ANALYTICAL SCIENCE & TECHNOLOGY
Vol. 9, No. 2. 1996
Printed in the Republic of Korea

단조용 초내열 718 합금의 고온 변형 거동

나영상† · 최승주 · 김학민
한국기계연구원 재료기술연구부
(1996. 1. 8. 접수)

The High Temperature Deformation Behavior of the Wrought Superalloy 718

Y. S. Na†, S. J. Choe and H. M. Kim
Department of Materials Engineering, Korea Institute of Machinery and Materials, Changwon, 641-010
(Received Jan. 8, 1996)

요약 : 초내열 718 합금의 고온 변형 거동을 이해하기 위하여 rotating grade의 718 합금을 이용하여 온도 927~1066℃, 변형속도 5×10^{-4}~5×10^{0}sec^{-1} 범위에서 진변형량 0.7까지 압축실험을 수행하였다. 최대 유동 응력은 변형 속도가 증가하고 시험 온도가 감소함에 따라 증가하였다. 변형 속도 5×10^{-1}sec^{-1}을제외한 대부분의 실험 조건에서 가공 연화현상이 관찰되었다. 가공 연화는 저온, 고변형 속도에서는 주로 동적 회복 및 변형 쌍정에 의해 일어나는 반면 고온, 저변형 속도 조건에서는 동적 재결정에 의해 발생하였으며 5×10^{-1}sec^{-1}의변형 속도 조건에서는 동적 재결정된 결정 입자들의 재가공 경화에 의해 가동 경화현상이 나타났다. 변형 속도 감도(m)는 변형 속도가 낮은 경우에는 0.3 정도로서 주로 동적 재결정에 의해 변형 거동이 나타남을 반영하였으며 고변형 속도에서는 0.1 정도로서 동적 회복과 변형 쌍정의 발생으로 718 합금의 변형이 이루어짐을 알 수 있었다.

Abstract : In order to understand the high t .perature deformation behavior of superalloy 718, a rotating grade 718 alloy has been compression tested to about 0.7 upset ratio at 927~1066℃ temperature range and 5×10^{-4}~5×10^{0}sec^{-1} strain rate. The maximum flow stress was increased with increasing strain rate, and similar behavior was observed with decreasing temperature. At low temperature and high strain rates other than 5×10^{-1}sec^{-1}, strain softening was occurred mainly by dynamic recovery and deformation twinning processes, while at high temperature and low strain rates strain softening was offseted by dynamic recrystallization. At 5×10^{-1}sec^{-1}, strain hardening was occurred due to work hardening of the dynamic recrystallized grains. Strain rate sensitivity, m, was varied with strain rates. In the case of lower strain rate tests, m was measured as 0.3 and it was observed that the deformation was mainly controlled by dynamic recrystallization. At higher strain rate, m was lowered to 0.1 and the deformation was controlled by the dynamic recovery and the deformation twinning processes.

Key words : Superalloy 718, dynamic recovery, dynamic recrystallization, defromation twin

1. 서 론

1960년대 Eiselstein[1]에 의해 718 합금이 개발된 후 현재까지 718 합금은 항공기 엔진, 산업용 가스터빈의 고온용 소재로서 가장 광범위하게 사용되어 왔으며 최근에는 원자로나 극저온 구조물 등에도 사용됨으로써 전체 초내열 합금 생산량의 35%에 달하고 있다.[2] 718 합금은 내열성 뿐 아니라 우수한 내식성 및 용접성 등을 가지고 있으며 단조성이 우수하고 특히 전략 원소인 Co를 함유하지 않고 Fe를 첨가함으로써 다른 초내열합금에 비해 상대적으로 가격이 저렴하기 때문에 주조 및 단조 부품 고온 소재로서 모두 사용되고 있다. 1989년부터 718 및 파생 합금에 대한 국제 학술대회가 매 2년마다 개최되고 있으며 컨퍼런스 책자[3~5]에 발표되는 다량의 논문 편수를 통해 여전히 718 합금 및 파생 합금에 대한 연구가 활발히 이루어지고 있음을 알 수 있다.

718 합금이 비록 우수한 기계적 특성을 가지고 있지만 현재까지도 718 합금의 기계적 특성을 개선하기 위한 연구가 미량 원소의 첨가, 용해 기술의 개발, 분말야금 및 가공 열처리 기술 등의 분야에서 계속되고 있다.[2] 가공 열처리 기술 분야에서는 718 합금의 미세 조직 제어를 통해 고온 기계적 특성을 향상시키기 위한 공정 개발이 이루어지고 있으며 최근에는 δ상 고용 온도 이상의 비교적 고온(2040℃~1070℃)에서 성형되던 기존의 단조 방법(conventional forging) 외에 고강도 단조법(high stength forging) 및 직접 시효법(direct aging)과 같은 단조기술이 연구되고 있다.[1,6~12] 이들 가공법은 주로 단조 온도에 따라 구분되며 결정립 크기를 감소시키기 위해 단조 온도가 감소하는 경향을 보이고 있다.

한편, 최근에는 단조 공정 모델링 등을 통해 최적의 가공 조건을 선정하는 방향으로 연구가 진행되며 단조 공정 모델링을 이용해 가공 열처리 조건을 효과적으로 선정하기 위해서는 여러 가지 단조 변수-미세 조직-기계적 특성의 관계에 대한 체계적인 연구와 각 가공 열처리 조건에서의 합금의 변형 거동에 대한 지식이 요구된다.

따라서 본 연구에서는 고온에서 718 합금의 압축실험을 통해 단조 공정 모델링을 위한 기본적인 data base를 마련하고, 온도, 변형 속도 및 변형량에 따른 합금의 미세 조직 변화를 조사하고 변형 기구를 규명함으로써 718 합금의 변형 거동을 이해하고자 하였다.

2. 실 험

본 연구에 사용된 718 합금은 CarTech사에서 구입한 (Nb+Ta)의 함량이 5.35wt%인 터빈 디스크용 합금(heat number : 90229)으로서 조성은 *Table* 1과 같다. 합금은 진공 유도 및 진공 아크재용해(VIM+VAR)의 이중 용해에 의해 직경 500mm의 잉고트를 주조한 후 단조에 의해 직경 127mm의 빌렛으로 제조되었다. 빌렛의 결정 입도 및 초기 석출물 조직을 파악하기 위해 빌렛의 양 끝단에서 시편을 취하여 Kalling's 및 크롬산 부식액을 이용해 에칭시킨 후 미세조직을 관찰하였다.

압축 실험은 빌렛으로부터 직경 8mm×길이 12mm의 원통형 시편을 채취하여 써믹매스터에서 시험하였으며 표면에 직접 열전대를 부착시켜 시편의 온도를 측정하였다. 압축용 홀더로 Si_3N_4 블럭(지름 15mm, 두께 30mm)을 사용하였으며 열손실과 마찰을 줄이기 위하여 시편과 홀더 사이에 운모판을 넣어 압축실험을 수행하였다. 시편은 10^{-2}torr의 진공상태에서 5℃/sec의 속도로 유도 가열되었고 최종 압축온도에 도달한 후 5분간 유지하여 시편 전체가 균일한 온도분포를 갖도록 하였다. 927℃~1066℃의 온도 범위에서 5~5×10^{-1}/sec의 변형 속도로 진변형량 0.7까지 압축시험을 수행하였으며 실험이 끝난 후 질소가스를 유입하여 급냉시켰다. 한편, 982℃ 이하의 온도에서 5×10^{-1}/sec 이상의 변형 속도로 압축할 경우 유동 응력 및 단면적의 증가로 과대하중(overload)이 발생하여 진변형량 0.5까지만 압축실험을 행하였다.

압축 후의 조직 변화를 관찰하기 위하여 압축 방향

Table 1. Chemical composition of alloy 718(wt%)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Co	Al	Ti	Nb	Nb+Ta	Fe	others
0.026	0.06	0.12	18.28	53.55	3.00	0.02	0.35	0.50	0.96	5.33	5.35	17.42	0.36

에 평행하게 시편을 절단하였으며 광학현미경 및 투과전자현미경(JEOL-JEM 2000 FX Ⅱ)을 이용하여 미세 조직을 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 진변형량 및 온도에 따른 유동 응력의 변화

구성 방정식(constitutive equation)에 의하면 유동 응력은 변형량, 변형 속도, 온도에 따라 변화한다.[13] *Fig* 1, 2에 각각 변형량 및 온도에 따른 유동 응력의 변화를 나타내었으며, 대부분의 초내열 합금과 마찬가지로 718 합금에서도 변형속도가 감소하고 온도가 증가할수록 최대 응력이 감소하는 경향을 보였다. 대부분의 압축실험 조건에서 변형 초기에는 가공 경화에 의해 유동 응력이 증가하고 변형량 0.2 이내에서 최대 응력을 보였다.

한편, 최대 응력을 지난 후에는 조건에 따라 다소 다른 변형 양상을 보였는데, 대부분의 변형 속도에서 변형량에 따라 유동 응력이 감소하는 가공 연화(strain softening)를 나타낸 반면, 5×10^{-1}/sec, 5×10^{-2}/sec의 변형 속도에서는 가공 경화(strain hardening) 또는 정상 상태(steady state)를 나타냈다. 가공 연화 현상은 변형 속도가 5/sec일 때 가장 현저하게 나타났으며, 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향을 보였는데, 변형 속도가 빠르고 온도가 낮을 때는 주로 변형시 발생하는 열에 의한 시편의 단열 가열(adiabatic heating)에 의하여, 변형 속도가 느린 경우에는 동적 회복(dynamic recovery)이나 동적 재결정(dynamic recrystallization)에 기인하는 것으로 생각된다. 특히 718 합금의 경우 유동 응력이 높고 열전도도가 낮기 때문에 저온, 고변형 속도의 조건에서 단열 가열에 의한 가공 연화현상이 쉽게 일어날 수 있을 것으로 생각된다.[14] 가공 연화의 원인에 대해서는 압축실험 후 합금의 미세 조직 관찰 결과에서 자세히 언급하겠지만 압축 변형 속도에 따라 서로 다른 변형 기구가 작용하는 것으로 보인다. 고변형 속도에서는 주로 단열가열에 의해 재료가 연화되지만 부분적으로 변형 쌍정을 형성하면서 압축변형이 진행되어 가공 경화가 미미하기 때문에 가공 연화현상이 더욱 두드러지게 나타났다. 반면에 저변형 속도에서는 동적 재결정에 의해서 가공 연화가 발생하는 것으로 조사되었다. 변형 속도 5×10^{-1}/sec의 조건에서는 압축 온도에 관계 없이 모두 가공 경화현상을 나타냈다. 가공 경화현상은 비교적 온도가 높고 변형 속도가 느린 경우에 발생하는 것으로 알려져 있다.[15] 즉 변형 초기에 동적 재결정이 완료된 후 변형이 계속됨에 따라 재결정된 입자의 가공 경화 속도가 재결정된 입자의 성장에 의한 연화보다 빠를 경우에 가공 경화가 일어나는 것이다. 본 연구에 의하면 가공 경화현상은 온도보다는 변형 속도에 의한 영향이 더 큰 것으로 보여진다.

한편, 변형 속도가 감소함에 따라 유동 곡선에 항복강하(yield drop) 현상이 나타났으며, 변형 속도가 5×10^{-2}/sec일 때 항복 강하 현상이 가장 두드러지게 관찰되었다. 718 합금의 항복 강하는 Cr, Fe, Co의 확산이나 단범위 규칙(short range order), δ상이나 탄화물의 상변화 등에 기인하는 것으로 알려져 있으나[14] 현재까지 정확한 원인은 밝혀지지 않았으며 보다 더 많은 연구가 요구된다.

3.2. 변형 속도 감도(strain rate sensitivity)

고온에서 금속의 유동 응력, σ는 다음과 같은 식 (1)로 표현된다.

$$\sigma = K\dot{\epsilon}^{m} \tag{1}$$

여기서, K는 온도에 의해 변하는 상수이고 m은 변형 속도 감도로서 순금속에서는 변형 속도에 관계 없이 일정하지만 복잡한 합금의 경우에는 온도와 변형 속도에 따라 변하는 것으로 알려져 있다.[13,16] m값은 합금의 가공성을 이해하는 데 가장 중요한 요소 중의 하나로서 m값의 물리적 의미나 해석 방법에 대해서는 Camus[16] 등에 의해 알기 쉽게 다루어졌다.

Fig. 3에 변형량 0.4에서 변형 속도에 따른 718 합금의 유동 응력의 변화를 나타내었고, *Table* 2에 변형량 0.4에서 변형 속도 및 온도에 따른 변형 속도 감도값의 변화를 나타내었다. 이에 따르면 저변형 속도에서는 약 0.25 정도로 일정하였으나 변형 속도 5×10^{-2}/sec 이상에서는 저온에서 0.035로 매우 작은 값을 보였으며, 온도가 증가함에 따라 증가하는 경향을 나타냈다. Camus[16] 등도 718 합금의 변형 거동에 대한 연구에서 저온, 고변형 속도의 조건에서 변형 속도 감도(m)값이 매우 작은 값을 가짐을 발견하였으나 이에 대한 변형

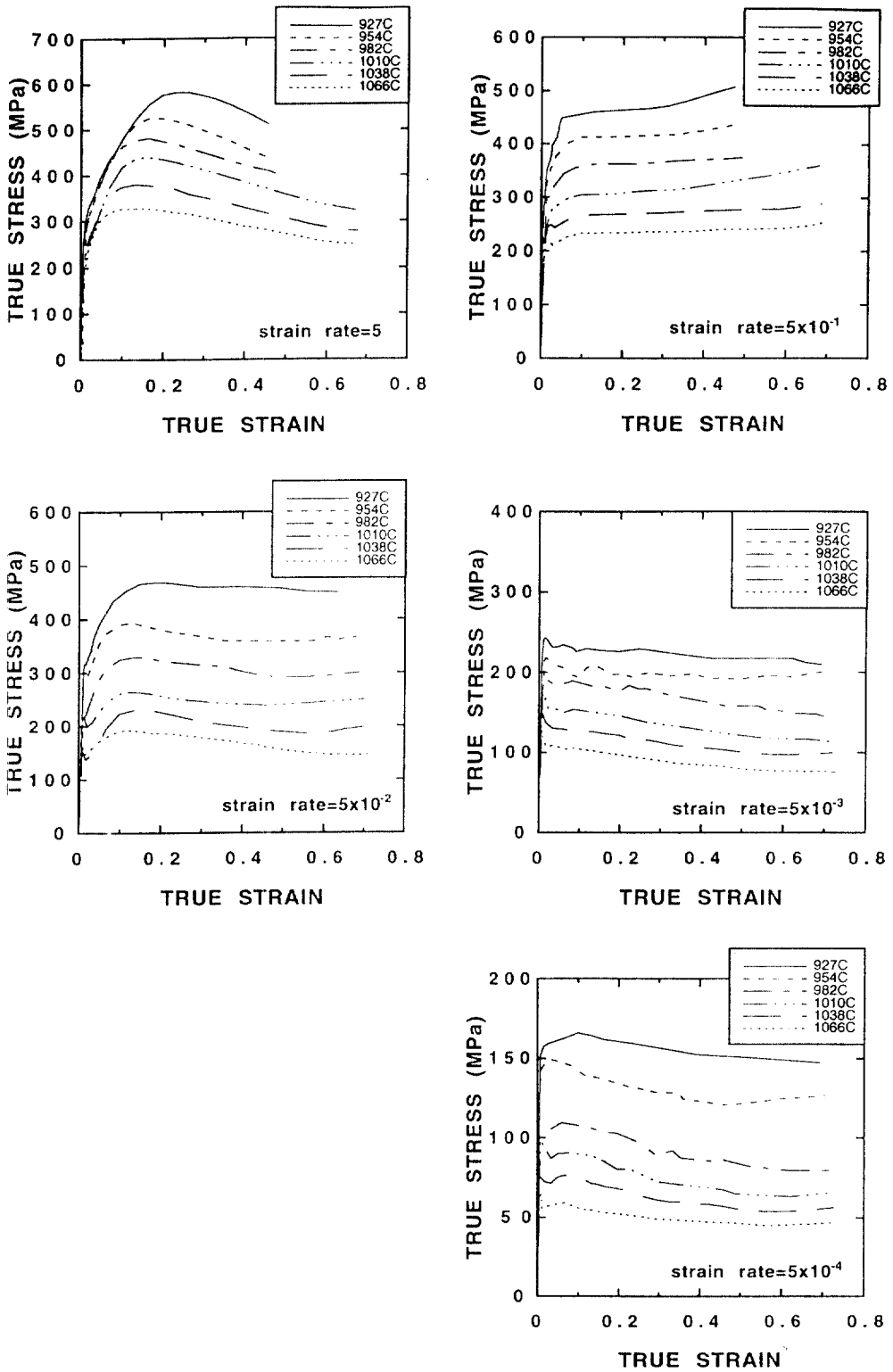

Fig. 1. True strain-true stress curves for Alloy 718 billet

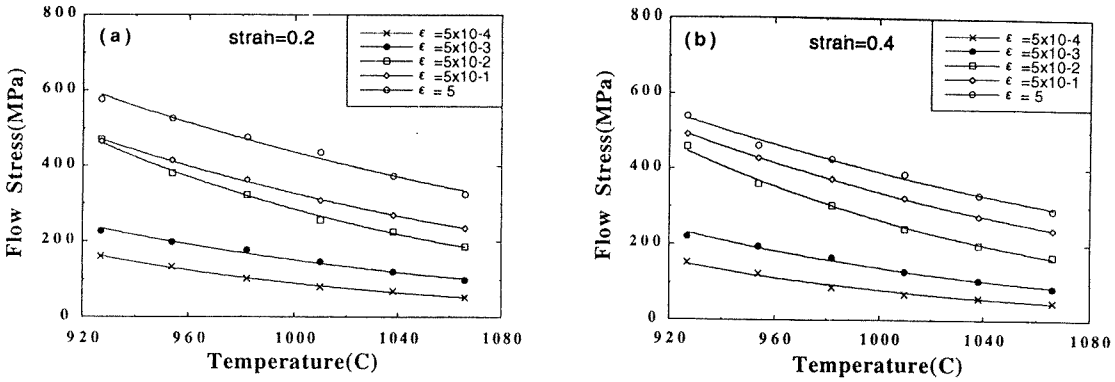

Fig. 2. Temperature dependence of the flow stress in Alloy 718 billet
(a) true strain=0.2 (b) true strain=0.4

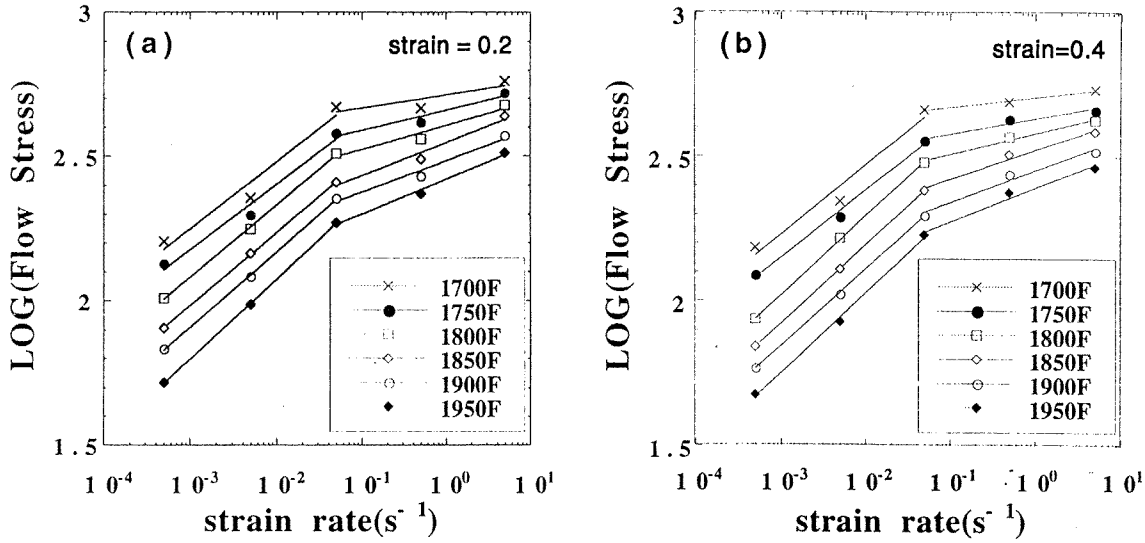

Fig. 3. Effect of strain rate on the flow stress for Alloy 718 billet
(a) true strain=0.2 (b) true strain=0.4

Table 2. Strain rate sensitivity for different experimental conditions at a true strain of 0.4

변형 속도(/sec) / 온도(℃)	5×10^{-2}/sec 이하	5×10^{-2}/sec 이상
927	0.240	0.035
954	0.233	0.055
982	0.273	0.074
1010	0.271	0.102
1038	2.264	0.112
1066	0.275	0.118

기구는 아직 밝혀지지 않았다.

변형 속도 감도(m)는 압축실험시 합금에 가해지는 에너지를 소진(dissipation)하는 방법, 즉 소성 변형에 의한 것과 금속 내부의 동적인 미세 조직 변화(동적 회복, 동적 재결정 등)에 의한 에너지 소진간의 분산 계수로서 간주되어진다.[16] 즉 m값이 클수록 합금 내부의 동적 변화에 의한 에너지 소진이 증가하며 m=1일 때 합금 내부의 동적 변화에 의한 에너지 소진이 50%에 달하는 것으로 여겨지고 있다. 본 연구에 의하면 변형 속도가 5×10^{-2}/sec 이하로 느린 경우 변형 중에 합금 내부의 동적인 조직 변화가 증가하게 되며 가공 연화 현상도 주로 동적 재결정에 기인하는 것으로 여겨진다. 반면에 속도가 5×10^{-2}/sec 이상인 경우에는 동적 재결정보다는 합금의 소성 변형에 의한 효과가 증가하는 것으로 생각되며, 이러한 결과로 볼 때 변형 속도 5×10^{-2}/sec을 전후하여 합금의 변형 기전이나 가공 연화 기구에서 변화가 있을 것으로 생각된다. Chaudhury[15] 등은 718 빌렛의 초기 입자 크기에 따른 변형 거동의 변화에 대한 연구로부터, 입자 크기가 5㎛인 경우에 변형 속도 5×10^{-2}/sec에서 m값이 달라지는 것을 발견하였으며 저변형 속도에서는 m=0.3 정도로서 주로 viscous slide에 의해 변형이 이루어지고 고변형 속도에서는 m=0.2 정도로서 climb에 의해 변형이 이루어진다고 보고하였다. 본 연구에서는 저변형 속도에서는 Chaudhury의 결과와 비슷한 m값을 나타냈으나 고변형 속도에서는 m=0.1 이하로 매우 작은 값을 보였으며 climb이 아닌 다른 기구에 의해 변형이 이루어지는 것으로 생각되며 이에 대해서는 합금의 미세 조직 변화를 통해 고찰하고자 한다.

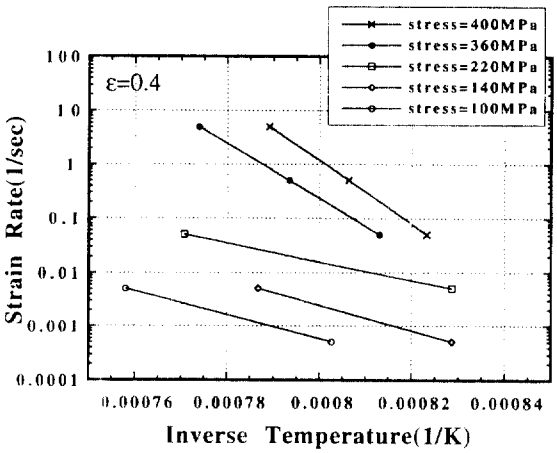

Fig. 4. Strain rate as a function of inverse test temperature for Alloy 718 billet at a true strain of 0.4

3.3. 변형에 대한 활성화 에너지(apparent activation energy)

변형 속도 감도나 온도에 따른 유동 응력의 변화로부터 변형 속도 5×10^{-2}/sec 에서 합금의 고온 변형 기구의 변화를 짐작할 수 있었다. 변형 기구의 변화를 확인하기 위하여 718 합금의 고온 변형에 대한 활성화 에너지를 구하였다. 활성화 에너지, Q는 일정한 유동 응력에서 온도에 따른 속도의 변화를 조사함으로써 얻을 수 있다.[17,18] *Fig.* 4에 변형량 0.4일 때, 다양한 유동 응력에서 온도와 변형 속도의 관계를 보여 주고 있다. *Fig.* 4의 기울기로부터 활성화 에너지를 구할 수 있으며 *Table* 3에 그 값을 나타냈다. *Table* 3에 의하면 유동 응력이 낮은 경우, 즉 변형 속도가 5×10^{-2}/sec 이하인 경우에는 약 405kJ/mol 정도의 활성화 에너지값을 나타냈으며 이는 다른 연구[16,19]에 의해 알려진 값과 일치한다. 그러나 유동 응력이 증가하고 변형 속도가 5×10^{-2}/sec 이상으로 증가함에 따라 변형에 필요한 활성

Table 3. Apparent activation energy, Q for different experimental conditions

Stress(MPa)	Strain	Q(kJ/mol)
400	0.4	1123
360		977
220		330
140		457
100		429

화 에너지는 상당히 증가하여 이 조건에서는 열적 활성화 기구에 의해 변형이 일어나기는 어려울 것으로 여겨진다. 실제로 압축 변형 후 재료의 미세 조직을 관찰한 결과, 변형 속도가 5×10^{-2}/sec 이상인 조건에서는 변형 쌍정이 관찰되었으며 주요 변형 기구가 변형 쌍정의 발생인 것으로 조사되었다.

3.4. 압축 실험 전후의 718 합금의 미세 조직 변화

Fig. 5(a), (b)는 718 합금 빌렛의 광학현미경 및 투과전자현미경 사진을 보여 주고 있다. 사진에 의하면 빌렛의 입도는 ASTM 8 정도로 입자 크기가 50~60μm 정도를 보였으며, 이는 Chaudhury[15] 등이 변형 속도 감도의 변화를 관찰한 입자 크기와 일치하는 것이다. 한편, *Fig.* 5 (b)의 투과전자현미경 사진으로부터 718 합금의 빌렛에 존재하는 석출물을 알 수 있는데, 합금 내부에는 구형의 γ' 및 디스크 형태의 γ''상이 모두 존재하고 있었으며 결정립계 부근에 δ상이 미량 존재하는 것이 관찰되었다.

Fig. 6~8에 각각 954℃, 1010℃, 1066℃에서 변형 속도에 따른 시편 중심 부위에서의 광학현미경 조직 사진을 보여 주고 있다. 관찰한 바에 의하면 945℃ 이하의 저온에서는 변형 속도가 5×10^{-4}/sec로 느린 경우를 제외하고는 대부분 necklace 형태를 이루고 있었다. 재결정이 이루어지지 않은 입자들은 압축 방향에 수직한 방향으로 길게 변형되어 있었고 내부에 쌍정이 발생되어 있었는데, 저온에서의 동적 재결정은 결정립계나 쌍정 경계 부위에서 극히 제한적으로 발생되고 있음을 확인할 수 있었다. 반면에 982℃ 이상의 고온에서는 동적 재결정 현상이 보다 두드러져서 982℃에서의 경우 5/sec의 고변형 속도에서도 80% 이상 동적 재결정이 이루어졌다. 그러나 변형 속도가 5×10^{-1}/sec과 5×10^{-2}/sec인 경우에는 오히려 재결정이 결정립계 부위에 집중되어 necklace 형태를 이루고 있었는데, 이는 변형 초기에 입계에서 우선적으로 재결정이 일어난 후 변형이 계속됨에 따라 재결정된 입자에서 다시 가공경화가 발생하고 그 부위에서 2차 동적 재결정이 발생하기 때문으로 여겨진다. 이러한 사실은 변형 속도 5/sec에서 발생한 재결정 입자의 크기에 비해 5×10^{-1}/sec 또는 5×10^{-2}/sec의 변형 속도에서 발생한 재결정 입자의 크기가 더 작다는 사실로부터 짐작할

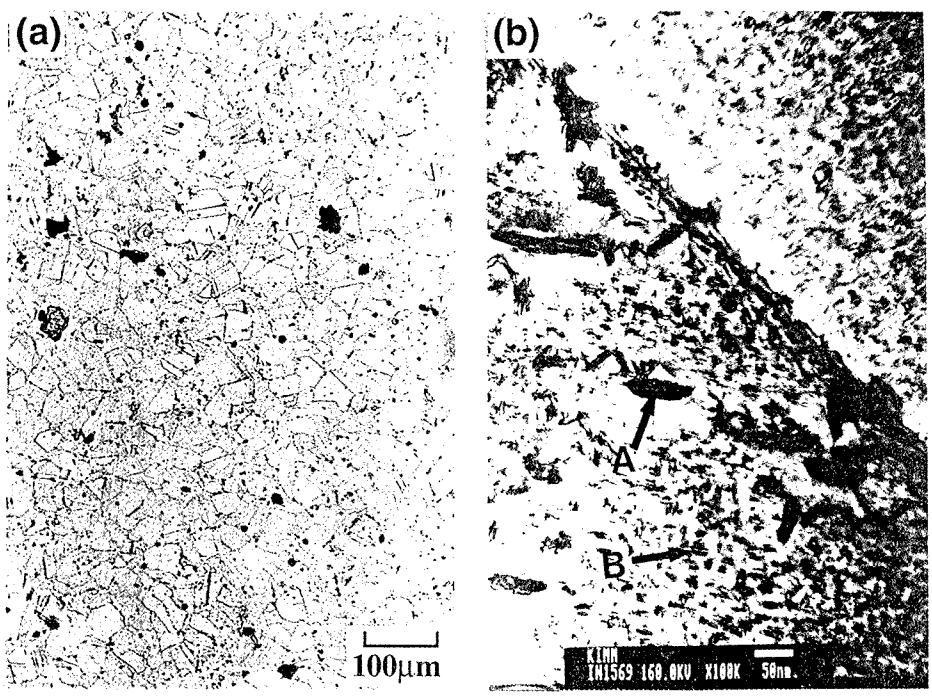

Fig. 5. Optical micrograph(a) and transmission electron micrograph(b) of as-received Alloy 718 billet(A : γ'' phase, B : δ phase)

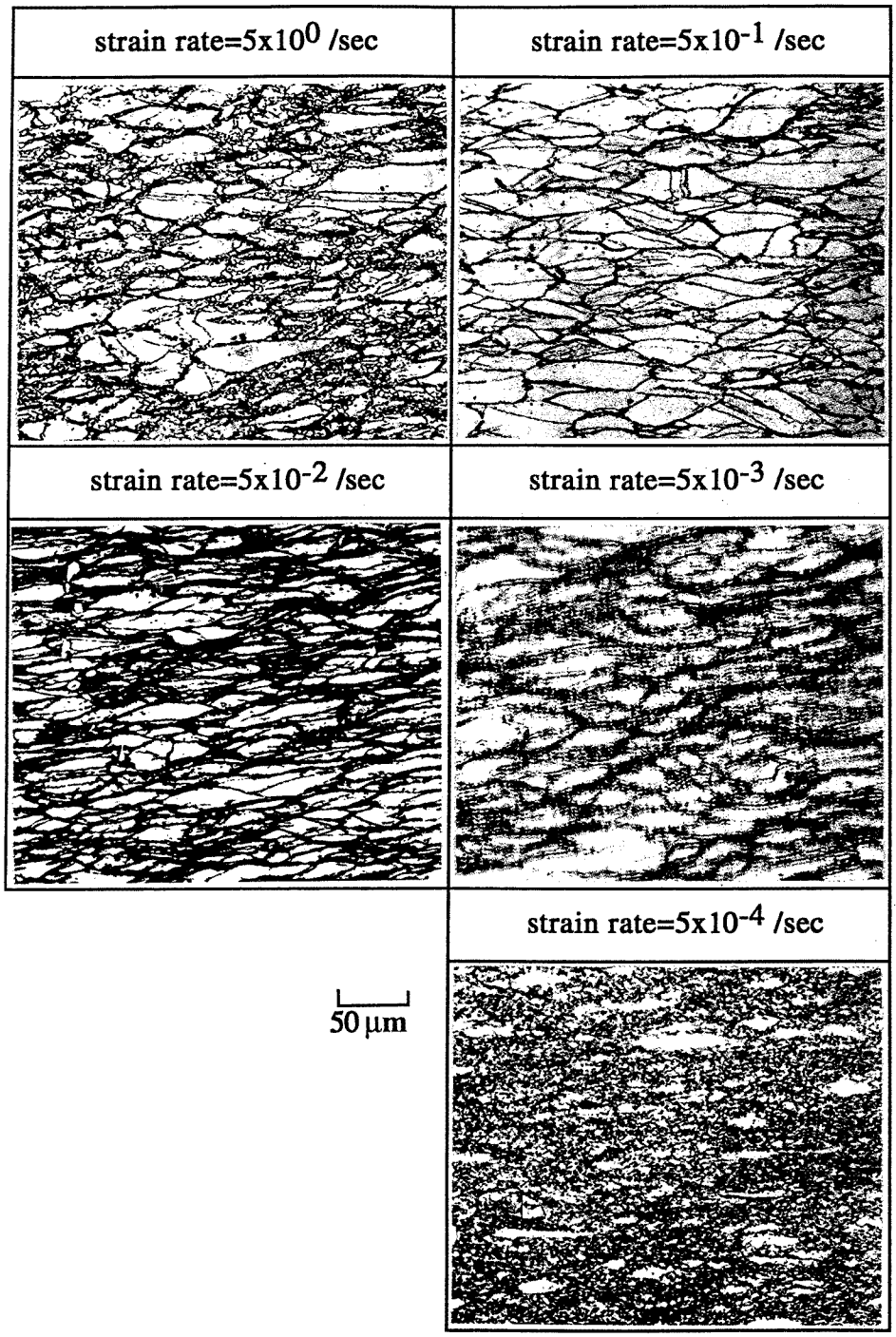

Fig. 6. Optical micrographs of the deformed specimens at 954℃

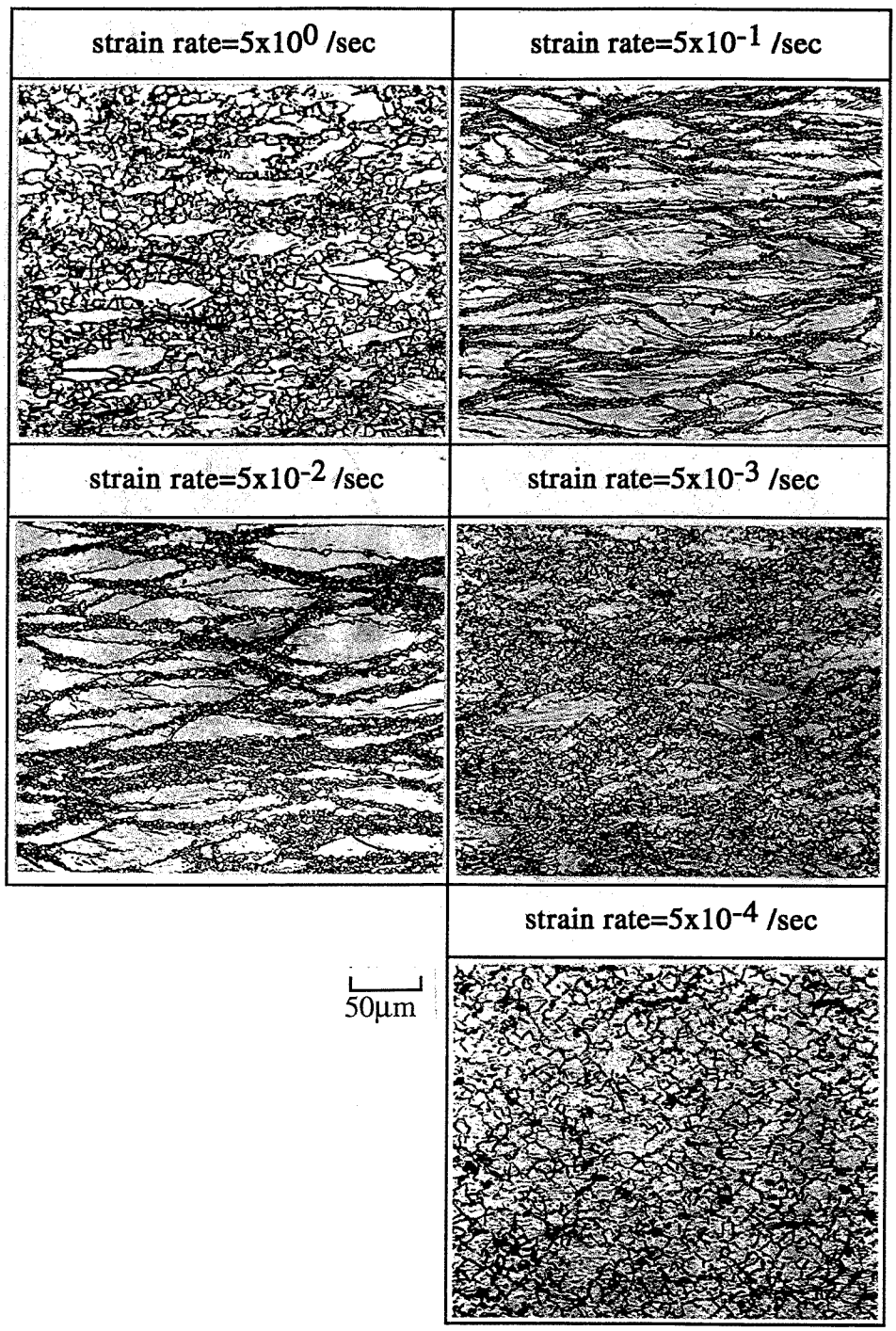

Fig. 7. Optical micrographs of the deformed specimens at 1010℃

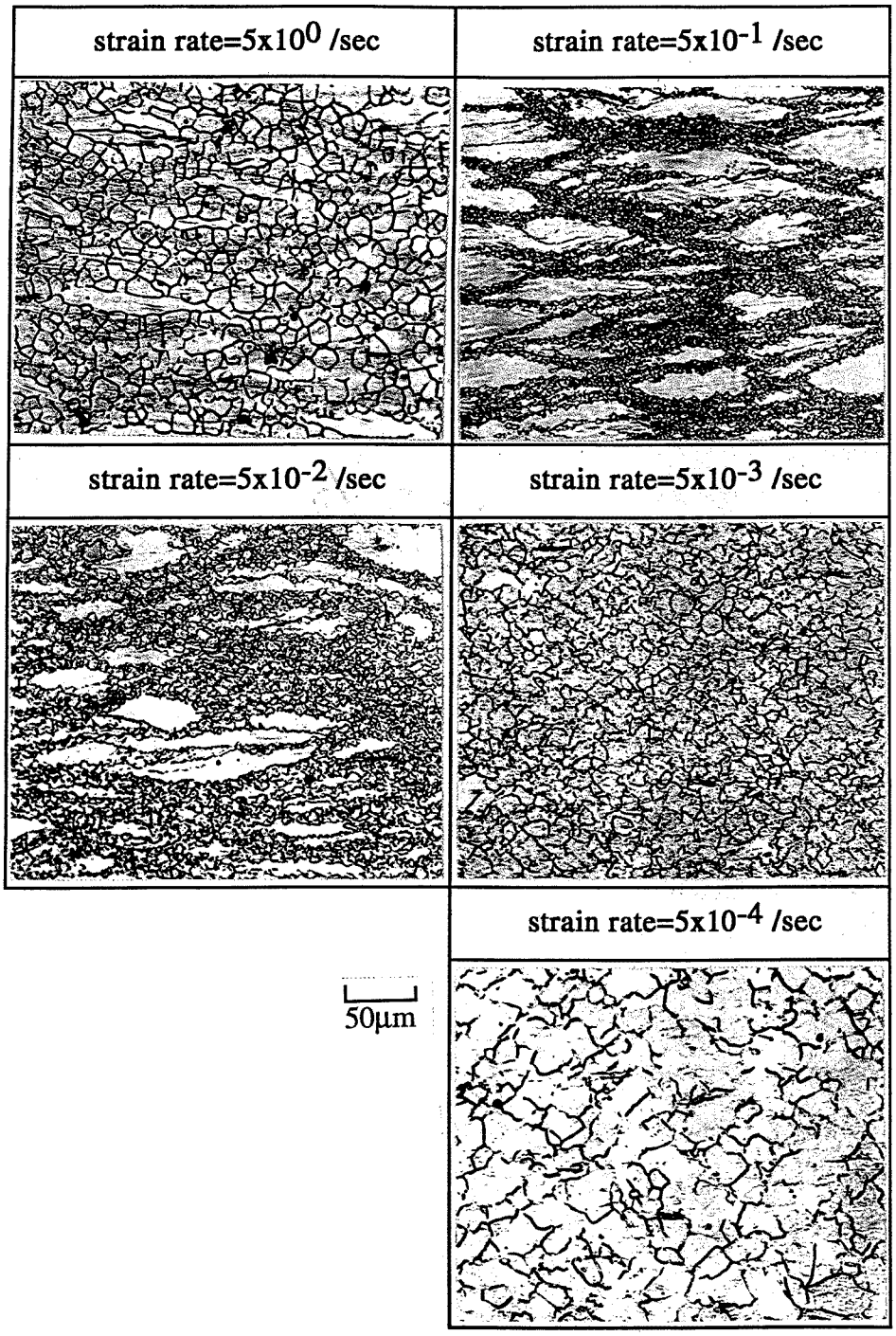

Fig. 8. Optical micrographs of the deformed specimens at 1066℃

수 있다. 변형 속도 5×10^{-1}/sec인 조건에서 일어났던 가공 경화현상(*Fig.* 1)도 이러한 이유로 발생한 것으로 판단된다. 즉 변형 초기에 결정립계 부위에서 동적 재결정이 일어남으로써 가공 경화가 둔해지고 가공 연화의 경향이 나타나지만 이후에 계속되는 변형이 결정립계 부위의 재결정 입자에 집중됨으로써 결정립계 부위에서 동적 재결정에 의한 재료의 연화와 변형에 의한 가공 경화가 반복되고 결국 가공 경화가 우세하게 발생함으로써 유동 응력의 증가로 나타나는 것이다. 변형 속도 5×10^{-2}/sec의 조건에서는 동적 재결정과 가공 경화가 서로 균형을 이루면서 정상 상태를 보이는 것으로 판단된다.

한편, 982℃ 이상의 고온에서는 변형 속도 5×10^{-3}/sec에서 동적 재결정이 완전히 일어났으며 변형 속도 5×10^{-4}/sec에서의 재결정 입자가 5×10^{-3}/sec에서의 재결정 입자보다 큰 것으로 미루어 변형 속도 5×10^{-4}/sec의 조건에서는 재결정 입자의 성장이 이루어지는 것으로 보인다.

변형 속도 및 유동 응력에 따른 718 합금의 변형 기구 변화와 가공 연화 기구 등은 투과전자현미경을 이용한 조직 검사로부터 알 수 있었다. *Fig.* 9는 982℃에서 변형 속도에 따른 미세 조직 변화를 보여 주고 있다. 변형 속도가 5×10^{-3}/sec인 경우(*Fig.* 9(a)), 동적 재결정에 의해 발생한 재결정 입자와 동적 회복에 의한 전위망(dislocation network)을 쉽게 관찰할 수 있었으며 일부 재결정된 입자에서 전위들이 새롭게 발생되는 것도 관찰할 수 있었다. 이와는 달리 변형 속도가 5/sec로 빠른 경우(*Fig.* 9(b))에는 재결정된 입자나 전위망 뿐 아니라 상당수의 쌍정(twin)을 발견할 수 있었는데, 이러한 경향은 저온, 고변형 속도 조건으로 갈수록 증가하였으며, 특히 954℃ 이하의 저온에서는 동적 회복에 의한 전위망 구조와 잘 발달된 쌍정들을 쉽게 발견할 수 있었다(*Fig.* 10(b)). 이러한 사실로 미루어 볼 때 718 합금의 압축 변형은 변형 속도가 느린 경우에는 동적 회복 및 동적 재결정에 의해, 변형 속도가 빠른 경우에는 주로 동적 회복이나 변형 쌍정(deformation twin)에 의해 일어나는 것으로 생각된다. Chaudhury[15] 등은 고변형 속도에서 변형 속도 감도,

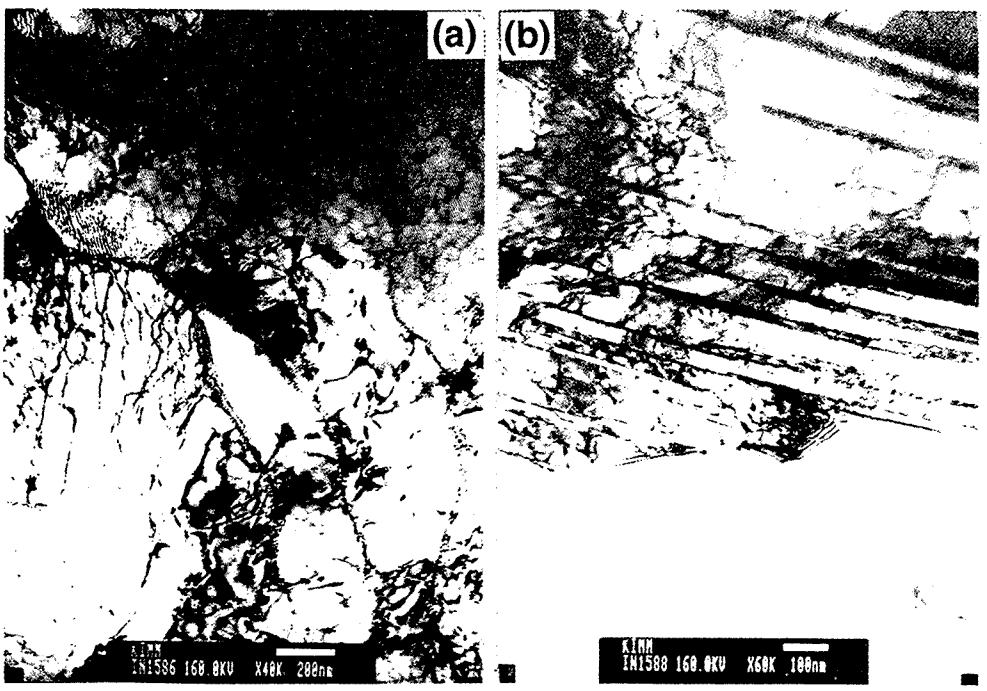

Fig. 9. Transmission electron micrographs of the deformed specimens at 982℃
(a) $\dot{\varepsilon}=5\times10^{-3}\,\mathrm{sec}^{-1}$ (b) $\dot{\varepsilon}=5\,\mathrm{sec}^{-1}$

m=0.2로서 주로 climb에 의해 변형이 이루어진다고 보고한 반면에 본 연구에서는 고변형 속도에서 m=0.1 정도로 더 낮은 값을 보였는데, 이는 climb에 의한 동적 회복 외에 쌍정에 의해서도 변형이 이루어졌기 때문으로 여겨진다. 또한 이러한 사실은 활성화 에너지 값에서도 반영되어 나타났다. 5/sec의 빠른 변형 속도로 재료를 변형시키기 위해서는 너무 큰 활성화 에너지가 요구되고 재료에 소성변형을 일으키기 위한 항복 응력이 증가하기 때문에 변형 쌍정을 발생시키면서 압축 변형이 진행되는 것으로 생각된다.

Fig. 10은 927℃에서 압축실험한 시편의 투과전자현미경 사진을 보여 주고 있다. 변형 속도가 느린 경우 *Fig.* 10(a)에는 초기 718 빌렛에 존재하였던 γ'' 및 δ상이 여전이 존재하였으며 특히 γ'' 주위에 전위들이 엉겨 있고 δ상이 크게 성장되어 있었다. 그러나 변형 속도가 빠른 경우의 *Fig.* 10(b)에서는 석출물들을 발견할 수 없었다. Chen[20] 등은 변형을 심하게 받은 718 합금의 미세 조직을 TEM으로 관찰한 결과 계속된 전단으로 인해 γ'' 입자가 작은 파편으로 변하는 것(fragmentation)을 관찰하였는데, 전단에 의한 석출상의 미세화와 고변형 속도에서의 단열 가열을 고려할 때 solvus temperature보다 낮은 온도에서 석출상들이 사라질 가능성은 있으나 정확한 원인을 규명하기 위해서는 더 많은 연구가 필요하다. 변형에 의한 전단으로 인해 낮은 온도에서도 석출상들이 사라짐으로써 동적 재결정과 입자의 성장이 더 쉽게 일어날 수 있을 것으로 생각된다.

4. 결 론

718 합금 빌렛을 고온 압축 실험을 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 718 합금의 유동 응력은 온도가 감소하고 변형 속도가 증가할수록 증가하였다. 또한 변형이 진행됨에 따라 초기에 급격한 가공 경화가 발생하였으나 최대 응력을 지난 후 변형량에 따라 유동 응력이 감소하는 가공 연화 현상을 보였다. 그러나 변형 속도 5×10^{-1}/sec에서는 온도에 관계 없이 가공 경화 현상을 보였는데, 이는 동적 재결정이 결정립계 부위에 국한되어 일어나고 동적 재결정에 의해 형성된 입자가 변

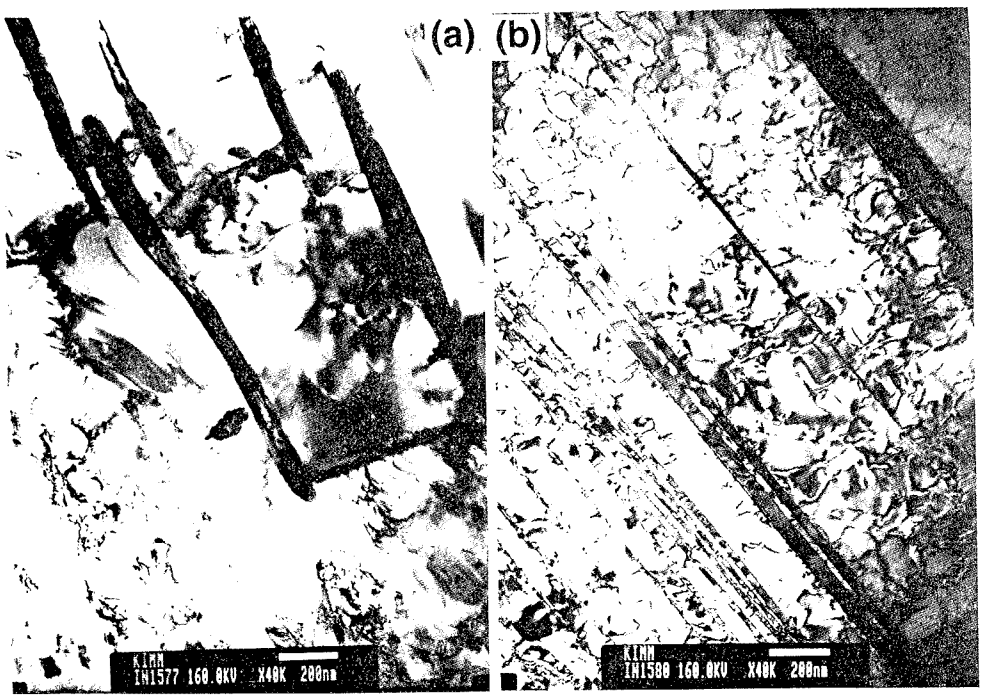

Fig. 10. Transmission electron micrographs of the deformed specimens at 927℃
(a) $\dot{\epsilon}=5\times10^{-4}\,sec^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon}=5\,sec^{-1}$

형이 계속됨에 따라 다시 가공 경화되기 때문이다.

2. 718 합금의 변형 속도 감도(m)는 변형 속도에 따라 달리 나타났는데, 변형 속도 5×10^{-2}/sec 이상에서는 m=0.1 정도였으며 5×10^{-3}/sec 이하에서는 m=0.25 정도의 값을 나타냈다.

3. 718 합금의 변형에 필요한 활성화 에너지는 5×10^{-4}~5×10^{-2}/sec의 저변형 속도 범위에서는 400~450kJ/mol 정도였으며, 고변형 속도에서는 변형 쌍정 등을 발생시키면서 압축 변형이 진행되었다.

4. 단조용 718 합금의 고온 압축 변형 기구는 변형 속도가 5×10^{-2}/sec 이하인 경우에는 동적 회복이나 동적 재결정, 변형 속도가 5×10^{-1}/sec 이상으로 빠른 경우에는 주로 동적 회복이나 변형 쌍정(deformation twin)에 의한 것으로 조사되었다.

참고문헌

1. H. L. Eiselstein, "*Metallurgy of Columbium-Hardened Nickel-Chromium-Iron Alloy*", Advances in the Technology of Stainless Steels and Related Alloys, STP 369, ASTM, (1965).
2. E. A. Loria, *J. of Metals*, **6**, 36(1988).
3. *Superalloy 718 Metallurgy and Applications*, ed. by E. A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, June 12-14 (1989)
4. *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives*, ed. by E. A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, June 23-26 (1991).
5. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, ed. by E. A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, June 26-29 (1994).
6. J. F. Radavich, *J. of Metals*, **6**, 35(1988).
7. J. F. Radavich, *Superally 718*, ed. by E. A. Loria, TMS, 229(1989).
8. D. D. Krueger, *Superally 718*, ed. by E. A. Loria, TMS, 279(1989)
9. J. F. Radavich, *J. of Metals*, **6**, 42(1988).
10. L. A. Jackman, G. L. Smith, A. W. Dix and M. L. Lasonde, *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives*, ed. by E. A. Loira, TMS, 125(1991).
11. I. S. Hwang, R. G. Ballinger, M. M. Morra, B. Tao and S. Mathew, *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives*, ed. by E. A. Loria, TMS, 12 (1991).
12. J. W. Brooks and P. J. Bridges, *Superalloy 718*, ed. by E. A. Loria, TMS, 33(1989).
13. H. L. Gegel and J. C. Malas, "*Modeling Techniques used in Forging Process Design*", Metals Handbook, 9th ed., Vol.14, p.147, ASM International, Ohio
14. A. A. Guimaraes and J. J. Jonas, *Metal. Trans. A*, Vol.12A, p.1655, (1981).
15. D. Zhao and P. K. Chaudhury, "Effect of Starting Grain Size on As-Deformed Microstructure in High Temperature Deformation of Alloy 718", *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, p.303, (1994).
16. C. I. Garcia, G. D. Wang, D. E. Camus, E. A. Loria and A. J. DeArdo, "Hot Deformation Behavior of Superalloy 718", *Superalloys 718, 625, 706 and Various derivatives*, p.293, (1994).
17. "Deformation, Processing & Structure", ed by George Krauss, ASM, Metals Park, Ohio 44073, p.114, (1984).
18. C. Zener and J. H. Hollomon, *J. Appl. Phys.*, Vol.15, p.22, (1994).
19. M. J. Weis, M. C. Mataya, S. W. Thompson and D. K. Matlock, "The Hot Deformation Behavior of an As-Cast Alloy 718 Ingots", *Superalloy 718 Metallurgy and Applications*, p.135, (1989).
20. M. Chen et al., "TEM Study on Microstructure Behavior of Alloy 718 after Long Time Exposure at High Temperatures", *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, p.649, (1994).