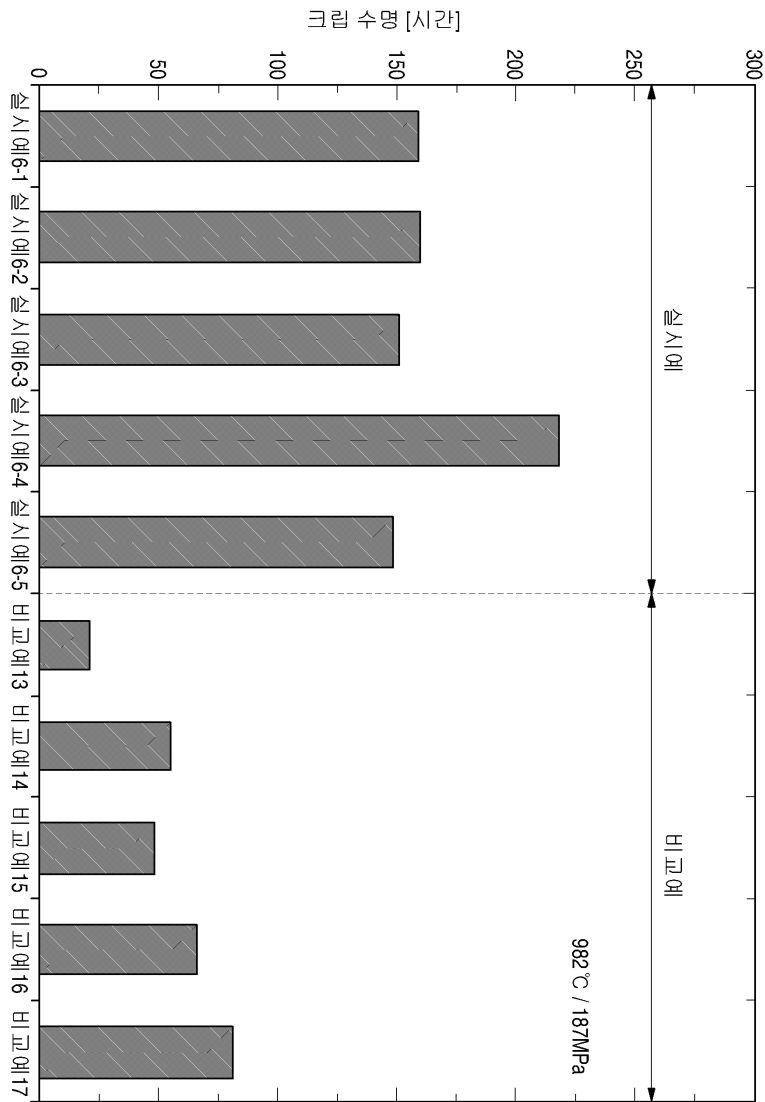
	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Zr	C	B	Ni	
실시예	실시예 6-1	3.8	9.6	-	7.2	5.3	0.7	7.2	0.007	0.053	0.014	bal.
	실시예 6-2	4.0	10.0	-	7.2	5.1	0.7	7.4	0.011	0.048	0.015	bal.
	실시예 6-3	4.1	9.6	-	7.4	5.0	1.0	7.3	0.01	0.055	0.016	bal.
비교예	실시예 6-4	4.3	10.5	-	6.8	4.6	1.3	7.2	0.002	0.039	0.013	bal.
	실시예 6-5	3.9	10.2	-	7.0	4.9	0.9	7.6	0.003	0.121	0.011	bal.
	비교예13	8.5	16.0	1.8	2.6	3.5	3.5	1.8	0.01	0.07	0.015	bal.
비교예	비교예14	9.6	13.6	1.4	4.0	3.0	5.0	3.0	0.01	0.069	0.01	bal.
	비교예15	9.5	14.0	4.0	4.0	3.0	5.0	0.0	0.03	0.16	0.015	bal.
	비교예16	4.7	16.1	0.6	5.3	4.9	1.5	6.0	0.007	0.07	0.017	bal.
비교예17	13.0	9.6	-	8.8	5.1	1.0	1.0	0.007	0.097	0.016	bal.	

비교예13: DS IN738LC    비교예14: DS GTD-111    비교예15: EQ RENE80

도면18



도면19



도면20

구분	상안정성(Md)	Y <sup>1</sup> vol%	고용강화지수(I <sub>ss</sub> )	산화특성(mg/cm <sup>2</sup> )
실시예 6-1	0.974	60.0	1.62E+18	-1.658
실시예 6-2	0.972	58.0	1.64E+18	-0.745
실시예 6-3	0.974	58.9	1.66E+18	-0.353
실시예 6-4	0.971	55.2	1.61E+18	2.289
실시예 6-5	0.973	57.3	1.62E+18	0.24
비교예 13	0.967	39.87	1.35E+18	4.676
비교예 14	0.9885	49.72	1.54E+18	-53.735
비교예 15	0.9838	42.12	1.63E+18	-317.1
비교예 16	0.9854	50.6	1.58E+18	-2.22
비교예 17	0.9718	54.61	2.16E+18	0.266