

주조용 718합금의 고온 인장 성질에 미치는 석출물의 영향

朱東元 · 趙昌龍 · 金豆炫 · 柳泳守 · 金仁守 · 趙海龍* · 崔承柱

한국기계연구원 내열재료그룹
*충북대학교 기계공학부

Effect of Precipitates on the High Temperature Tensile Properties of Cast Alloy 718

Dong-Won Joo, Chang-Yong Jo, Doo-Hyun Kim, Young-Soo Yoo, In-Soo Kim,
Hae-Yong Cho* and Seung-Joo Choe

Materials Processing Department, Korea Institute of Machinery and Materials, 66 Sangnam-dong, Changwon 641-010, Korea
*Dept. of Precision & Mechanical Engineering, Chungbuk National University, Cheongju, Korea

(2000년 9월 1일 받음, 2000년 11월 1일 최종수정본 받음)

초 록 주조용 718합금의 고온 인장 성질에 미치는 석출물의 영향을 상추출법과 미세조직관찰을 통해 고찰하였다. 고온 인장 시험에서 760℃까지는 인장강도와 연신율이 동시에 감소하였고, 그보다 높은 온도에서는 인장강도는 급격히 감소하고 연신율은 증가하였다. 고온 인장시험에 의한 응력의 영향으로 인하여 γ' , γ'' 석출물의 양은 760℃에서 최대의 값을 나타내었다. 미세한 γ' , γ'' 상의 석출이 최대로 일어나는 온도에서 석출물에 의한 유동응력의 증가로 인해 항복강도의 저하폭이 작았으며, 연신율은 가장 낮은 값을 나타내었다. 760℃보다 높은 온도에서는 전체적인 석출물의 양도 감소하였고, 특히 강화석출상의 양이 적어 연화현상이 급격히 나타났다.

Abstract The effect of precipitates on the high temperature tensile properties of cast alloy 718 was investigated by phase extraction method and microstructural observation. The value of tensile strength and elongation gradually decreased with increasing testing temperature up to 760℃. Elongation of the alloy increased, while tensile strength decreased above 760℃. The amount of precipitates in the specimen that tensile tested at 760℃ showed maximum owing to stress assisted precipitation. Therefore, the alloy exhibited the lowest value of the elongation and the degree of decrease in yield strength at this temperature due to high flow stress of precipitates. Little amount of precipitate, especially γ' and γ'' , resulted in softening of the alloy at the temperature above 760℃.

Key words : Microstructure, Phase extraction method, γ'' , γ' and δ precipitate, Flow stress

1. 서 론

초내열 718합금은 고온강도, 연성, 내식성 및 용접성이 우수하여 항공기 엔진 부품과 고온 구조물 등에 많이 이용되고 있다.¹⁻³⁾ 이 합금은 초내열합금 중 비교적 저온인 650℃ 이하에서 주로 사용하도록 설계된 것으로, 주 강화 석출상은 다른 Ni기 초내열합금과 달리 γ'' 상으로서, 기지와 $\{100\}_\gamma // \{100\}_\delta$; $[001]_\gamma // \langle 001 \rangle_\delta$ 관계를 갖는 정합의 준 안정상으로 Ni₃Nb 조성에 DO₂₂(BCT) 결정구조를 가지며 원관형상으로 석출된다.^{3,4)} γ'' 상은 온도가 상승하면 고온에서 안정한 석출물인 동일 조성의 δ 상으로 변태한다.⁴⁾ 주조용 합금에서 δ 상은 응고과정에서 용질원자인 Nb의 편석이 심한 결정입계나 수지상간영역에서 주로 석출하고 γ'' 상과 동일한 Ni₃Nb의 화학조성을 갖고 있으나, 결정구조가 DO₂₂의 사방정계(orthorhombic)로 기지와는 $\{111\}_\delta // \{010\}_\gamma$; $\langle 110 \rangle_\delta // [100]_\delta$ 관계를 가지며 침상 또는 판상으로 석출한다.⁵⁻⁸⁾ 고온에서 준안정 γ'' 상이 안정상인 δ 로 변태가 일어나면 이 합금은 연화현상이 나타난다고 알려져

있다.¹⁾

특히, 주조용 합금의 경우에는 단조용 합금과는 달리 용질원자의 편석으로 상변화가 비교적 낮은 온도에서 이루어지고 있다. 일반적으로 단조용 718합금에서 γ'' 상 \rightarrow δ 상으로의 변태개시온도는 843℃~871℃ 사이로 알려져 있으나,⁹⁾ 주조용 718합금은 816℃~871℃ 사이로 단조용 합금에 비해 낮은 온도에서 변태가 이루어지고 있다.⁸⁾ 고온에서 γ'' 상 \rightarrow δ 상으로의 변태는 응력하에서 더욱 더 쉽게 일어나고, 이들의 변태는 주로 결정입계와 입내에 형성된 변형띠(deformation band) 상에서 나타나는 것으로 보고되고 있다.^{10,11)} 이와 같이 온도와 응력에 의해 강화석출상인 γ'' 상에서 δ 상으로의 변태가 촉진되면 고온 기계적 성질에 큰 영향을 미치게 된다.

주조용 718합금은 항공기의 엔진 구조물 재료로 많이 이용되고 있다. 따라서 적정 사용온도인 650℃³⁾ 이상의 온도에 노출될 가능성이 있으며, 고온에 노출되었을 경우 고온 응력하에서 석출물의 상변화는 더욱 더 활성화될 것이다. 그러나 주조용 718합금의 고온변형기구와 석출물의 거동

Table 1. Chemical composition of cast alloy 718.

Element	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Nb+Ta	Ti	Al	Fe	Ni
wt. %	0.08	0.35	0.35	0.015	0.015	19	3.0	5.1	0.90	0.60	18	Bal.

에 대한 연구는 열간노출 및 크리프시험 등을 통하여 주로 이루어지고 있다.¹²⁾ 또한 앞선 열간 노출과 크리프 연구에서 고온 응력하에서 석출물의 상변화가 급속하게 일어나는 것을 관찰할 수 있었다.^{11, 12)} 따라서 본 연구는 650°C 이상의 온도에서 크리프시험 보다 높은 응력과 빠른 변형속도를 가지는 인장시험을 통해 조직변화, 석출물의 거동 및 고온 변형기구를 조사하여 주조용 718합금의 고온 기계적 특성에 대한 자료로 활용하고자 한다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 시험편은 Cannon-Muskegon사에서 제조한 모합금을 진공유도용해로에서 재용해하여 진공 상태에서 봉상(15mm ϕ ×165mmL)으로 정밀 주조하였다. 사용한 모합금의 조성은 표 1에서 나타냈다. 주조한 시험편은 SAE(ASM 5383D) 규정에 따른 표준열처리인 1×10⁻³torr 이상의 진공상태에서 균질화처리, 용체화처리를 거쳐 2단 시효처리를 하였으며 그 조건은 다음과 같다.

- 균질화처리: 1093°C에서 90분 유지 후 공냉
- 용체화처리: 968°C에서 60분 유지 후 공냉
- 2단 시효처리: 1차 시효 - 718°C에서 480분 유지 후 621°C까지 로냉,
2차 시효 - 621°C에서 480분 유지 후 공냉

그리고 열처리가 끝난 봉상 시험편을 ASTM E8의 규격에 따라 평형부 직경 6mm의 인장 시험편으로 가공하였다. 고온 인장시험기(100THZ727)를 이용하여 변형속도를 항복값까지는 0.8×10⁻⁴sec⁻¹, 그 이후에는 0.8×10⁻³sec⁻¹으로 하여 시험하였다. 시험 온도는 718합금의 최고 사용온도로 알려져 있는 650°C (1200°F)와 규격에 명시된 704°C (1300°F), 그리고 이상 가열조건으로 760°C (1400°F), 816°C (1500°F) 및 871°C (1600°F)로 설정하였다. 고온 인장거동과 조직변화의 관계를 고찰하기 위하여 인장시험 후 시험편을 응력축에 평형하게 절단하여 미세조직을 관찰하였다.

고온 인장시험한 시료의 석출물 거동을 관찰하기 위해 상추출(phase extraction)법을 이용하였다. 1g (NH₄)₂SO₄ + 1g HOOCCH(OH)CH(OH)COOH + 100ml H₂O 전해추출액에 시험편을 담고 0.4mA/mm²에서 2시간 동안 추출 후 필터에 여과하였다. X-선 회절시험기를 이용하여 여과된 시료의 회절 피크를 얻었다. 이렇게 얻은 X-선 회절값을 정량분석 프로그램(QUASAR V1.0: Philips Electronics N.V.)에 입력하여 각각의 석출물에 대한 정량 분석을 하였다.

주조상태, 열처리 및 고온 인장변형에 따른 미세조직 변화를 고찰하기 위하여 연마된 시험편을 Kalling's II (2g CuCl₂ + 40ml HCl + 80ml Ethanol) 용액으로 부식시켜 광

학현미경과 주사전자현미경(JEOL, JSM-5800)을 사용하여 관찰하였다. 고온 인장 변형의 변형기구 고찰은 -20°C의 10% HClO₄ + 10% CH₃CH₂OH + 80% C₂H₅O 용액으로 jet 연마한 시료를 투과전자현미경(TEM, JEOL JEM-2000FX II)을 사용하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 조직관찰

그림 1은 주조 후 표준 열처리한 주조용 718합금의 미세 조직이다. 주조용 재료는 단조용 재료와 달리 균질화처리 및 용체화처리에 의해서도 용질원자의 편석이 완전히 제거되지 않기 때문에 주조 후 냉각 중 또는 열처리 과정에서 석출된 석출물들이 결정입계 또는 수지상간 영역에서 주로 관찰되고 있다.

수지상 응고에 의해 수지상간영역 혹은 결정입계부근에는 용질원자인 Ti, Nb 등이 편석하게⁹⁾ 되어, 그림 1과 같은 조직이 나타나게 된다. 수지상간 영역 또는 결정입계에 각형(blocky) MC탄화물인 NbC 또는 TiC가 그림 1(b)와 같이 나타난다. 특히 수지상간 영역에서 약간씩 떨어져서 MC가 나타나는 것은 MC의 정출시기를 나타내는 것으로 최종응고가 일어난 수지상간 영역에 비해 MC의 정출이 먼저 진행된 것을 의미한다. 한편 그림 1(a)와 (b)에서 침상 조직은 718합금에서 나타나는 Ni₃Nb의 δ 상으로 모상과 일정한 방위관계를 가지고 침상 또는 판상으로 석출하며, 강화석출상인 γ' 상과 동일한 조성을 갖는 고온에서 안정한 상이다. 일반적으로 단조용 718합금에서 δ 상은 결정입계에 석출하여 크리프 저항성을 향상시켜 고온 기계적 성질을 개선하는 것으로 알려져 있다.⁸⁾ 침상조직들 사이에 나타나는 괴상(massive phase)들은 응고중 수지상 영역에 Nb이 편석하므로써 생성된 (Fe,Cr,Mn,Si)₂(Mo,Ti,Nb) 형태의 Laves상으로 주조용 718합금에서는 일반적으로 나타나는 TCP상의 일종이다.⁸⁾ Laves상은 고온에서 기지와 결합력이 약해져서 기계적 성질을 저해하므로 열처리 등에 의해 가능한 감소시켜야 한다.¹⁰⁾ 그리고 이 합금의 주강화상인 γ' (Ni₃Nb)상도 Nb의 편석이 상대적으로 심한 수지상간 영역이나 결정입계에서 우선 석출하여나타나는 것으로 알려져 있으나^{2, 8)}, 너무 미세하여 광학현미경이나 SEM으로는 잘 관찰되지 않았다. 이를 TEM으로 확인한 결과 그림 1(c)와 같이, 미세한 석출상들은 γ' 상으로서 원관형상으로 기지와 일정한 방위를 가지고 석출되어 있었다. 그리고 이 합금에서는 FCC결정구조를 갖는 구형의 γ (Ni₃Al,Ti)상도 소량 존재하지만, γ 상은 γ' 상 보다 미세하고 성분비 따라 γ' 상과 동시에 나타나는 경우가 있어 구분하기가 곤란하다.⁹⁾

이와 같이 주조용 718합금에는 γ' 상, γ 상, δ 상, MC탄화물 및 Laves상 등의 석출물들이 존재하며, 이들이 고온

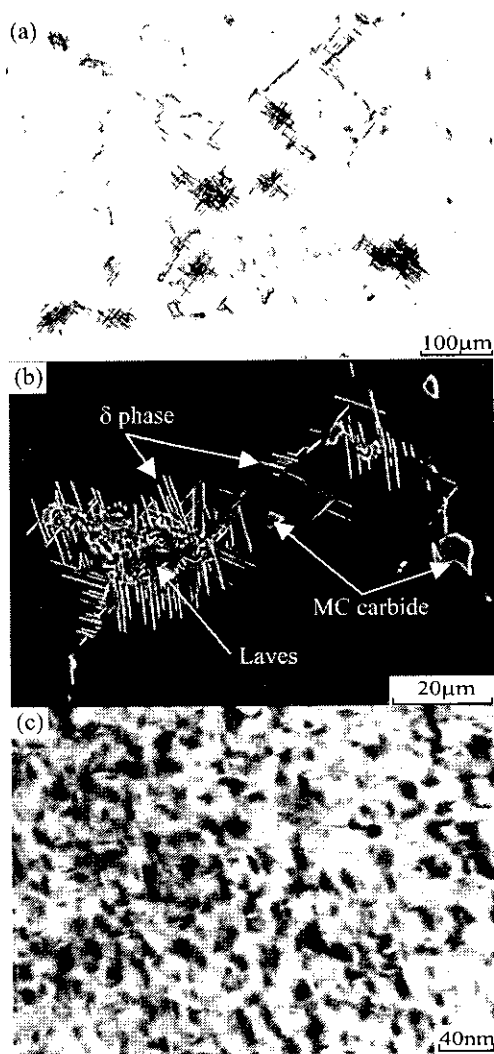


Fig. 1. Micrographs of cast alloy 718 after standard heat treatment. (a) Optical micrograph (b) SEM micrograph showing interdendritic region (c) TEM micrograph showing γ' , γ'' precipitates

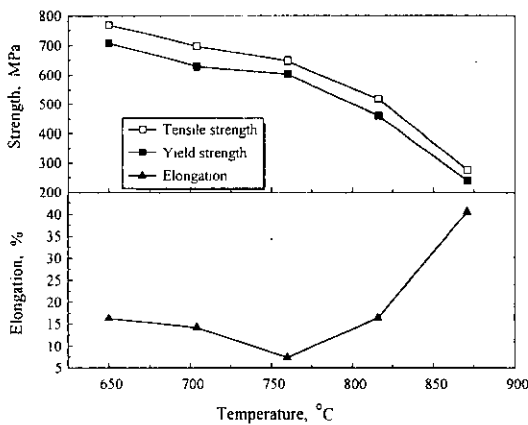


Fig. 2. High temperature tensile tested results of cast alloy 718.

인장시험 중에 718합금의 소성변형거동에서 미치는 영향에 대하여 고찰하였다.

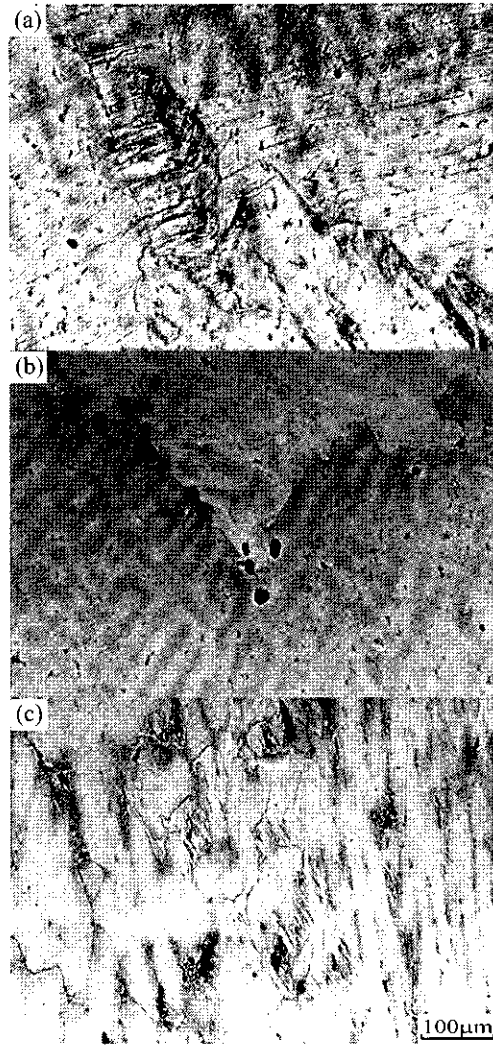


Fig. 3. Micrographs of tensile failed specimens near to the fracture surface. (a) 649°C (b) 760°C (c) 871°C

3.2 고온 인장거동

그림 2는 주조 후 표준 열처리한 시료의 고온 인장시험 결과를 나타낸 것이다. 인장강도와 항복강도는 온도가 상승할수록 서서히 감소한 후 816°C 이상에서 급격히 감소함을 알 수 있다. 연신율 또한 760°C까지는 인장강도와 비슷한 정도로 서서히 감소하고, 그 이상의 온도에서 증가하여 871°C에서는 아주 높게 나타나고 있다. 일반적으로 금속재료에서는 인장강도와 연신율은 반비례하지만, 이 합금에서는 760°C까지는 인장강도의 감소와 동시에 연신율이 감소하고, 760°C에서는 극히 낮은 연신율 값을 나타내는 것으로 보아 이 온도 부근에서 고온 취성 영역이 존재하는 것이라 생각된다.

그림 3은 인장 시험 후 인장 방향과 평행하게 절단한 단면의 미세조직이다. 약 16%의 연신율을 갖는 649°C 시편의 경우 내부에 심한 소성변형이 일어난 것을 보여주는 슬립 선들이 많이 관찰된다. 871°C에서 약 40% 이상의 연신율을 갖는 시료에서도 소성변형이 심하게 일어난 흔적을 발견할 수 있다. 그러나 연신율이 가장 낮은 760°C의 시편에

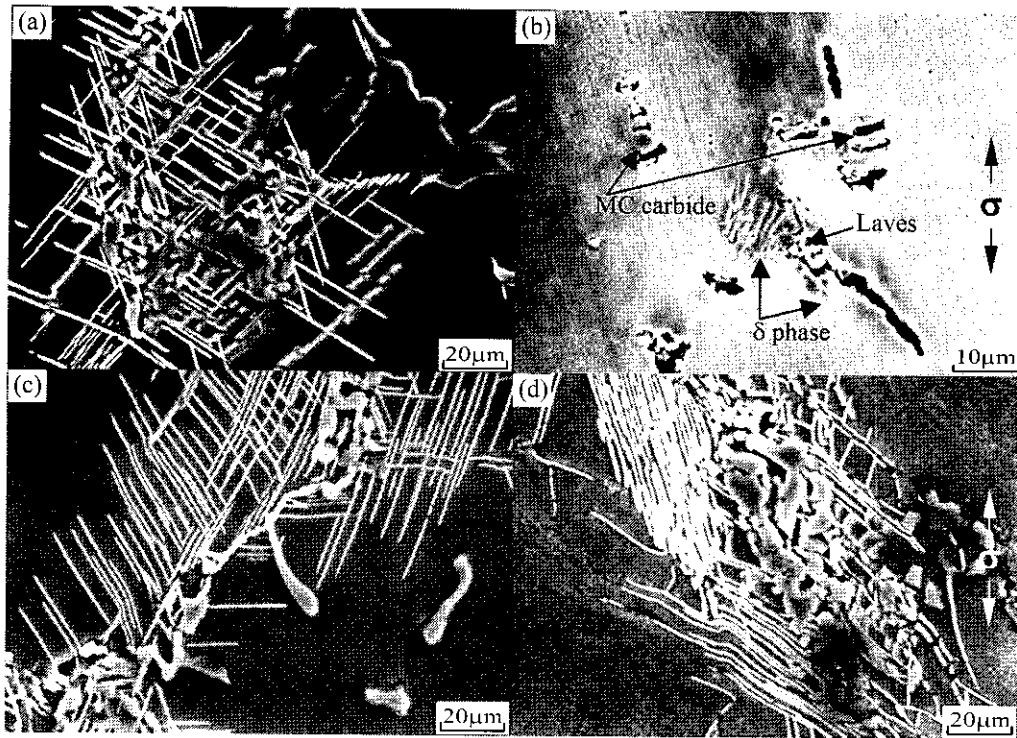


Fig. 4. SEM micrographs of tensile tested specimens. (a) Tensile tested at 649°C, (b) 760°C, (c) 816°C and (d) 871°C

서는 결정입계 및 입내에 변형된 흔적이 두 시편과는 비교될 정도로 적게 나타나고 있다.

금속재료에서 온도가 증가하면 인장강도의 감소와 연신율의 증가가 나타나는 것은 일반적인 거동이지만, 초내열합금의 경우 이와 달리 고온에서 인장강도가 증가하는 역 온도 의존성 (abnormal temperature dependent) 이 있다.¹³⁾ Beardmore 등은¹⁴⁾ Ni-Cr-Al 합금에서 강화석출물인 γ' (Ni₃Al) 상의 함량이 고온 유동응력에 미치는 영향을 조사한 결과, 10% 이상 γ' 상이 석출된 합금은 강화석출물이 없는 합금에 비해 높은 유동응력을 나타내고, 40% 이상 함유한 합금에서는 온도상승에 따라 유동응력이 상승한 후 감소하는 경향을 나타낸다고 보고하고 있다.

고온에서 초내열합금의 유동응력이 증가하는 이유는 강화석출상인 γ' 상의 슬립 시스템이 온도에 따라 변화하는데 기인하는 것으로, A₃B (L1₂) 형의 초격자 (superlattice) 결정구조를 갖고 있는 γ' 상은 {111} <110> 슬립계에서 슬립이 일어난다. 그러나 온도가 상승하면 새로운 슬립계의 작용에 의하여 변형되는 것으로 보고되고 있다.¹³⁾ 즉 온도 상승에 따라 400°C 부근에서 새로운 {100} <110> 슬립계가 나타나고, 이 {100} <110> 슬립계가 700°C 이상에서는 주 슬립계로 작용한다고 보고되고 있다.¹³⁾ 이와 같이 초격자의 유동응력 증가는 슬립계의 변화에 의한 것으로서, FCC 결정구조에서 {100} <110> 이 주 슬립계로 작용하면 슬립면인 (100) 면은 조밀면이 아니기 때문에 쉽게 슬립이 일어나지 못해 유동응력이 증가한 것이다.

주조용 718 합금에서 주강화석출상인 γ'' (DO₂₂) 상 또한 γ' 상과 마찬가지로 규칙격자구조 (ordered structure) 를

갖고, 기지와 정합이면서 미세하게 석출되므로, 고온에서 γ' 상과 같은 변형거동을 나타낸다. 따라서 인장시험에서 760°C까지 온도상승에 따라 항복강도값이 적게 감소하는 것은 γ' , γ'' 상의 석출에 의한 유동응력의 증가로 인하여 나타나는 현상이라 볼 수 있다.

본 718 합금에서 γ' , γ'' 상의 분율이 10% 이하로 적기 때문에 온도가 상승함에 따라 항복강도가 증가하는 역 온도 의존성은 나타나지 않고, 그림 2에서와 같이 온도 상승에 따라 항복강도의 감소를 억제한다. 즉 석출물의 양이 적기 때문에 석출물에 의한 유동응력 증가가 온도 상승에 따른 기지의 항복강도 저하를 상쇄할 만큼 크지 않지만 항복강도 저하폭을 감소시키게 된 것이다. 특히 760°C에서 상대적으로 높은 항복강도를 나타내는 것은 이 온도에서 강화석출상의 양이 다른 시험온도에 비해 많이 석출되어 석출물에 의한 유동응력 상승 효과가 가장 크기 때문이다.

그림 4는 인장시험한 시료의 파단 거동을 관찰하기 위해 인장방향과 평행하게 절단한 단면을 전자현미경을 이용하여 관찰한 것이다. 석출물의 형상은 그림 4(b)를 제외하고는 석출물들이 유사하게 보이지만, 응력에 의해 변형된 형태는 상당히 다르게 나타나고 있다. 비교적 저온인 649°C와 760°C에서는 전위와의 반응에 의하여 석출물이 전단된 흔적을 쉽게 볼 수 있다. 그러나 이 보다 높은 816°C와 871°C의 경우에는 조대한 석출물들의 전단이 상대적으로 적게 관찰되었다. 낮은 온도에서는 조대한 MC 탄화물, δ 및 Laves상이 전위와 반응하여 석출물들의 전단이 우선적으로 일어나지만, 온도가 상승하면 전위의 상승 (climb) 으로 석출물의 전단이 상대적으로 적게 나타난다. 특히 760

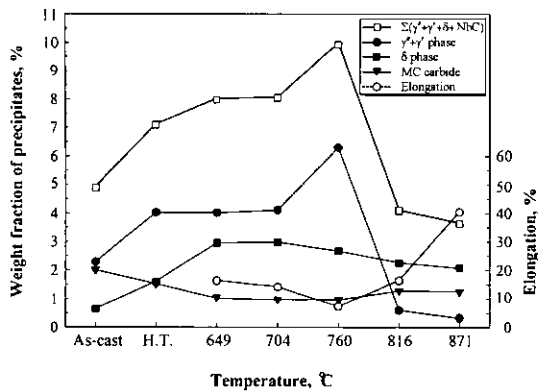


Fig. 5. Amount of existing phase in comparison with tensile elongation for each testing condition.

°C에서 인장 파단된 시료에서(그림 4 (b)) 화살표로 표시한 석출물은 MC형 탄화물과 공정 Laves상이다. 조대한 MC탄화물은 응력집중에 의해 전단파괴가 일어난 것을 볼 수 있다. 전단 파괴가 일어난 부분에서 미세 균열이 생성되어 있다. 결정입계에 존재하는 조대한 석출물에서 응력집중에 의해 균열이 생성되면 균열은 고온에서 취약한 입계를 따라 전파되면서 파괴가 일어날 것이다.

앞선 연구에서¹²⁾ 조대한 결정입을 가지는 주조용 718합금의 강화석출상인 γ' , γ'' 상은 온도와 응력에 의해 석출량이 증가하고, 일정온도 이상에서는 γ'' 상으로부터 δ 상으로의 변화가 응력에 의해 촉진되어 γ' , γ'' 상의 양이 줄어드는 것으로 나타났다.³⁾ 따라서 강화석출상인 γ' , γ'' 상의 석출이 상대적으로 적은 낮은 온도(704°C 이하)와 높은 온도

(816°C 이상)의 시편에서는 그림 4 (a)에서와 같이 탄화물과 Laves상에 응력집중으로 인한 의해 균열이 존재해도 유동응력이 낮은 기지의 소성 변형은 일어날 수 있다. 그러나 760°C의 경우에는 미세한 강화석출상이 가장 많이 석출되므로 석출상에 의한 유동응력이 높아지게 된다. 유동응력이 높으면 슬립에 의한 소성변형이 쉽게 일어나지 못하고 응력집중에 의해 조대한 석출물들이 전단되어 기지와 석출물 계면에 생성된 균열의 성장을 조장하므로 가장 낮은 연신율 값을 나타낸다고 생각된다.

3.3 인장변형에 따른 석출거동

주조용 718합금의 주조, 열처리 및 인장시험 후 석출물의 변화를 정량적으로 관찰하기 위해 상추출법을 이용하여 석출상을 추출한 후 QUASAR 프로그램으로 각각 석출물에 대한 무게분율을 분석하여 그 값을 그림 5에 나타내었다. 주조시 응고과정에서는 MC형 탄화물과 공정 Laves상이 주로 나타나고 소량의 δ 상과 γ' , γ'' 상이 존재하고 있다. 본 연구에 사용한 상추출법에서는 기지조직과 공정 Laves상을 용해시키는 전해액을 사용하였기 때문에 Laves상의 분율은 여기서 제외되었다. 이 합금에서 각각 석출물의 석출온도는 γ'' 상이 약 704°C~889°C, γ' 상은 590°C~704°C, δ 상은 816°C~1010°C 그리고 NbC는 1200°C 이상으로 알려져 있다.⁶⁾ 따라서 주조시 응고과정에서 나타난 NbC 탄화물은 균질화처리, 용체화처리 및 시효처리에 의해 완전히 고용되지 않고 남아 있으며, 열처리과정에서 NbC 탄화물과 기지와의 반응에 의해 δ 상과 γ' , γ'' 상이 다시 석출한 것이다. δ 상과 γ' , γ'' 상은 Nb의 편석이 심한 탄화물과 Laves상 주위에서 우선 석출하여 나타난 것으로서



Fig. 6. SEM micrographs of phase extracted precipitates after filtering. (a) Tensile tested at 760°C (b) Tensile tested at 816°C (c) High magnification of (a) (d) High magnification of (b)

γ' , γ'' 상과 δ 상의 분율이 주조상태보다 증가하였고, MC형 탄화물의 양은 감소하였다.

인장 시험온도가 상승할수록 석출물의 전체적인 양은 증가하고 있으며, γ' , γ'' 상의 양이 다른 석출상에 비해 상대적으로 많이 나타나고 있다. 그러나 760°C보다 높은 온도에서는 전체적으로 석출물의 양이 감소하는 경향을 보이고 있으며, γ' , γ'' 상의 감소는 더욱 뚜렷하다. 718합금의 TTT도표에 의하면^{3,9)} 약 800°C 부근에서 γ'' 상이 가장 빨리 석출되는 것으로 보고되고 있으나, 본 연구에서는 760°C에서 가장 높은 값을 나타내고, 그 보다 높은 온도에서는 감소하고 있다. 이러한 석출거동은 γ'' 상 최대 석출온도가 응력에 의해 낮은 온도 쪽으로 이동하여 나타나는 것으로, 이 합금을 이용한 크리프-파단 및 열간 노출실험에서¹¹⁾ 관찰된 바와 같이 열간 노출된 시료보다 크리프 파단된 시료에서 γ'' 상이 최대로 석출되는 온도가 더 낮다는 것과 동일한 관점으로 설명할 수 있다.

시험 온도에 따른 δ 상의 무게 분율 변화는 γ'' 상에 비해 적으며, 시험 온도가 상승함에 따라 석출량이 감소하는 경향을 보이고 있다. 고온 크리프 및 피로 시험에서 δ 상과 동일 조성(Ni₃Nb)의 준안정 γ'' 상으로부터 고온 안정상인 δ 상으로의 변화가 응력에 의해 촉진되는 것으로 알려져 있다.¹²⁾ 따라서 γ'' 상이 인장응력에 의해 δ 상으로 변화가 촉진된다면 δ 상의 분율은 증가하여야 하지만 816°C 이상에서도 증가현상은 나타나지 않고 있다. 이는 크리프 변형과는 달리 인장 변형에서는 γ'' 상이 δ 상으로 변화하기 위한 충분한 시간이 주어지지 못하여 γ'' 상의 감소에 비해 δ 상이 증가하지 않는 것이라 생각된다. 또한 816°C 이상의 온도에서는 석출물의 전체적인 양이 열처리 상태보다 줄어들고 있다. 이러한 것은 미세한 γ' , γ'' 상이 δ 상으로 변화하기 보다는 전위의 이동에 의해 전단이 일어나면서 쉽게 기지에 고용되어¹³⁾ 나타난 것이라 생각된다.

위의 결과를 좀더 명확히 고찰하기 위해 추출물을 주사전 자현미경으로 관찰하였다. 그림 6에서 보인 바와 같이 석출물의 종류와 크기에 따라 추출물의 조직이 다르게 나타나고 있다. 그림 6(a)에 보인 것과 같이 비교적 저온인 760°C에서 시험한 시료의 추출물은 바닥 전반에 분포된 미세한 추출상 사이에 조대한 상이 묻혀있는 형상을 하고 있는데 비해 높은 온도에서 시험한 시료에서는 미세한 추출상의 양이 적어 주로 조대한 석출상만 관찰되고 있다. 미세하게 응집되어 있는 석출물은 앞에서 설명한 것과 같이 γ' , γ'' 상으로 생각된다. γ' , γ'' 상은 미세하게 석출되기 때문에 이들의 석출이 많이 나타나는 시료의 추출물에서는 응집이 쉽게 일어나고, 이들의 석출이 적은 시료에서는 조대한 δ 상과 MC 탄화물이 상대적으로 많기 때문에 응집현상이 나타나지 않는다. 그림 6(c)와 (d)는 760°C와 816°C에서 시험한 시료의 추출물을 고배율로 관찰한 것이다. γ' , γ'' 상이라 생각되는 미세한 석출물은 SEM으로는 구별이 곤란하였다. 앞선 그림 1에서 침상으로 관찰되었던 δ 상은 추출물의 조직 관찰에서 대부분이 판상으로 나타나고 있음을 볼 수 있다.

고온 인장시험과 석출물의 거동을 종합하여 고찰하여 보

면, 이 합금의 고온 인장성질은 주강화석출상인 γ' , γ'' 상의 변화에 영향을 받는 것을 알 수 있다. γ' , γ'' 상은 인장응력 하에서 석출이 빨리 일어나고, 석출된 γ' , γ'' 상이 고온에서 성장하거나 안정한 δ 상으로의 변태를 일으킬 수 있는 충분한 시간이 주어지지 못해 미세한 정합 석출물로 존재하는 것으로 판단된다. 따라서 석출물이 미세하게 존재할 경우 이들이 전위의 이동을 효과적으로 방해할 수 있어, γ' , γ'' 상이 석출이 가장 많이 일어나는 온도에서 강화효과가 가장 크고, 따라서 연신율이 감소하는 것이다. 그리고 이러한 강화석출상이 석출되지 않은 816°C 이상의 온도에서는 변형을 효과적으로 방해할 수 있는 석출물이 존재하지 않아 연화가 일어나는 것이라 생각된다.

4. 결 론

주조용 718합금의 고온 인장성질에 미치는 석출물의 영향을 상추출법과 조직관찰을 통해 얻은 결과는 다음과 같다.

1) 고온 인장 시험에서 응력에 의해 γ' , γ'' 상은 평형석출온도 보다 낮은 온도인 760°C에서 최대로 석출되었고, 그보다 높은 온도에서는 감소하였다.

2) γ'' 상이 δ 상으로의 변태는 온도와 응력에 의해 촉진되지만, 816°C 이상의 고온 인장시험에서는 변태에 충분한 시간이 주어지지 못해 γ' , γ'' 상의 감소에 비해 δ 상의 증가는 나타나지 않았다.

3) 인장시험온도 상승에 따라 주조용 718합금의 강화석출상이 최대로 나타나는 760°C까지 인장강도와 연신율은 감소하였고, 그 보다 높은 온도에서는 인장강도는 급격히 감소한 반면 연신율은 증가하였다.

4) 760°C에서 항복강도의 감소가 둔화되었는데, 이는 석출된 $\gamma' + \gamma''$ 상에 의한 유동응력의 증가가 온도상승에 따른 항복강도 저하를 상쇄하여 나타난 것이다.

참 고 문 헌

1. D. Fournier and A. Pineau : Metallurgical Transaction A, **8A**, 1095-1105 (1977).
2. M.J. Cieslak, G.A. Knorovsky, T.J. Headley, A.D. Romig, Jr : "Superalloy 718-Metallurgy and Applications", Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 59-68 (1989).
3. R.G. Carlson and J.F. Radavich : "Superalloy 718-Metallurgy and Applications", Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 79-95 (1989).
4. M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay and S. Banerjee : Acta Metall., Vol. 36, No. 4, 847-864 (1988).
5. J. Dong, X. Xie, Z. Xu, S. Zhang : "Superalloy 718, 625 and Various Derivatives", Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 649-658 (1994).

6. D.W. Worthem, I.M. Robertson, F.A. Leckie, D.F. Socie and C.J. Attstetter : Metallurgical Transaction A, **21A**, 3215-3220 (1990).
7. E. Andrieu, R. Cozar and A. Pineau : "Superalloy 718-Metallurgy and Applications", Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 241-256 (1991).
8. J.F. Radavich : "Superalloy 718-Metallurgy and Applications", Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 229-240 (1989).
9. J.F. Barker, D.D. Krueger, D.R. Chang : "Advanced High-Temperature Alloys, Processing and Properties", Nicholas J. Grant Symposium, ASM, **16-18**, June 125-137 (1985).
10. G.K. Bouse : "Superalloy 718-Metallurgy and Applications", Edited by E. A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 69-77 (1989).
11. D.K. Oh, D.W. Joo, C.Y. Jo, S.M. Seo, D.H. Kim, S. J. Choe, S.L. Lee : J. of Kor. Inst. of Mat. & Mater., **37**, 8, 937-944 (1999).
12. D.K. Oh, D.W. Joo, C.Y. Jo, S.M. Seo, D.H. Kim, S. J. Choe, S.L. Lee : J. of Kor. Inst. of Mat. & Mater., **38**, 1, 57-63 (2000).
13. P.H. Thornton, R.G. Davies & T.L. Johnston : Met., Trans., **1**, 207 (1970).
14. P. Beardmore, R.G. Davies & T.L. Johnston : TMS-AIME, **245**, 1537 (1969).
15. M. Sundararaman, W. Chen, A. Wiedenmann & W. Petry : Acta Metall., Vol. **40**, 1023 (1992).