

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 특허공보(B1)

(51) Int. Cl.⁵
C22C 19/05
B22D 29/00
B32B 15/00

(45) 공고일자 1994년09월28일
(11) 공고번호 특1994-0008941

(21) 출원번호	특1986-0011264	(65) 공개번호	특1987-0006223
(22) 출원일자	1986년12월26일	(43) 공개일자	1987년07월10일
(30) 우선권주장	814695 1985년12월30일 미국(US)		
(71) 출원인	유나이티드 테크놀로지스 코오포레이션 로버트 이. 그린스틴 미합중국, 커넥티컷 06101, 하트포드, 화이넨셜 플라자		

(72) 발명자 서만 마크 스나이더
미합중국, 커넥티컷 06107, 웨스트 하트포드, 린브루크 로우드 67
에드가 어얼 브라운
미합중국, 커넥티컷 06074, 사우스 윈저, 브레우스터 로우드 55

(74) 대리인 나영환

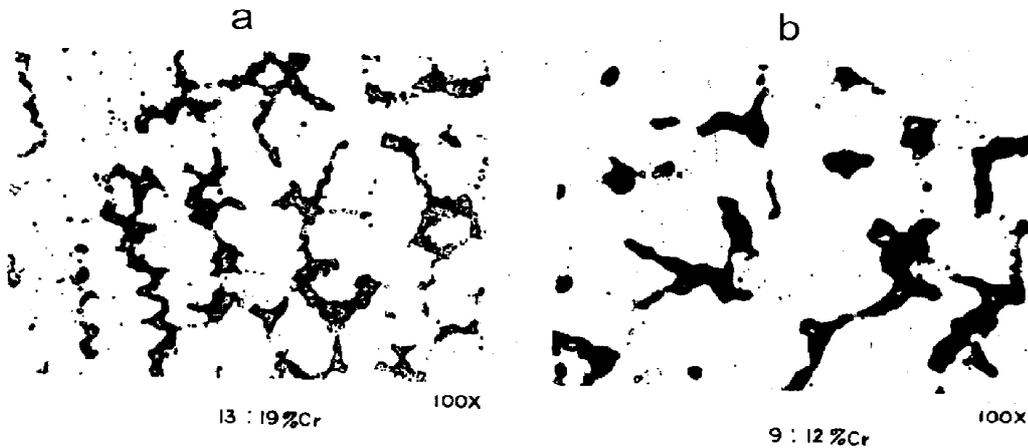
심사관 : 박기학 (책자공보 제3754호)

(54) 성분이 개량된 니켈계 초합금의 주조품 및 그 제조방법

요약

내용 없음.

대표도



명세서

[발명의 명칭]

성분이 개량된 니켈계 초합금의 주조품 및 그 제조방법

[도면의 간단한 설명]

제1a-1b도는 라베스상(Laves phase)형성에 미치는 Cr함량 효과를 보이는 현미경사진(100X)

제2a-2d도는 표 V의 데이터를 도표화한 도면.

[발명의 상세한 설명]

본 발명은 주조용 니켈계 초합금, 특히 가스 터빈 엔진에 사용하는 대형 구조용 부품의 주조에 유용한 조성물에 관한 것이다.

초합금(super alloy)은 통상 니켈, 코발트, 또는 철을 베이스로 하는 재료로서, 538°C(1000°F) 이상의 온도에서 유용한 기계적 성질을 가지는 재료이다. 이와 같은 특성 때문에 초합금은 가스 터빈 엔진에 많이 사용되어 왔다. 일반적으로 터빈 엔진의 구성용소는 주조, 분말야금법으로 제작하거나,

후판, 박판과 같은 열적 기계적으로 가공된 단조품으로부터 기계가공하여 제작한다. 미합중국 특허 제3,046,108호, 제3,758,295호 및 제4,231,795호에는 가공된 형태로서 특히 유용한 몇가지 합금 조성물이 기재되어 있다. 이같은 조성을 가지는 물품은 열 기계적 가공의 결과 소정의 미세조직 및 특성을 가진다. 이러한 가공이 행해지지 않으면 이들 종래의 조성물은 사용될 수 없다. 예로써, 미합중국 특허 제3,046,108호의 제3칼럼 제31항 이하에 기재된 바와같이, 대형의 복잡한 주조품에 있어서 주조품의 응고시 냉각속도가 느리기 때문에(결정립이 조대화하고 편석이 발생) 가공된 제품의 미세조직과 특성이 얻어지지 않으며, 여러 가지의 열 기계적으로 가공된 제품으로 부터 복잡한 기계부품을 기계가공하여 제작할 수 있으나, 이러한 방법은 노동력이 많이 들고 다량의 스크랩(scrap)이 발생하여 제품가가 비싸지므로, 주조가 더 양호한 방법으로 된다. 주조품은 때때로 등은 프레스 가공(Hot Isostatically Press)(HIP 처리)하여 기계적 특성을 향상시킨다.

공지의 니켈계 초합금인 인코넬[®](INCONEL[®]) 합금 718은 수년간에 걸쳐 개스터빈 엔진 산업에 이용되어온 재료로서, 인코넬(INCONEL)은 인터내셔널 니켈 컴퍼니, 인코오포레이티드(International Nickel Company, Inc.)의 등록상표이다. 이하 인코넬 합금 718(INCONEL Alloy 718)은 IN 718로 줄여 부른다. 우주 항공 재료 기준(Aerospace Materials Specification)(AMS)에서는 이 합금을 5663(가공 재료) 및 5383(주조 재료)으로 기술하고 있다. 따라서, AMS 5383에 따른 IN 718의 조성은 중량%로 표시하여, 50-55% Ni, 17-21% Cr, 4.75-5.5% Nb+Ta, 2.8-3.3% Mo, 1% 이하의 Co, 0.65-1.15% Ti, 0.4-0.8% Al, 1.75% 이하의 Al+Ti, 0.35%이하의 Si, 0.006% 이하의 B, 0.3% 이하의 Cu, 0.015% 이하의 S, 0.015% 이하의 P, 0.35% 이하의 Mn, 0.10% 이하의 C, 및 잔여량의 Fe로 구성된다.

종래로부터, 거의 완성체에 가까운 형태로 대형의 복잡한 부품으로 주조할 수 있고 IN 718보다 우수한 인장 특성을 가지는 합금을 필요로 하는 보다 진전된 엔진 설계가 제안되고 있다. 상기와 같은 새로운 합금으로 부품을 제작하게 되면 그 중량을 증가시키지 않고, 비용을 절감하면서 현재의 IN 718로 제조된 부품과 대체할 수 있고, 또한 IN 718보다 강도가 우수하여 제품의 중량감소 및 생산비의 절감을 달성할 수 있을 것이다. IN 718로써 개스 터빈 엔진용 대형 구조용 부품을 정밀 주조할 수 있는 가능성을 조사하는 개발프로그램이 이미 실시되었다. 그러나 주조에 관련된 많은 문제점들을 해결한 후에도 여전히 주조품내에는 기공, 편석 및 개재물이 다량 존재했으며, 응고속도가 느린 주조품내의 수지상정(dendrite) 사이에는 다량의 라베스상(Laves phase)이 존재했다. 라베스상은 주조품의 용접성과 기계적 성질을 크게 저하시키며 기공 및 개재물과 같은 결함 또는 기계적 성질에 유해하다. 따라서 대형의 IN 718제의 주조된 부품을 실용화하기 위해서는 이들 결함을 제거해야만 한다.

본 발명의 합금은 주조되고 HIP 처리되고 열처리된 상태에서 이와 유사한 처리를 한 IN 718보다 더욱 강력하며, 가공한 IN 718 제품의 인장특성에 접근하는 인장특성을 구비하는 합금을 개발하기 위한 계획의 산물이다. 또한, 본 발명의 합금은 대형의 복잡한 주조품을 거의 완성체에 가까운 형상으로 주조할 수 있으며, 용접도 가능하다.

본 발명의 합금은 상기 IN 718의 조성을 개선시킨 것으로서, 본 발명의 합금으로 주조한 주조품은 비가공 상태로 사용할 수 있으며, 주조되고 HIP 처리되고 열처리된 상태에서 이와 동일하게 처리된 IN 718 주조품보다 훨씬 우수한 인장특성을 구비한다. 이와 같이 우수한 성질은 Nb+Ta 함량을 6.5%까지, Ti 함량을 2.5%까지 증가시킴에 의해 얻어지는 것이며, 임의로 텅스텐을 6.5%까지 첨가할 수 있다. 본 발명의 합금은 응고시 IN 718에 비해 응고중에 라베스상이 석출하는 경향이 적은데, 이는 합금내의 Cr 함량을 10-15%로 제한하고, Mo 함량을 최소화(거의 0에 가까움)까지 감소시킴에 의해 달성된다. 본 발명의 합금의 조성범위는 중량%로 표시했을 때, 5.25-6.25% Nb+Ta, 0.65-2.25% Ti, 6.5% 이하의 W, 10-15% Cr, 3.3% 이하의 Mo, 15-24% Fe, 0.2-0.8% Al, 잔여량의 Ni+Co로 구성된다.

본 발명의 합금은 대형의 복잡한 형상의 주조품으로 주조될 수 있고, 용접이 가능한 점에서 특히 유용하다. 또한, HIP 처리되고 열처리된 상태에서 이와 동일하게 처리된 IN 718에 비해 649°C(1200°F)에서의 인장특성이 적어도 약 25% 증가한다. 따라서, 본 발명의 합금은 주조용 IN 718보다 우수한 특성이 요구되고 가공용 IN 718과 등가의 특성이 요구되는 용도에 사용될 수 있다.

이하, 첨부된 도면을 참조하여 본원 발명의 실시예에 대해 상세히 설명한다.

[실시예]

본 발명의 합금은 IN 718 합금의 조성을 개선시킨 것으로서, 주조되고 HIP 처리되고 열처리된 상태에서 본 발명의 조성을 가지는 주조품을 동일하게 처리한 IN 718보다 훨씬 우수한 인장특성을 가진다.

주조되고 HIP 처리되고 열처리된 IN 718보다 우수한 인장특성을 가지는 용접가능한 합금조성을 찾아내기 위해 IN 718의 평균 조성과 유사한 조성을 가지는 주조품의 기계적 성질에 영향을 미치는 여러 가지 원소의 첨가 효과를 검토하기 위한 실험을 실시하였으며, 이들 새로운 조성의 합금의 금속 조직학적 검사도 실시하여 라베스상의 생성경향을 검사해 보았다.

표 1은 IN 718의 조성은 기준으로 하여 조사된 여러가지 합금의 조성을 표시한 것이다. 표 1로부터 알수 있는 바와 같이, IN 718 주조품의 공칭 Nb+Ta 함량은 5.0중량%로서 이를 5.5-6중량%로 증가시킨 것이 평가되었으며 Ti 함량은 일반적으로 1.0중량%이나, 1.5-2중량%까지 증가시킨 합금이 평가되었다. Mo은 6중량%까지, W은 6중량%까지 증가시켰다. 일부의 예에서는 Cr 함량을 12중량%로 감소시켰으며, Fe 함량은 18중량%의 일정치로 설정하였다. Ni+Co는 잔여량이고, 상기 모든 조성의 합금에는 C가 포함되어 있다.

표 11는, 표 1의 합금조성을 가지는 여러가지 합금 시편에 대해 649°C(1,200°F)의 온도에서 인장 시험을 한 결과를 표시한 것이다. 표 11에서 알 수 있는 바와같이, 소수의 시편을 제외하고는 본 발명의 합금 시편은 기존의 IN 718보다 우수한 0.2% 항복강도 및 최대 인장강도(UTS)를 가졌다. 본 발명의 합금의 연성(즉, 연신율 및 면적 감소율)은 일반적으로 IN 718의 기준시편 보다 감소되었다.

이는 예상치 않은 결과이나 인장특성의 증가에 기인된 결과이다.

표 II의 여러 가지 합금의 금속 조직을 검사해 본 결과, Cr이 합금내의 라베스상의 생성량에 상당한 영향을 미치는 것을 발견했는데, 이는 라베스상의 기본 원소가 Ni과 Nb라는 사실을 감안해 볼때 놀라운 현상이다. 제1a도 및 제1b도의 현미경 사진에서 이들 합금에 있어서의 Cr의 효과를 확인할 수 있다. 도면에서 시편은 표준 금속조직학적 방법을 이용하여 제작한 것으로서 라베스상 석출물을 명확하게 관찰할 수 있도록 10%의 수산(oxalic acid)을 함유한 수용액으로 전해 에칭처리하였다. 이들 현미경 사진에서 라베스상은 수지상정(dendrite) 사이의 영역내에서 백색으로 나타나 있는 상이며, 이 라베스상을 둘러싸고 있는 어두운 상은 주로 γ'' 강화상(gamma double prime strengthening phase)인 Ni_3Nb 이다. IN 718의 기지상(matrix phase)은 니켈 고용체(γ)이다. 사진에서 19%의 Cr을 함유한 합금(표 I의 합금 13)의 미세조직에는 상호 연결된 망상의 라베스상 석출물이 다량 존재해 있으며(제1a도), 12%의 Cr을 함유한 합금(표 I의 합금 9)의 미세조직에는 라베스상의 양이 상당히 감소되어 있다(제1b도). 또한 합금 13의 라베스상의 상호연결된 망상인데 비해 합금 9의 라베스상은 고립된 석출물의 풀(pool)로서 존재하고 있다.

Cr 함량의 감소에 의한 라베스상의 감소에 의해, 그리고 Nb, Ti 및 W 함량의 증가에 의해 발생된 기계적 성질의 개선의 결과, 113kg(250파운드)의 진공 유도 용해(Vacuum induction melted)(VIM) 시편들이 제작되었다. 이들 시편(HS1, HS2 및 HS3로 표시한다)의 목표조성 범위와 실제 조성범위가 표 III에 표시되었다.

표 III에서 알 수 있는 바와 같이, 3개의 시편은 모두 약 12% Cr을 함유하며, HS1 시편과 HS3 시편은 약 3% Mo를 함유하는데 비해, HS2 시편은 약 1% Mo를 함유했다. 또, HS1과 HS2는 거의 약 6% Nb+Ta 및 약 2% Ti를 함유한 반면, HS3는 약 5.5 Nb+Ta 및 약 1.5% Ti를 함유했다. 또한, 표 I과 같이 Fe 함량을 약 18%로 고정하고 Ni+Co가 잔여량으로 되어 있는점 외에는 전형적인 IN 718의 조성과 동일하다.

이들 개선된 조성의 합금의 기계적 성질을 IN 718과 비교하여 판정하도록 공지방법을 사용하여 두 개의 다른 엔진부품(현재의 엔진에서는 IN 718의 주조품)을 제조하였다. 거의 동일한 조건하에서 4가지 합금(IN 718, HS1, HS2 및 HS3)의 엔진부품을 주조한 다음, 1190°C(2175°F)의 온도에서 4시간 동안 103.4 MPa(15000psi)의 압력으로 HIP 처리하여 서로 접촉된 표면 아래의 기공을 제거하였다. 다음에 기계적 성질을 최적화하기 위해 열처리하였다. IN 718 시편의 열처리는, 871°C(1600°F)의 온도에서 10시간동안 안정화처리하고, 954°C(1750°F)의 온도에서 1시간동안 용체화처리하고, 732°C(1350°F)의 온도에서 8시간동안 시효(석출)처리하고, 이어서 663°C(1225°F)의 온도까지 적어도 매시간당 55°C(100°F)의 냉각속도로 노냉(furnace cooling) 처리한 후, 8시간동안 663°C(1225°F)에서 유지한 다음, 실온까지 냉각하는 것을 포함한다. 또 개선된 조성의 본 발명의 실시예의 3가지 시편의 열처리는 안정화 처리를 생략하고, 용체화 처리를 1051°C(1925°F)의 온도에서 1시간동안 실시하는 것외에는 상기 IN 718 시편의 열처리와 거의 동일하게 실시했다. 또한, 시효처리도 IN 718의 경우와 동일하였다.

표 IV와 V는 이들 시편에 대해 21°C(70°F) 및 649°C(1200°F)의 온도에서 실시한 인장 시험 결과를 표시한 것이며, 제2a도-제2d도의 막대 그래프는 상기 표 V의 649°C(1200°F)에서의 데이터를 평균하여 표시한 것이다.

현대의 가스 터빈 엔진에 사용되는 주조되고 HIP 처리되고 열처리된 IN 718은 649°C(1200°F)에서 0.2%항복 강도로서 최소한 602.5MPa(90000psi)의 값을 가지고, 649°C(1200°F)에서 최대 인장강도가 최소 약 689.5MPa(100000psi)이어야 한다. 표 IV와 V 및 2a도-제2d도에 도시된 바와같이 본 발명의 합금은 주조되고 HIP 처리되고 열처리된 상태에서 적어도 25% 이들 최소한의 특성요건을 초과하고 있고, 본 발명의 세가지 합금중에서 649°C(1200°F)에 가장 양호한 0.2% 항복강도와 최대 인장강도를 가지는 HS2는 상기한 성질의 최소한 특성요건을 37% 이상 초과한다. 또한 본 발명의 실시예 3개의 합금과 IN 718의 연성도 비교해 볼 수 있다.

표 II와 표 V에 기재된 649°C(1200°F)에서의 인장특성을 비교해 보면 합금조성(표 I, III)이 유사함에도 불구하고 약간의 차이가 있음을 알 수 있는데, 이는 표 II의 시편의 응고 속도가 표 V의 시편의 응고 속도보다 빠르기 때문인 것으로 보인다. 즉, 응고 속도가 빠르게 되면 주물의 입자가 보다 미세해지고 이에 따라 인장특성이 양호해지는 것이다.

HS1, HS2 및 HS3 시편의 금속조직을 검사해 보면, IN 718에 비해 Cr 함량이 적으므로 유사한 처리를 한 IN 718 시편에 비해 라베스상의 석출물의 적게 함유되는데, 이는 제1a, 1b도에서 살펴본 바와 같다.

상기 본 발명의 실시예의 합금의 주조성은 IN 718의 주조성과 동일하게 나타났다. "주조성"은 합금을 주형에 주입하여 응고시킴에 있어 고온 균열 또는 과도한 수축공이 형성됨이 없이 응고될 수 있는 정도를 나타낸 것이다. 일반적으로 측정된 결함의 수가 적을수록 합금의 주조성은 더욱 양호한 것이다. IN 718에 대한 본 발명 합금의 주조성 평가시험에서, 시험에 사용된 본 발명의 실시예의 합금 모두는 각각의 주형을 성공적으로 충전시켰으며, 비교적 동일한 갯수의 표면 결함과 표면 아래의 결함을 포함하므로 그 주조성이 거의 동일하다는 결론을 얻었다.

본 발명의 합금 조성을 가지는 대형의 주조용 주조품은 공지의 주조방법을 사용하여 주조할 수 있다. 하나의 양호한 주조방법은 진공 유도 용해(VIM)에 의해 순수 원료를 용해시키고, 용해된 용체를 정밀 주형내에서 응고시키는 것이다. 상기 순수 원료 이외에 재생재 즉 스크랩이 사용될 수도 있다.

주조후 조품내의 기공을 제거하기 위해 HIP 처리를 해야하는데, HIP 처리법중 한가지로 1190°C(2175°F)의 온도에서 4시간동안 103.4MPa(15000psi)의 압력으로 처리하여 기공을 양호하게 감소시키고 있으며, 당해 기술분야의 전문가에서는 이와 동일한 처리 효과를 얻을 수 있는 여러 가지 온도-시간-

압력의 조합이 이해될 것이다.

대형의 복잡한 주조품에는 기공 또는 개재물과 같은 결함이 존재하는 바, 이러한 결함을 제거할 수 있도록 상기 주조품은 용접성이 있어야 한다. 주조품의 미세조직내에 라베스상이 존재하면 용접가스나 스플래터(Splatter)가 다량 발생한다. 또한 악타 메탈러지카(Acta Metallurgica)제33권, 제7호, 1205-1216페이지(1985)에 기재된 빈센트(Vincent)의 "니켈계 초합금, 인코넬 718의 용착부 주위의 석출(Precipitation Around Welds in the Nickel Base Superalloy, Inconel 718)"에 의하면, 라베스상도 열영향부의 미세균열의 생성에 관련이 있음을 알 수 있다. 그러나 지금까지의 실험 결과에 의하면 본 발명의 합금에서는 라베스상이 용접성을 해칠만큼 생성되지는 않으므로 본 발명의 합금은 용접이 가능하다. 미합중국 특허 출원 제565,589호(초합금 주조품의 예비 HIP 열처리)에는 주조품의 라베스상을 합금 기지내로 용해시키기 위한 열처리에 관해 기술되어 있다.

HIP 처리후에도 주조품내에 기공이나 개재물과 같은 결함이 있으면 예를들어 연삭 가공에 의해 상기 결함을 제거한 다음, 예를들어 아크 용접법을 사용하여 용접보수를 할 수 있다. 용가재(예, 와이어형 또는 봉형)로서는, 용착 비드가 기지 금속에 원활하게 용착될 수 있도록 표 III에 기재된 범위의 조성을 가지는 것이 사용된다. 용접 보수전에 주조부품을 1051°C(1925°F)의 온도에서 1시간동안 열처리(공냉)하는 것이 바람직하며, 용접 보수가 완료된 후 주조부품내의 결함의 존재여부를 다시 조사하고, 결함이 발견되지 않으면 1051+14°C(1925+25°F)의 온도에서 1시간 유지하고, 732±14°C(1350° ±25°F)의 온도에서 8시간 유지한 후, 시간당 약 55°C(100°F)의 냉각속도로 663°C(1225°F)의 온도까지 노냉하고, 663±14°C(1225° ±25°F)의 온도에서 8시간 유지하면서 공냉시키는 순서로 열처리하여 주조부품의 기계적 성질을 최적화 하도록 한다.

본 발명의 합금 조성을 가지는 주조부품의 양호한 기계적 성질과 용접성에 비추어 볼때, 본 발명은 개스터빈과 같은 터보 장치류에 사용되는 대형의 복잡한 주조품을 제작하는데 유용하며, 특히 디퓨저 케이스 및 로우터 디스크와 같은 부품의 제작에 유용하다.

이상은 본 발명의 특정한 실시예에 의거하여 기재한 것이며, 본 발명의 범위에서 벗어나지 않는 범위에서 다양한 변경이 가능하다.

[표 1]

변경된 합금 조성 중량%									
합금	Nb+Ta	Ti	Mo	W	Cr	Al	C	Fe	Ni+Co
1*	5.0	1.04	3.0	0.0	19.0	0.42	0.052	18.1	잔여량
2	5.0	1.04	3.0	6.0	12.0	0.41	0.048	18.1	잔여량
3	5.0	1.03	6.0	0.0	12.0	0.38	0.049	18.1	잔여량
4	5.0	1.03	6.0	6.0	19.0	0.40	0.062	18.1	잔여량
5	5.0	2.02	3.0	0.0	12.0	0.40	0.040	18.2	잔여량
6	5.0	2.04	3.0	5.9	19.0	0.40	0.062	18.1	잔여량
7	5.0	2.03	6.0	0.0	19.0	0.36	0.053	18.1	잔여량
8	5.0	2.00	6.0	6.0	12.0	0.39	0.046	18.1	잔여량
9	6.0	1.04	3.0	0.0	12.0	0.42	0.052	18.1	잔여량
10	6.0	1.00	3.0	6.0	19.0	0.42	0.064	18.0	잔여량
11	6.0	1.01	6.0	0.0	19.0	0.39	0.062	17.9	잔여량
12	6.0	1.00	6.0	6.0	12.0	0.40	0.040	18.0	잔여량
13	6.0	2.00	3.0	0.0	19.0	0.41	0.062	17.9	잔여량
14	6.0	1.99	3.0	6.2	12.0	0.41	0.046	18.0	잔여량
15	6.0	2.00	6.0	0.0	12.0	0.40	0.054	18.0	잔여량
16	6.0	2.00	6.0	6.0	19.0	0.40	0.055	18.0	잔여량
17	5.5	1.47	4.5	3.0	15.5	0.42	0.046	18.0	잔여량
18	5.5	1.50	4.5	3.0	15.5	0.40	0.048	18.0	잔여량

* 전형적인 IN 718 조성

[표 11]

주조되고 HIP 처리되고 열처리된 상태의 개선된 합금 조성의 649°C (1,200°F) 인장특성*				
합금	0.2%항복강도(MPa)	최대 인장강도(MPa)	연신율(%)	단면적 감소율(%)
1	817.0	917.7	9.5	22.0
2	1040.4	1121.1	9.0	14.3
3	831.5	914.2	12.5	16.1
4	809.4	1023.9	8.7	10.3
5	964.6	1051.4	7.0	12.1
6	974.9	1112.1	7.7	5.3
7	918.4	1005.2	6.0	2.7
8	1015.6	1113.5	6.0	7.8
9	1029.4	1096.3	6.4	10.3
10	998.3	1133.5	6.1	6.7
11	957.7	1051.4	5.2	5.6
12	1014.2	1065.9	5.3	6.8
13	1010.1	1066.6	10.2	21.9
14**	>1066.6	>1069.4	>2.1	>3.0
15	1097.6	1126.6	6.5	21.5
16	978.4	1163.8	2.0	1.4
17	978.4	1061.8	5.3	9.6

* 델타상(delta phase)을 용체화 하도록 열처리된 시편

** 조기에 파단된 시편

[표 III]

주조되고 HIP 처리되고 열처리된 상태의 개선된 합금 조성의 649°C (1,200°F) 인장특성*				
합금	0.2%항복강도(MPa)	최대 인장강도(MPa)	연신율(%)	단면적 감소율(%)
1	817.0	917.7	9.5	22.0
2	1040.4	1121.1	9.0	14.3
3	831.5	914.2	12.5	16.1
4	809.4	1023.9	8.7	10.3
5	964.6	1051.4	7.0	12.1
6	974.9	1112.1	7.7	5.3
7	918.4	1005.2	6.0	2.7
8	1015.6	1113.5	6.0	7.8
9	1029.4	1096.3	6.4	10.3
10	998.3	1133.5	6.1	6.7
11	957.7	1051.4	5.2	5.6
12	1014.2	1065.9	5.3	6.8
13	1010.1	1066.6	10.2	21.9
14**	>1066.6	>1069.4	>2.1	>3.0
15	1097.6	1126.6	6.5	21.5
16	978.4	1163.8	2.0	1.4
17	978.4	1061.8	5.3	9.6

[표 IV]

21°C (70°F)에서의 합금의 인장특성(주조되고 HIP처리되고 열처리된 엔진 부품으로부터 기계가공된 시편)				
합금	0.2%항복강도(MPa)	최대 인장강도(MPa)	연신율(%)	단면적 감소율(%)
IN718	861.1	953.5	11.3	25.9
IN718	654.2	1028.0	8.4	11.7
IN718	955.6	1029.4	7.5	12.4
HS1	1068.0	1147.3	9.0	21.7
HS1	1168.7	1245.9	5.8	16.5
HS1	1152.1	1209.3	8.5	26.8
HS2	1096.9	1133.5	8.0	26.5
HS2	1198.3	1248.6	9.0	19.7
HS2	1198.3	1240.4	10.8	28.9
HS3	1025.3	1123.8	14.0	26.7
HS3	1041.8	1118.3	14.8	21.9

[표 V]

649°C (1,200°F)에서의 합금의 인장특성(주조되고 HIP처리되고 열처리된 엔진 부품으로부터 기계가공된 시편)				
합금	0.2%항복강도(MPa)	최대 인장강도(MPa)	연신율(%)	단면적 감소율(%)
IN718	739.8	812.9	13.4	34.3
IN718	682.6	739.8	14.6	29.3
IN718	732.2	768.7	10.7	21.9
IN718	710.8	775.6	12.0	28.9
HS1	844.6	880.4	8.3	35.8
HS1	904.6	952.1	8.5	33.2
HS1	886.6	923.2	7.0	20.4
HS1	930.1	969.4	7.5	28.1
HS2	900.4	942.5	9.0	27.3
HS2	949.4	1010.8	8.6	28.7
HS2	914.2	953.5	9.5	31.4
HS2	925.9	1008.0	10.6	18.3
HS3	824.6	868.7	9.0	24.4
HS3	812.9	869.4	11.0	23.2

(57) 청구의 범위

청구항 1

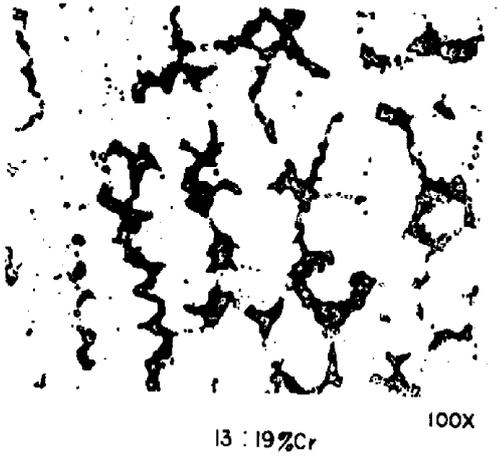
주조되고 HIP 처리되고 열처리된 상태로 사용되고, 응고시 라베스상의 생성 경향이 감소하게 되는 $\gamma''-\gamma'$ 상이 강화된 니켈계 초합금의 주조품으로서, 중량%로 표시하여 3.3% 이하의 Mo, 15 내지 24% Fe, 0.2 내지 0.8% Al, 0.65 내지 2.25% Ti, 5.25 내지 6.5% Nb+Ta, 10 내지 15% Cr, 6.5% 이하의 W, 및 잔여량의 Ni+Co로 구성되는 것을 특징으로 하는 니켈계 초합금으로 된 주조품.

청구항 2

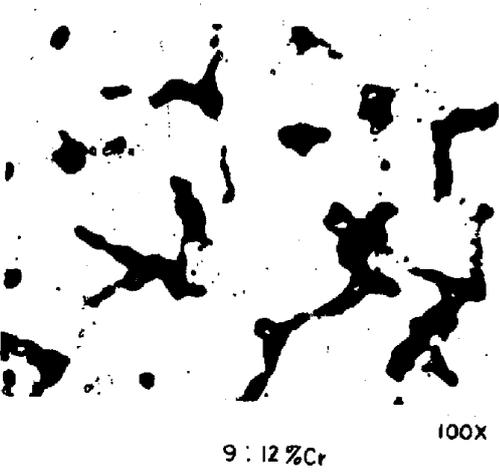
비가공 상태로 사용되는 주조되고 $\gamma''-\gamma'$ 상이 강화된 니켈계 초합금으로 된 주조품의 제조방법으로서, (a) 높은 Ti 및 Nb의 함량에 의해 미세 조직내의 γ'' 상과 γ' 상의 생성이 촉진되고 낮은 Cr 함량에 의해 미세 조직내의 라베스상의 생성이 억제되며, 중량%로 표시하여 3.3% 이하의 Mo, 15 내지 24% Fe, 0.2 내지 0.8% Al, 0.65 내지 2.25% Ti, 5.25 내지 6.5% Nb+Ta, 10 내지 15% Cr, 6.5% 이하의 W, 및 잔여량의 Ni+Co로 구성되는 조성을 갖는 합금을 용해 및 응고시키는 단계, (b) 상기 주조품내의 기공을 제거하기 위해 HIP 처리하는 단계, 및 (c) 주조품의 기계적 성질을 최적화 하기 위해 열처리하는 단계를 포함하는 것을 특징으로 하는 니켈계 초합금으로 된 주조품 제조방법.

도면

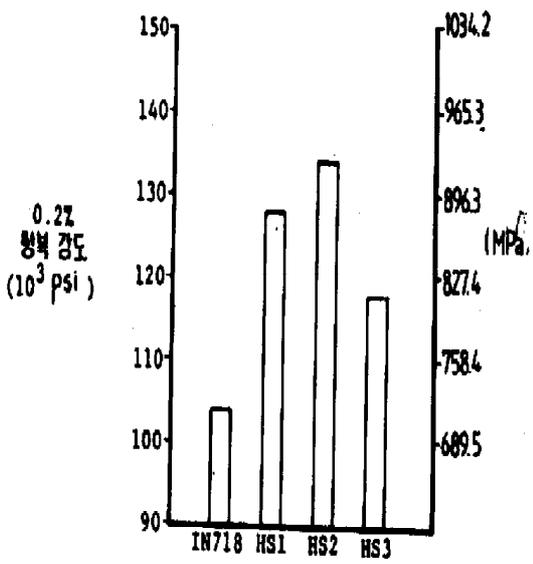
도면 1a



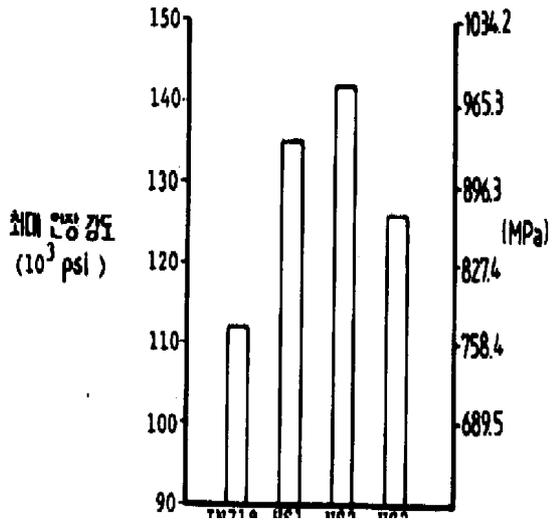
도면 1b



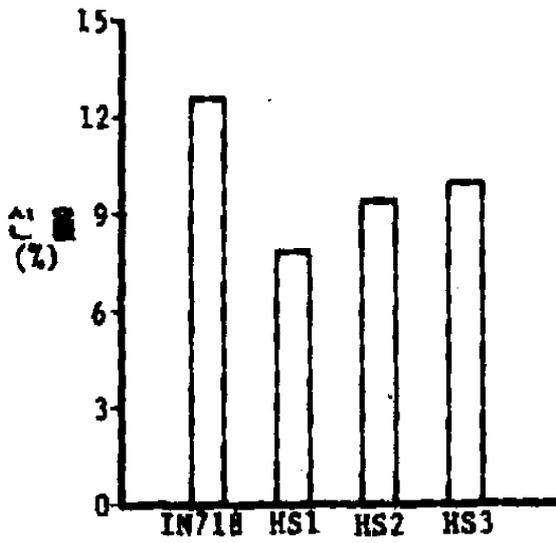
도면 2a



도면2b



도면2c



도면2d

