

Ni기 초합금 B1914의 다결정, 방향성 및 단결정 구조구조에 따른 고온 인장 특성 연구

안성욱 · 장용석* · 윤동한 · 임옥동 · V. Larionov · I. Grafas · 진영훈
이재훈** · 서동이*** · 오재명**** · 이상준***** · 임대순*

한국과학기술연구원 금속연구부, *고려대학교 재료공학과
한국타이어 중앙연구소, *미시간주립대학 재료공학과
****전력연구원 재료부식연구소, *****국립기술품질원 기계금속부

A Study on the High Temp. Tensile Properties of B1914 Ni-base Superalloy According to Crystal Structures of Poly-, Directionally Solidified- and Single Crystal Casts

Seong Uk An, Yong Seok Chang*, Dong Han Yoon, Ok Dong Lim, V. Larionov, I. Grafas,
Young Hoon Jin, Jae Hoon Lee, Dong-Yi Seo***, Je-Myung Oh****, Sang Zoon Lee***** and Dae Soon Lim*

Division of Metals, Korea Institute of Science and Technology, Seoul 136-791

*Department of Material science and Engineering, Korea University, Seoul 136-701

**R & D Center, Hankook Tire CO., LTD., Taejon 305-343

***Department of Material science and Mechanics, Michigan State University

****Materials & Corrosion Research lab. Korea Electric Power Research Institute, Taejon 305-380

*****Metallurgy Lab., National Institute of Technology and Quality, Kwacheon 427-010

(1998년 6월 2일 받음, 1998년 7월 3일 최종수정본 받음)

초 록 Ni기 초합금인 B1914로 다결정, 방향성 및 단결정을 제조하여, 상온과 고온에서 이들 결정종류에 따른 변형을 관찰하였다. 이들 결정을 제작하기 위하여 진공 구조에서 냉각속도와 온도구배를 제어하였으며, 제작된 봉상 시편들은 2단계의 진공열처리를 하고 아르곤가스로 급냉하였다. 동일한 모합금인 B1914로 제조된 결정들은 결정종류에 따라서 뚜렷한 변형(stress-strain)을 나타내었다. 즉, 항복강도와 인장강도는 다결정, 방향성 및 단결정 순으로 뚜렷이 증가하였다. 또한 600°C에서 모든 결정들은 γ' 의 강화효과로 인해서 가장 높은 741-816 MPa의 항복강도를 나타내었으며, 인장강도는 1005-1139 MPa이었다.

Abstract The B1914 Ni-base superalloy was manufactured according to crystal structures of poly-, directionally solidified- and single crystals. We observe deformation as type of different crystal structure from room to high temperature. Specimens are controlled by cooling rate and thermal gradient and then heat treatment in vacuum and then cooling with Ar gas. Different crystal structure has different stress-strain characteristic. At 600°C, yield strength and ultimate strength is increased single-, directionally solidified- and poly crystals in order.

1. 서 론

Ni기 초합금은 주로 600°C 이상의 고온에서 사용하기 위하여 개발된 합금으로서, 항공기 엔진, 가스터빈 및 터보차저 등의 핵심 구조소재(블레이드 등)나 단조소재(연소실 부품 등)등으로 사용된다. 이는 연소가스의 산화성 분위기와 높은 압력이 걸리는 매우 혹독한 분위기에서 Ni기 초합금이 내산화성과 고온강도가 강하기 때문이다.^{1,2)} 가스터빈 블레이드를 만드는 방법은 정밀주조 혹은 단조 두 가지 방법이 있지만, 가공의 어려움과 제작비 절감을 위하여 보통 정밀주조법을 사용한다. 이러한 블레이드의 내구수명은 진공 정밀주조 공정의 발전으로 크게 향상되었다. 이를테면, 다결정 블레이드는 많은 결정립계로 인하여 연소가스의 부식성 분위기 중에서 결정립계 열·응력 피로와 부식으로 인해 응력과 수직인 결정립계 균열에 매우 취약하다는 문제점을 안고 있었다. 이와 같은 문제점을

해결하기 위하여 일방향응고 구조 블레이드가 나타나게 되면서 또 한번의 기능 향상이 일어났다. 하지만 방향성 응고 블레이드 역시 결정립계를 경계로 원자배열 방향이 상이하어, 열적·기계적 특성차이가 생겨서 결정립계가 취약하였으며,³⁾ 이를 보완하여 90년도부터 단결정 사용이 보편화되었다. 즉, 다결정, 방향성 및 단결정으로 블레이드 소재가 발전함에 따라 가스터빈 사용온도를 100-200°C 증가와 2-8배의 수명향상을 가져왔다.⁴⁾ 그 결과 최근에는 단결정 사용으로 고성능·고효율 및 무공해(저 NOx) 가스터빈이 탄생하게 되었다. 이러한 블레이드 소재는 결정 종류에 따라 전형적인 소재가 사용되고 있다. 다결정 소재로 IN 738계, 방향성응고조직소재로서 Mar M 247계 및 단결정 소재로서 CMSX계 등의 니켈계 초합금이다. 그러나 이들 합금들의 결정성에 따른 기계적 강도를 비교하기에는 합금 첨가원소들이 상이하므로 방향성 및 단결정 강화효과가 합금첨가원소에 의한 기지강화, 석출물 파괴분

Table 1. The composition of the products of B1914 alloy. wt%

Ni	C%	Al%	B%	Cr%	Co%	Mo%	Ti%	Fe
bal.	0.001	5.58	0.11	10.1	9.8	3.1	5.27	0.11

울 및 크기 등과 같은 여러 인자들에 대하여 체계적인 규명이 어렵다. 따라서 본 연구에서는 현재 국내에서 전량 수입하여 사용중인 전형적인 다결정용 니켈계 합금인 B1914의 동일한 합금을 사용하여 다결정, 방향성 및 단결정 시편을 주조하여 결정성에 따른 미세구조와 기계적 특성을 관찰하였다. B1914는 ABB사가 개발한 대형선박 터보차저의 핵심부품인 다결정의 주조 블레이드를 제조하는데 사용되고 있다. ABB규격에 의하면 본 소재의 고온인장 물성치는 600°C에서 항복강도가 690 MPa 이상, 인장강도는 960MPa 이상으로 규정하고, 파괴 연신율은 8% 이상이어야 한다. 이러한 사용규정을 염두에 두고, 진공정밀주조 용해로에서 제조방법에 따라서 다결정, 방향성 및 단결정 시편을 만들어 B1914 소재의 고온인장 특성과 미세조직과의 관계를 연관시켜 분석하여, 미세조직이 B1914 소재의 고온 인장강도에 미치는 영향을 관찰하고, 온도에 따른 기계적 특성을 분석 평가하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용한 합금잉곳은 미국 Cannon-Muskegon사에서 진공용해한 니켈계 초합금인 B1914로서 현재 대형선박용 터보차저 엔진 블레이드소재로 사용되고 있으며 합금조성은 표 1에 나타내었다. 인장시편 제조는 정밀주조법에 의한 진공주조로에서 제작하였다. 즉, 인장시편을 제작하기 위하여 B1914 잉곳을 고주파 유도로에서, 약 10^{-2} torr의 진공 중에서 용해하였으며, 용탕주입온도는 결정에 따라 1480°C-1600°C에서 Ar 분위기 하에서 주입하며, 냉각속도는 결정에 따라 조절한다. 특히, 단결정은 selector법으로 주조하였다. 열처리하는 대부분의 초합금의 경우 3단계 열처리를 택하는데, B1914는 2단계 열처리를 택하였다. B1914는 탄소의 양이 작고, 보론의 양이 많아서 응고 말기에, 주로 입계에 boride들이 형성되는데, 이 boride들이 용체화 처리시 γ' 이 matrix에 고용되기 전에 incipient melting을 야기시키기 때문이다⁵⁾. 2단계 열처리법은, VTR564 엔진 블레이드의 공급회사인 ABB사의 규격에 준한 열처리로서, 열처리 방법은 최적의 γ' 형태와 분포를 이루게 하기 위해서, 1080°C에서 4hr 동안 열처리하여 Ar가스로 급냉한다. 두번째 열처리는 구형의 초미립자 γ' 을 석출시키기 위해서, 900°C에서 10hr 동안 열처리하여 Ar가스로 급냉한다. 모든 열처리 과정중의 시편은 대기 중에서의 불순물들과의 반응을 최소로 하기 위하여 수정관속에 10^{-2} Torr의 진공으로 진공 밀봉하여 열처리한다.

단결정과 방향성결정의 성장방향은 Laue 회절법으로 관찰하였다. 특히 방향성 시편은 cross section을 에칭하여 각각 결정들의 결정방향을 측정하여, 주조방향과 결정 성장방향 간의 차이를 분석하였다.

시험편의 고온인장 시험은 INSTRON 1127을 이용하여 상온, 600°C, 800°C에서 각각 0.1mm/min의 일정한 Cross head speed로 실험하였다. 시편은 #2000으로 연마 후에 Al_2O_3 로 최종 연마한다. 또한 고온인장시 시험은 도는 k-type의 열전대를 시편의 게이지 부분 상부, 중간, 하부에 부착하여 온도측정을 하며, 비교 분석하였다.

미세구조 관찰은 증류수 : HNO_3 : HCl : H_2O_2 = 30ml : 20ml : 20ml : 10ml로 실온에서 부식하여 수지상의 구조를 관찰하고, 10% H_3PO_4 용액으로 25V 10초간 전해 부식시켜 γ 를 용해시켜 γ' 구조를 관찰하는 것에 중점을 두었고, 광학현미경과 SEM을 이용하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

다결정, 방향성 및 단결정 인장시편을 제조하여, cross section면을 화학 부식시켜 결정에 따른 미세구조관찰을 한 것이 그림 1이다. 이 사진에서 결정의 구분이 용이한데, 우선 수지상의 성장을 가지고 분석해 보면, 수지상들이 주조조직의 증앙을 향하여 성장하는 다결정과 FCC 금속의 수지상 우선 성장방향은 [001]이기 때문에 1차수지상의 cross section만이 있는 방향성과 <001>단결정이다. 수지상의 1차가지와 2차가지의 간격은 모두 냉각속도가 증가할수록 좁아지는데, 다결정의 경우 냉각속도가 빠르므로 수지상의 크기와 간격이 작은 것을 볼 수 있으며, 냉각속도가 느린 방향성이나 단결정의 경우에는 수지상의 크기가 크고 간격도 크다. <001>단결정과 방향성결정을 구분하는 것은 수지상의 성장방향으로 알 수 있다. <001>단결정은 수지상의 성장방향이 모두 같으며, 방향성결정은 수지상의 성장방향이 차이가 난다. 이러한 것을 쉽게 구분하는 것은, 수지상의 증앙부위인 +처럼 생긴 검은 부위가 단결정에서는 어디에서나 방향이 같고, 방향성인 경우는 +들의 방향이 상이하다. 수지상 조직학적으로의 설명으로는 간격이 작을수록 기계적 강도가 증가한다고 알려져 있지만,^{6,7)} 이 실험에서는 수지상의 크기와 간격보다는 결정의 종류가 기계적 강도에 가장 큰 영향을 주는 것을 알 수 있었다.

그림 1 (b)의 방향성응고 조직사진을 보면 4개의 grain으로 이루어져 있는 것을 볼 수 있으며, 이 조직의 cross section의 Laue 역회절상 결과를 그림 2 (a)와 (b)에 나타내었다. 이들은 인접한 grain의 각각의 회절상에 의하면 인접한 두 grain의 성장각도가 7.7°인 것을 알 수 있었다. 그림 2 (c)는 <001>단결정을 보여주고 있다. <001>단결정과 방향성은 <001>방향과 2.5° 기울어져 성장하였음을 보여주고 있으며, <001>인장시험에 적절하였다.

인장시험전 γ' 형태를 관찰하기 위해, longitudinal plane을 전해부식(그림 3)하여, 수지상안의 γ' 의 형태와

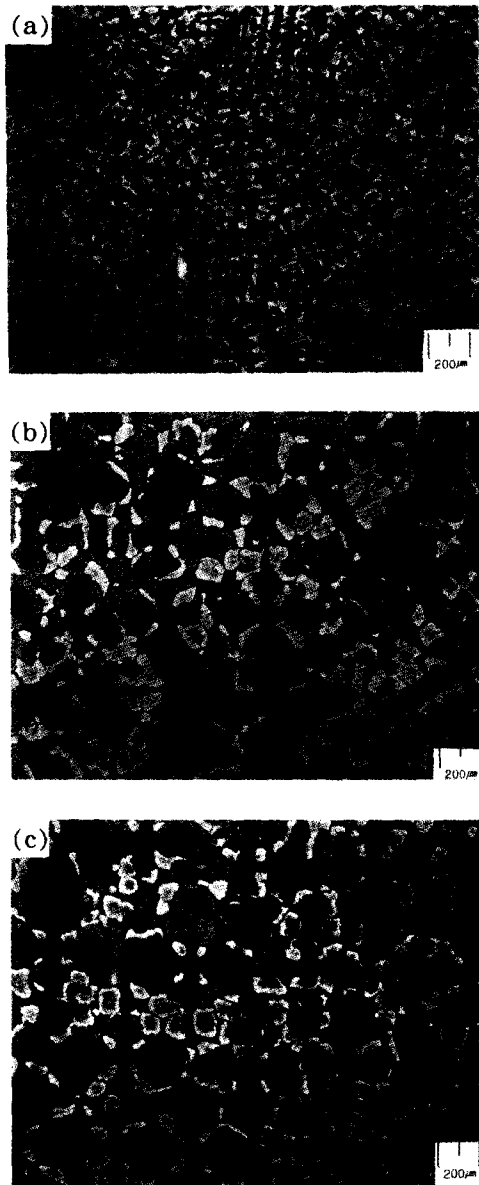
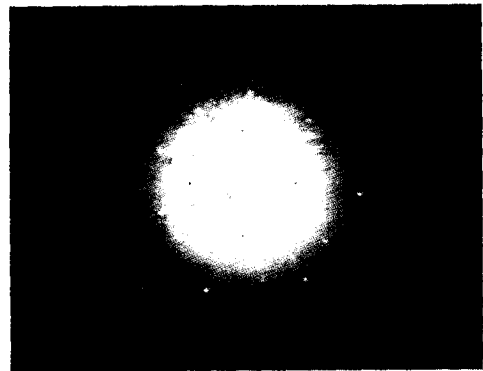
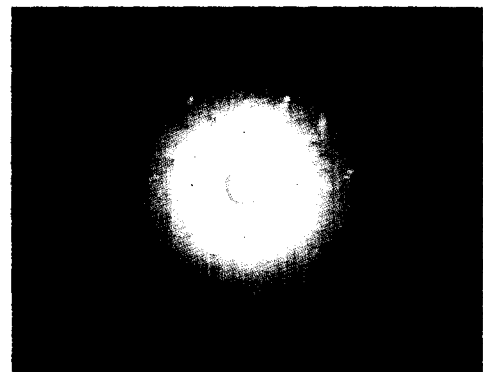


Fig. 1 Optical micrographs of cross section plane ($\times 50$) (a) PS (b) DS (c) $\langle 001 \rangle$ SC

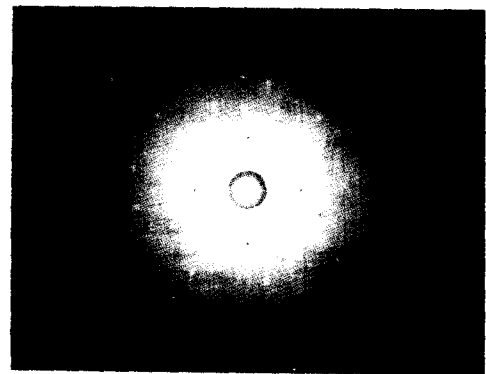
부피분율을 관찰해 보면 다결정의 경우에는 냉각속도가 빨라서 γ' 의 크기가 $0.4\mu\text{m}$ 이하였다. 한편, 방향성결정과 단결정의 제조방법은 냉각속도와 온도구배에 달려 있는데, 냉각속도가 다결정에 비해 매우 느리므로, γ' 의 크기가 약 $0.5\mu\text{m}$ 로서 다결정에 비해 큰 것을 알 수 있었다. 이는 냉각속도에 따른 γ' 의 성장차이 때문이다. Minoru Doi 등에 의하면 γ' 상은 (100)면과 $\langle 100 \rangle$ 방향을 공유하여 γ' 와 정합관계를 이루며, γ' 입자가 임계크기에 도달하기 전까지는 하나의 입방체 모양이 안정하다가 그 이상을 넘게 되면, 8개의 작은 입방체 이루어진 Ogdoad 형태로 split 현상을 일으킨다^{8~13)}고 보고한 바와 같이, 그림 3에서의 $\langle 001 \rangle$ 단결정의 longitudinal plane에서 γ' 의 (001)면을 볼 수 있고, Ogdoad 형태로 splitting 현상을 일으키는 것은, 냉각속도가 느린 방향성결정과 단결정에서 관찰되었다. 제2 γ' 상의 크기는 약 70-130nm(그림



(a) $4.5^\circ \langle \bar{3} \bar{4} 63 \rangle$



(b) $3.5^\circ \langle 0 1 16 \rangle$



(c) $2.5^\circ \langle 3 4 115 \rangle$

Fig. 2 Laue pattern (a) and (b) DS (c) $\langle 001 \rangle$ SC.

3 (d))이다. 이러한 γ' 의 형태와 크기를 강도적인 면에서 분석하여 보면, P. Beadmore 등이 보고한, γ' 의 부피분율이 일정하다면 임계크기의 범위내에서 입자의 크기가 클수록 강도는 증가한다¹⁴⁾는 것과 같이, γ' 의 크기가 큰 방향성과 단결정의 강도가 높았다.

다결정, 방향성조직 및 세 종류의 단결정들을 상온과 고온에서 인장시험한 결과들을 시험온도에 따라 그림 4에 나타내었다. 600°C 에서의, ABB규격인 연신율: 8%, 항복강도: 690MPa, 인장강도: 960MPa를 모두 초과하여 충족시키고 있으며, 이러한 결과는 Versnyder의 보고와 같이, 단결정, 방향성, 다결정 순으로 좋은 연신율과 강도를 보이는 것과 일치한다.²⁾ 다결정과 비교시 방향성은 파단

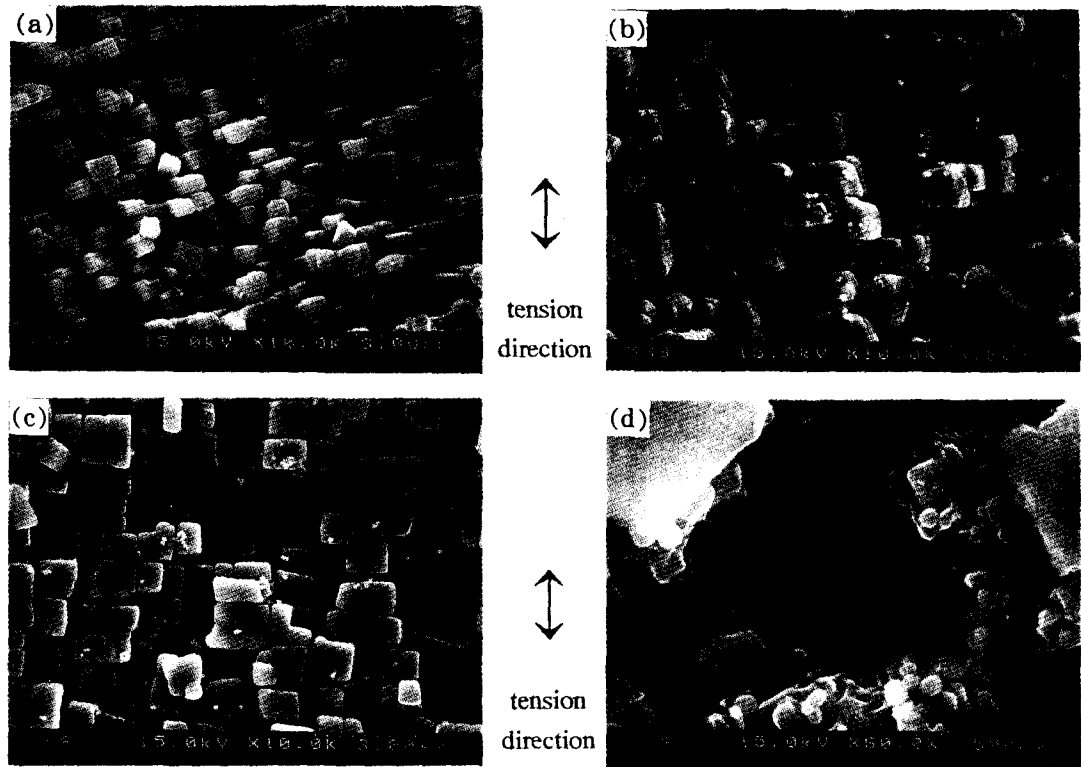


Fig. 3 Morphology of 1st γ' by electro etching (a) poly crystal (b) directionally solidified (c) $\langle 001 \rangle$ single crystal and (d) morphology of 2nd γ' in $\langle 001 \rangle$ single crystal.

연신율이 56.7%, $\langle 001 \rangle$ 단결정은 100% 증가했는데, 이는 ABB 규격의 약 2-3배 이상으로 파단 연신율이 매우 우수함을 알 수 있었다. 방향성과 $\langle 001 \rangle$ 단결정은 800°C에서 연신율이 증가하며, 다결정은 감소하였다.

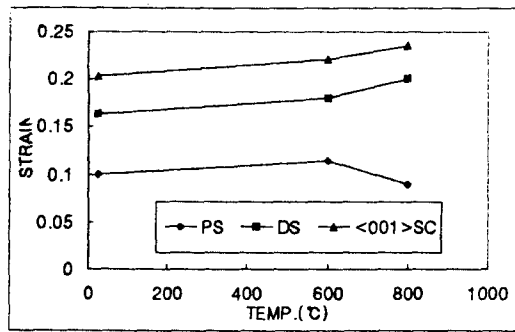
항복강도는 creep 수명을 예상할 수 있는 중요한 변수인데, 항복강도를 비교하여 보면, 상온 항복강도는 모든 결정에서 약 606-634MPa로서 비슷하였지만, 특히, 방향성과 $\langle 001 \rangle$ 단결정의 항복강도는 거의 비슷하였는데, 이는 방향성과 단결정은 주조시 결정이 모두 $[001]$ 방향과 약 5° 이내로 성장하여 결정방향이 비슷하기 때문이다. 600°C에서는 상온보다 높은 741-816MPa의 항복강도를 나타냈다. 특히, $\langle 001 \rangle$ 단결정의 항복강도가 다른 결정에 비해 가장 높게 나타났다. 이러한 결과는 유사한 니켈계 초합금에서 보고하는 결과와 잘 일치하고 있다.^{2,15,16)} 600°C에서 $\langle 001 \rangle$ 단결정은 다결정과 비교시 항복강도가 약 10% 증가한 약 816MPa를 나타내며, 이는 이들의 파단연신율을 고려할 때, 수명이 약 2-4배 이상 상승하게 될 것으로 추정된다.⁴⁾ 이러한 예상치는 다결정보다 단결정의 크립파단수명이 약 8-9배 정도 향상되는 것에 비해서 매우 떨어지는데, 이는 B1914가 다결정 전용합금으로서 미량의 B 및 C 등의 첨가 원소에 의해서 탄화물 및 불화물 등이 석출되어 거대조직으로 혹은 침상조직으로 존재하게 된다. 이러한 거대조직과 침상조직 등이 고온 수명강도를 감소시키기 때문이다.

600°C와 800°C에서는 $\langle 001 \rangle$ 단결정은 방향성보다 인장 및 항복강도가 높다. 이는 고온에서의 γ' 의 강화효과

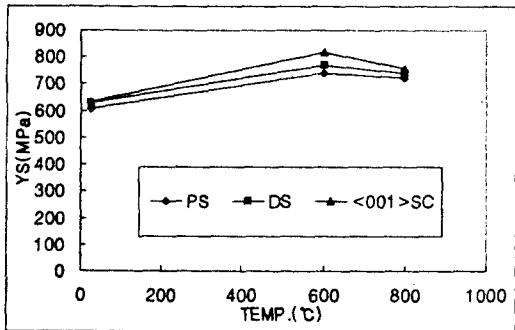
가 입계강화효과 보다 강하며, 입계에 의한 파괴가 발생되기 때문에 방향성결정의 강도가 감소한다. 800°C에서는 고온 γ' 강화효과가 떨어지게 되어, 인장시험을 하였을 때는 가장 낮은 인장강도를 나타내었다.

ABB 자료에 의하면, B1914의 경우 항복강도는 600-650°C에서 가장 높은 강도를 나타내는데, 이는 고온에서 매우 안정한 미세한 γ' 석출되면서 석출강화효과가 크기 때문에 나타나는 현상이다. 즉, 고온 석출강화 효과는 γ' 입자 파괴분율이 클수록 고온강도는 증가하며,^{12,16,17)} 이러한 $[Ni_3(Ti, Al)]$ 형의 규칙상인 γ' 에 의한 강화기구는 coherency strain으로 인하여 전위가 석출물을 지나지 못하게 방해하는 것과 전위가 γ' 내에 들어간다고 해도 γ' 이 규칙상이므로 APB (antiphase boundary)를 형성하게 됨으로서 강화가 일어난다고 보고하고 있으므로,¹⁸⁾ 강도와 연신율 상승은 다음의 세 가지 원인으로 분석할 수 있다. (1) 600°C에서 γ' 은 70-130nm 크기의 제2 γ' 이 석출되어 γ' 파괴분율이 증가하고, (2) 변형 중에 기지 및 γ' 에 전위밀도가 상승하고, (3) 이에 따라 전위- γ' 석출물간의 강화도 예상되므로 항복강도가 크게 증가한 것이다.¹¹⁾ 그러나 800°C에서는 (1) 미세한 제2 γ' 형성되지만, γ' 파괴분율이 급격히 감소하여 실온보다 더 낮은 파괴분율을 가지기 때문에 강도가 가장 낮으며, 또한 (2, 3) 변형 중에 기지 및 γ' 에 전위밀도가 상승과 이에 따른 γ' 석출물의 전위운동에 대한 저항성도 800°C에서는 감소하므로 강도가 감소하는 것으로 사료된다.^{12,16)}

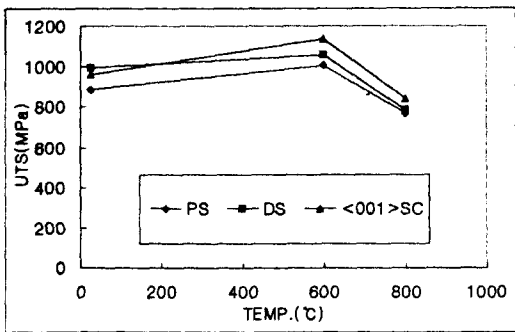
다결정, 방향성 및 단결정 인장시험의 파단면을 그림 5



(a)



(b)



(c)

Fig. 4 The result of tensile test for poly crystal, directionally solidified, single crystal <001> (a) strain, (b) the 0.2% yield stress and (c) ultimate tensile strength.

에 나타내었다. : (a) 다결정에서는 1차 수지상에 따라 파괴가 일어난 것으로 보아 1차 수지상에 의한 취성에 가까운 파단으로 파단 되었다. (b) 방향성응고 조직에서는 다결정에서와 같이 1차수지상 파단이 관찰되나, 그 파단 수지상이 수직으로 끊어지므로 다결정에서보다는 취성파단이 지연된 것을 알 수 있었다. 이 결과는 다결정보다 방향성응고 결정의 연신율이 60% 이상 향상된 것을 설명할 수 있었다. (c)와 (d)의 단결정 파단면에서 (c)의 그림과 같이 국부적으로 1차 수지상에 의한 파단면이 관찰되기는 하나, 일반적으로 단결정의 파단면은 <001>단결정은 슬립에 의한 파괴를 보여주고 있다. 600°C에서는 (111) $[101]$ 슬립계가 작동하여 파괴가 일어나며, 하나의 슬립계가 아니라, 여러 슬립계에서 파괴가 일어난다고 보고되었는데, ^{15, 19, 20, 21)} (d)와 같이 인장방향의 30~60° 방향으로 연성파괴가 발행한 것으로서 복합 슬립시스템임을 알 수 있었으며, 이러한 파단면으로 단결정의 파단연신율이 가장 우수함을 입증할 수 있었다.

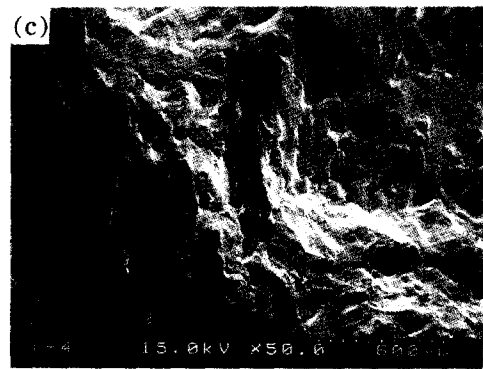
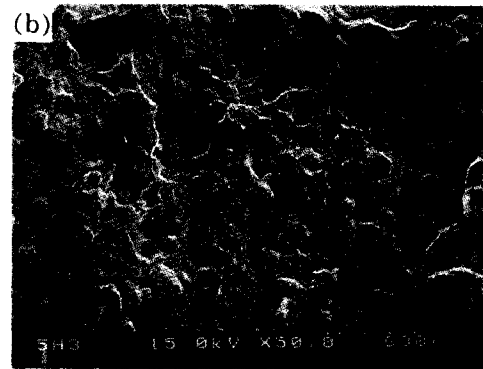
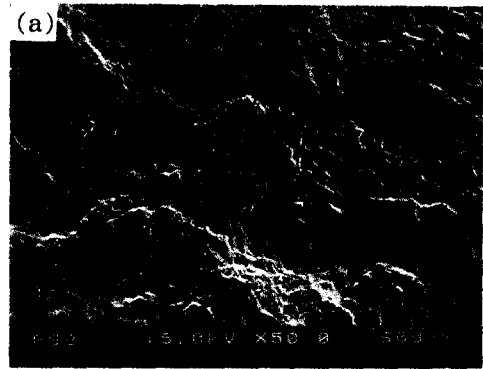


Fig. 5 SEM micrographs of fracture plane at 600°C (a) poly crystal($\times 50$) (b) directionally solidified($\times 50$) (c) <001> single crystal($\times 50$) (d) <001> single crystal($\times 20$).

4. 결 론

B1914 합금으로 다결정, 방향성 및 단결정 시편을 주조하여 상온 및 고온의 인장 특성을 비교하였다. 또한 단결

정시편에서 <001>에 평행한 방향과 수직인 방향으로 시편을 채취하여 인장특성을 비교하였다.

(1) 다결정과 비교시 방향성 및 단결정의 파단연신율은 상온과 고온에서 모두 2-3배로서 ABB규격(8%)을 상회하였다.

(2) 다결정에 비해, 단결정은 고온 인장성질을 매우 향상시켰으며, 특히 γ' 의 고온강화 효과로 인해서 600°C에서 가장 높은 강도를 나타내었으며, 600°C에서 실험결과를 비교하였을 때, 방향성결정은 다결정에 비해 연신율은 약 56.7%, 항복강도는 약 4%증가하였다. <001>단결정은 다결정에 비해 연신율은 약 2배, 항복강도는 약 10%상승했다.

(3) 냉각속도가 빠른 다결정에 비해, 냉각속도가 느린 방향성과 단결정은 γ' 이 조대하며, 한 개의 입방체 γ' 입자가 8개의 작은 입방체로 분리되어 Ogdoad 형태로 split 되었다.

(4) 냉각속도를 조절하여 결정별로 주조한 결과 수지상의 크기와 간격이 기계적 성질에 영향을 주기보다는, 결정 종류가 기계적 강도에 큰 영향을 미치는 것을 알 수 있다.

(5) 파단면 분석결과 단결정이 다결정 및 방향성에 비해 뚜렷한 연성파단을 나타냄으로서 고온강도와 연신율의 우수성을 입증할 수 있었다.

참 고 문 헌

1. William F. Smith : Structure and Properties of Engineering Alloys, 2nd ed., pp. 487, McGRAW-HILL, Inc., New York, (1993)
2. Francis L. Versnyder and M. E. Shank : Materials Science and Engineering, 6, pp. 213, (1970)
3. Gray L. Erickson : Metal Handbook Vol. 1, 10th ed., pp. 981, (1989)
4. 안성욱, 김수철, 임옥동 외 : 한국재료학회지 Vol. 6, No. 9, pp. 871, (1996)
5. B. Pearcey and R. W. Gamble : Met. Trans., 3, pp. 2157, (1972)
6. D.A. Porter and K. E. Easterling : 금속상변태, pp. 1, pp. 446, 반도출판사, (1991)
7. 강찬식 : 구조공학, pp. 27, 개문사, (1994)
8. Minoru Doi and Toru Miyazaki : Mat.Sci and Eng., 78, pp.87, (1986)
9. Minoru Doi, Hiroshi Imamura and Takao Kozakai : Mat.Sci and Eng., 54, pp.9, (1982)
10. T. Miyaza, H. Imamura, H. Mori and T. Kozaka-i ; J. Mat. Sci., 16, pp. 1197, (1981)
11. A. K. Shina and J. J. Moore : Metallography, 19, pp. 75 (1986)
12. Minoru Doi and Toru Miyazaki : Mat.Sci and Eng., 67, pp.247, (1984)
13. R. A. Ricks, A. J. Porter and R. C. Ecob : Acta Metall, 31, pp. 43, (1983)
14. P. Beadmore, R. G. Davies and T. L. Johnson : Trans, TMS-AIME, 245, pp. 1537, (1969)
15. Rebeccan A. MacKay, Robert L. Dreshfied and Ralph D. Maier : Superalloys , pp. 385, (1980)
16. R. P. Dalal, C. R. Thomas and L. E. Dardi : Superalloys 1984, pp. 185, (1984)
17. M. V. Nathal, R. D. Maier and L. J. Ebert, Metall. Trans. A, 13A, pp. 1775, (1982)
18. William F. Smith : Principles of Materials Science and Engineering, 2nd ed., pp. 69, McGRAW-HILL, Inc., New York, (1990)
19. P.H. Thorton, R. G. Davies and T. L. Johnston : Metall. trans., 1, pp. 207, (1990)
20. R. A. Mulford and D. P. Pope : Acta Metall., 21, pp.137, (1973)
21. A. E. Staton Bevan and R. D. Rawlings : Philos. Mag., 32, pp. 787, (1975)