

Al-Mg-Si 합금의 고온 소성 변형 거동

권용남* · 이영선* · 이정환*

(2003년 10월 9일 접수)

Plastic Deformation Behavior of Al-Mg-Si Alloys at the Elevated Temperatures

Y. N. Kwon, Y. S. Lee and J. H. Lee

Abstract

Thermomechanical behavior of Al-Mg-Si alloys was studied to investigate the effect of microstructural features such as pre-existing substructure and distribution of particles on the deformation characteristics. The controlled compression tests were carried out to get the information on how the alloy responds to temperature, strain amount and strain rate. Then hot forging of Al-Mg-Si alloys carried out and analyzed by the comparison with the compression tests. Microstructural features after forging were discussed in terms of the thermomechanical response of Al-Mg-Si alloys. As already well mentioned, we found that the deformation of Al-Mg-Si at the elevated temperature brought the recovered structure on most conditions. In a certain time, however, abnormally large grains were found as a result of deformation assisted grain growth, which means that hot forging of Al-Mg-Si alloys could lead to a undesirable microstructural variation and the consequent mechanical properties such as fatigue strength.

Key Words : Thermomechanical Behavior, Al-Mg-Si Alloy, Hot Forging

1. 서론

최근 자동차 경량화의 일환으로 알루미늄 합금의 사용량이 증가하고 있다. 자동차 부품으로써 5XXX 계 및 6XXX 계 합금의 적용이 고려되고 있는데 이 중 6XXX 계 Al-Mg-Si 합금은 차량 운행 시 부하를 크게 받는 현가 부품 소재로 사용되고 있다. Al-Mg-Si 합금은 250~300 MPa 범위의 인장강도를 가지는 중강도급의 석출경화형 합금으로 구조용부품 생산에 광범위하게 적용되고 있다.⁽¹⁾ 한편, 자동차용 알루미늄 부품은 저압주조, squeeze casting, 반응고 성형 및 열간 단조 등의 다양한

제조법이 사용되고 있다. 이중 현가 부품과 같이 높은 신뢰성을 요구하는 부품의 제조에는 열간 단조법이 주로 쓰여지고 있다.

이미 많은 연구자들에 의해 Al-Mg-Si 합금의 고온 변형 특성에 관한 연구가 이루어졌으나 알루미늄 압출 공정을 위한 연구가 중심을 이루고 있다.⁽²⁻⁴⁾ 압출법은 형상에 따른 부위별 변형량, 변형률속도, 가공열에 의한 온도 상승 등 공정 변수들의 예측 및 제어가 단조 공정에 비해 상대적으로 용이하다. 이에 비해 단조 공정의 경우 최종 단조품의 형상이 복잡한 경우가 대부분으로 변형률 및 변형률속도가 부위별로 큰 차이를 나타내는

* 한국기계연구원 공정연구부 소성응용그룹

경우가 일반적이다. 즉, 열간 단조품의 경우 부위별로 상이한 미세조직이 공정 중에 형성이 되며 이에 따른 물성의 차이가 발생할 수 있는 가능성이 높다.

본 연구에서는 Al-Mg-Si 합금의 열간 단조 공정의 제어를 위하여 변형량, 변형속도 및 온도에 따른 변형특성을 조사하며 이에 따른 미세조직의 변화를 고찰하였다. 연속주조재와 압출재를 각각 사용하여 원소재의 상태에 따른 고온변형의 차이를 평가하였다. 또한, 원소재의 열처리 유무에 따른 용질원소의 존재상태가 변형거동에 미치는 영향을 조사하였다. 이상의 결과를 바탕으로 시험 단조품의 미세조직 형성을 고찰하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 상용 Al 6061 합금 압출재 및 연속주조재를 사용하여 각 합금의 변형거동을 평가, 비교하였다. 압출재의 화학조성은 wt.% 단위로 0.98%Mg, 0.62%Si, 0.25%Fe, 0.29%Cu 이며 연속주조재는 1.15%Mg, 0.84%Si, 0.21%Fe, 0.26%Cu, 0.35%Mn 을 함유하고 있다. 압출재의 경우 8:1 열간압출 후 400°C에서 소둔을 실시한 상태로 공급받았으며 내부 조직은 아결정립이 발달되어 있었다. 반면 연속주조재는 내부에 변형에서 기인한 전위가 존재하지 않는 주조 조직으로 560°C에서 균질화처리를 실시한 상태로 공급받았다.

이상의 두 가지 합금에 대해 Gleeble machine 을 사용하여 압축시험을 실시하여 응력-변형률 곡선을 얻었다. 시험 온도는 Al-Mg-Si 합금의 열간 단조 온도로 알려진 350~500°C의 온도 범위에서 실시하였으며 변형률속도는 0.1, 1, 10/s의 조건을 사용하였다. 시험후 변형 조직을 광학 및 투과전자현미경으로 관찰하여 변형특성을 고찰하였다.

석출형 알루미늄 합금의 경우 고온변형특성은 첨가 합금원소들의 상태에 따라 크게 영향을 받을 것으로 예상된다.⁽⁵⁻⁷⁾ Al-Mg-Si 합금의 경우 Mg₂Si 석출물의 유무에 따라 고온 변형 특성이 변화함이 보고되고 있다. Al-Mg-Si 합금의 최적 열간단조온도로 알려진 400~500°C의 범위에서 석출 거동은 상이할 것으로 생각되며 이에 따른 변형 거동도 달라진다. Mg₂Si 석출물은 400°C 부근이 석출의 nose 에 해당하는 온도로 수 μm 크기의 조대한 부정합 입자들이 빠르게 석출된다.⁽⁸⁻⁹⁾ 반면에 500°C 이상의 온도에서는 Mg 및 Si 원소들이

고용상태로 존재하게 된다. 이상의 석출반응의 유무에 따른 변형거동을 평가하기 위하여 압출재 합금을 이용하여 용체화처리를 실시한 후 압축시험을 실시하여 그 차이를 비교하였다.

이상의 결과를 이용하여 실제 단조 공정에서 발생하는 미세조직을 해석하기 위하여 특정한 형상을 가지는 모델 단조 금형을 제작한 후 실제 단조시험을 실시하였다. 단조품의 미세조직은 Gleeble machine 을 사용하여 얻은 시험결과를 이용하여 해석하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 소재 상태에 따른 고온변형특성

소재의 변형조직의 유무에 따른 변형특성을 조사하기 위하여 압출 및 연속주조 Al-Mg-Si 합금을 이용하여 변형률속도 0.1~10/s, 변형온도 350~500°C 범위에서 압축시험을 실시하였다. 알루미늄의 적층결합에너지는 166mJ/m²으로 고온 변형시 연화기구로는 회복이 우선적으로 작동하며 재결정이 발생할 확률은 매우 낮은 것으로 알려져 있다.⁽²⁻⁴⁾ 따라서 고온 응력-변형률 곡선의 경우 일정 변형률 이후 정상상태의 응력을 나타내는 경우가 많은 것으로 보고되고 있다. Fig. 1은 온도를 변화시키면서 변형률속도 10/s로 압출재와 연속주조재를 압축시험한 결과를 보여주고 있다. Fig. 1(a)의 압출재의 경우 변형응력이 일정 변형률후 정상상태에 도달하는 알루미늄 합금의 전형적인 거동을 보여주고 있다. 이에 반해 연속주조재의 경우 10/s의 높은 변형률속도에서는 가공경화가 관찰되었는데 일반적인 거동과 차이를 나타냄을 알 수 있다. 변형률속도 0.1/s 및 1/s의 경우 시험 온도 구역에서 Fig. 1(a)의 압출재에서와 같이 정상상태를 나타내는 변형거동을 나타내었다.

가공경화는 변형중 재료 내부에 축적되는 전위에 비해 전위의 소멸 속도가 낮아지기 때문에 발생한다. 이상의 압축시험 결과 연속주조재의 경우 빠른 변형률속도에서 관찰되는 가공경화는 고온 연화기구에 변화가 발생함을 의미한다. 본 연구에 사용된 연속주조재의 경우 560°C에서 8시간 균질화처리를 실시하였음에도 불구하고 주조시 발생한 편석이 완전히 제거되지 않아 결정립계에 주위에 용질원소의 농도가 높게 관찰이 되었다. 결국, 평균 이상의 용질원소들이 결정립계 부근에 존재할 경우 결정립계 부근에서의 공공 농도는 용질

원소량에 비해 낮아지게 된다. 결정립계 부근의 공공 농도는 결정립계 부근에 축적된 전위의 climb의 속도를 결정하게 된다. 즉, 빠른 속도로 변형된 연속주조재의 경우 특정 변형률속도 이상에서는 결정립계에 축적되는 전위밀도 증가 속도가 climb에 의해 결정립계내로 소멸되는 전위밀도 감소속도 사이에 평형상태가 깨어져 가공 경화가 발생하는 것으로 판단된다.

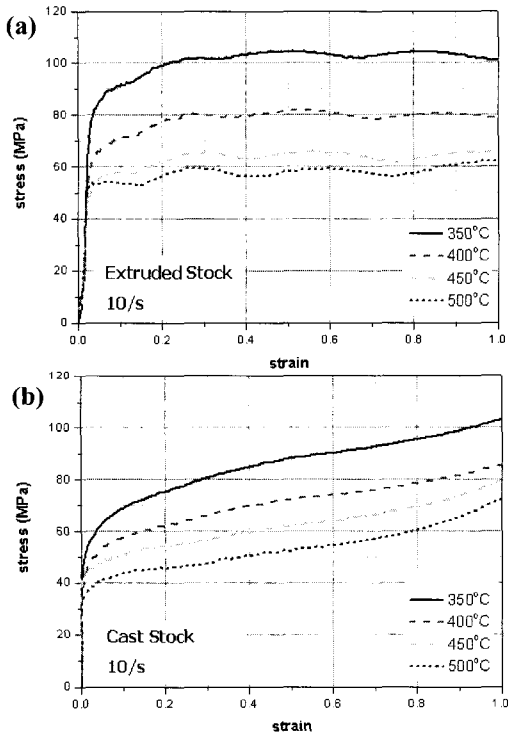


Fig. 1 Stress-Strain curves of (a) extruded and (b) continuously cast stocks

Fig. 2는 400°C 압축시험을 실시한 후 시편의 광학현미경 사진을 나타낸 결과로 변형량이 증가함에 따라 연속주조재에서는 결정립 성장이 크게 발생하는 현상을 보이고 있다. 반면에 압출재의 경우 70%의 압축변형후 등축정의 결정립을 나타내고 있다. 알루미늄 합금에 결정립 성장은 결정립계에 위치한 입자들에 의해 제어되는데 이상의 결과로부터 압출재가 결정립 성장을 억제하는데 효율적인 입자 분포를 가지고 있을 것으로 예상할 수 있다. Fig. 3은 400°C에서 압축시험 후 투과전자현미경으로 변형조직을 관찰한 결과이다. 광학현미경에서는 관찰할 수 없었던 아결정립들이

압출재와 연속주조재에 관계없이 수 μm 정도의 크기로 잘 발달되고 있음을 확인할 수 있었다. 이상의 결과는 압축시험결과에서 확인한 바와 같이 Al-Mg-Si 합금 변형거동은 회복에 의해 지배됨을 재확인해 주고 있다.

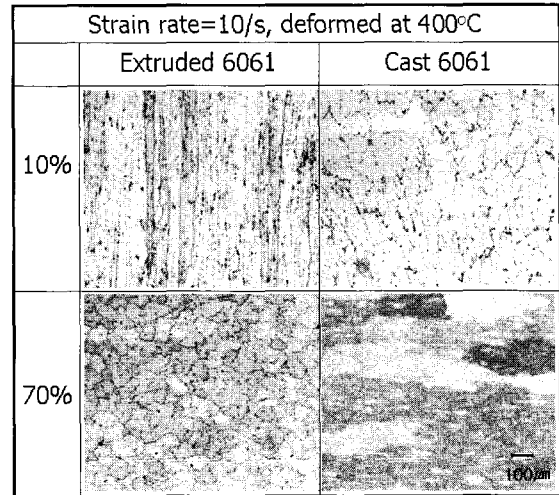


Fig. 2 Optical micrographs of deformed Al-Mg-Si alloys at 400°C

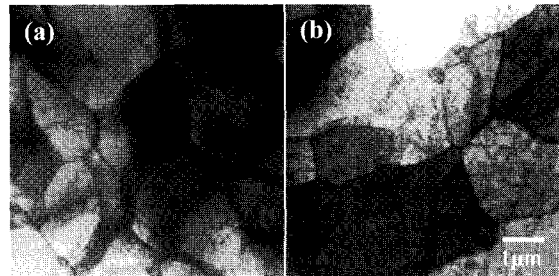


Fig. 3 TEM micrographs of deformed Al-Mg-Si alloys at 400°C with the strain of 70%. (a) extruded and (b) cast stocks

석출강화형 알루미늄 합금의 고온 가공시 용질 원소의 석출 상태가 고온 변형에 영향을 줄 것으로 예상된다. Al-Mg-Si 합금에서 Mg_2Si 입자가 수 μm 의 크기로 빠르게 석출하는 것으로 측정된 400°C와 용체화상태로 소재가 유지되는 500°C로 시험온도를 결정하였다. Fig. 4는 이상의 조건에서 시험한 결과를 나타낸 것으로 변형온도가 500°C에서는 용체화처리 시편과 as-received 시편 모두 동일하게 정상상태의 변형 거동을 나타내는 것은

로 관찰되었다. 즉, 500°C에서는 가열에 의해 용질 원소들이 모두 고용되어 동일한 거동을 나타냄을 알 수 있다. 이에 반해 400°C 변형의 경우 용체화 처리 시편은 초기 최대응력을 나타낸 후 점차로 응력이 감소하는 경향을 보이는데 비해 asreceived 시편의 경우 가공경화가 발생하는 경향을 확인할 수 있었다. 용체화처리를 한 시편을 석출이 활발하게 일어나는 온도에서 변형을 가할 경우 소재 내부의 용질원소들이 석출이 발생하여 초기에 최대응력을 나타내게 되며 변형이 진행됨에 따라 기지내에 고용되어 있던 용질원소가 소진되어 응력이 낮아지는 경향을 보인다. 반면 asreceived 시편의 경우 압출 후 400°C에서 annealing을 실시할 때 이미 용질원소의 석출이 진행되어 고용에 의한 강화효과는 거의 없는 상태로 기지의 강도만이 표현되는 것으로 판단된다.⁽⁷⁻⁹⁾ 이상의 결과는 Al-Mg-Si 합금의 단조온도의 변화에 따라 성형에 필요한 프레스 용량을 결정하는데 중요한 정보를 제공한다.

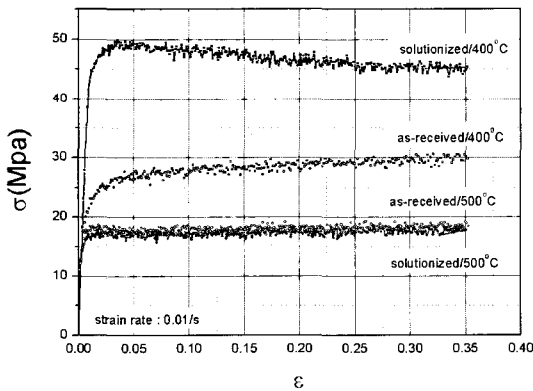


Fig. 4 Difference in flow behavior between the solute-ionized and as-received (annealed at 400°C) conditions for extruded Al-Mg-Si alloy

3.2 변형률속도 및 온도의 영향

Al-Mg-Si 합금의 고온변형시 변형률속도의 영향을 조사하기 위하여 Fig. 5와 같이 응력-변형률속도 곡선을 압축시험으로부터 얻어내었다. 압출재와 연속주조재의 변형률속도민감계수값은 정상상태의 변형구역에서 0.09~0.18의 범위의 값을 가지고 있으며 온도가 높아짐에 따라 커지는 일반적인 경향을 보여주고 있다. 변형률속도민감계수 값이 0.5 이상으로 높은 경우 결정립이 미끄러짐이 주 변형기구로 작동한다고 알려져 있으며 본 연

구에서 얻은 결과는 전위 슬립이 주 변형기구로 작동하는 것으로 해석될 수 있다.

변형시 필요한 활성화에너지를 정상변형상태에서 측정하여 Fig. 6에 나타내었다. 압출재와 연속주조재에 관계없이 약 $Q=130\text{kJ/mol}$ 으로 알루미늄의 자기확산 활성화에너지 142kJ/mol 에 유사한 값을 가짐을 확인할 수 있었다. 즉, 합금 상태에 관계없이 Al-Mg-Si 합금의 고온 변형은 전위의 climb이 변형의 속도를 지배하는 것으로 해석할 수 있다. 이상의 결과는 Fig. 4에 나타낸 바와 같이 아결정립이 잘 발달한 회복조직과 잘 일치하는 경향을 보여주고 있다.

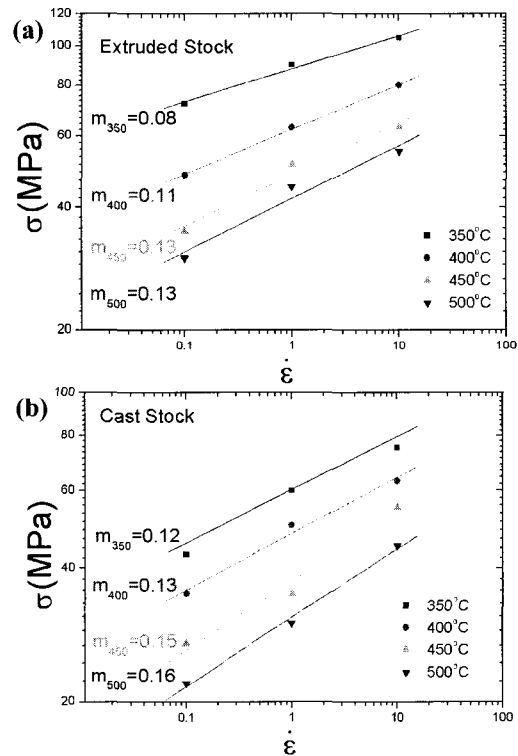


Fig. 5 Stress-strain rate curves for Al-Mg-Si alloys (a) extruded and (b) cast alloys

3.3 Al-Mg-Si 합금의 고온단조

압축시험 및 미세조직 관찰을 통해 얻은 결과를 실제 단조품에 적용하여 해석해 보기 위하여 Fig. 7(a)에 나타낸 것과 같은 모델 금형을 제조하여 단조시험을 실시하였다. 단조에 사용된 소재는 두께 35mm의 압출재이며 단조온도는 400°C에서 가열 후 실시하였다. 크랭크 프레스를 사용하여 단

조를 실시하였으며 변형률속도는 약 20/s에 해당하는 것을 유한요소해석을 통하여 확인하였다. Fig. 7(b)는 Fig. 7(a)에 표시한 구역의 조직을 관찰한 결과로 부위에 따라 매우 변화가 심한 것을 확인할 수 있다. 압축시험을 실시한 조건에서는 발생하지 않았던 결정립 성장으로 인해 수 cm에 이르는 조대한 결정립들이 절단면 좌측에 수직방향으로 관찰되었다. 이러한 조대한 결정립들은 압출재의 표면에 형성되어 있던 조대 결정립층이 단조시 더욱 확대된 결과로 판단된다. 이에 반해 중간에 얇은 두께를 가지는 부위는 약 100 μ m 내외의 결정립을 관찰할 수 있었으며 우측에는 회색으로 형성된 feathery 결정립계를 확인할 수 있었다. 각각의 부위의 미세조직 형성은 단조중 가해진 변형을 뿐만 아니라 변형률속도 및 가공열에 의한 추가적인 온도상승에서 원인을 찾을 수 있다. Fig. 7(c)는 유한요소해석으로부터 얻은 해당 부위의 변형을 분포를 나타내는 그림으로 Fig. 7(b)와 비교할 경우 비정상 결정립성장이 발생한 구역은 변형률이 높은 구역($\epsilon > 0.95$)과 일치하는 경향이 있다. 하지만 이 구역의 결정립성장은 압출재의 집합조직 및 석출물과 같은 제2상 입자와 결정립계간의 방위관계 등 다양한 미세조직적 요소뿐만 아니라 가공중 온도상승이 복합적으로 작용한 결과로 향후 보다 체계적인 정량화가 필요한 실정이다. 좌측 조대 결정립들에 대비해 중간 부위의 비교적 미세한 결정립들의 구역에서는 변형률속도가 60/s 이상으로 매우 높은 값을 가지는 것을 알 수 있었다. 이 구역의 미세조직은 연속재결정 등의 기구에 의해 형성된 것으로 판단된다. 이 구역을 제외한 나머지 영역에서 변형률속도는 10~20/s의 값을 나타내었다. 조대한 석출입자들이 형성된 구역에서는 변형률속도가 높아질 경우 climb을 통해 전위가 낮은 에너지 배열을 가지는 대신 국부적으로 재결정에 필요한 에너지를 축적할 수 있는 확률이 높아질 수 있다.⁽²⁻⁴⁾ 이상의 결과로부터 복잡한 형상을 가지는 부품의 제조를 위한 알루미늄 열간단조 공정의 미세조직 제어를 위해서는 성형온도, 성형 공정 설계를 통한 변형률의 제어 등 복합적인 제어가 필요하는 것을 알 수 있다.⁽²⁾ 즉, 보다 높은 신뢰성을 가지는 우수한 단조품을 제조를 위해서는 단조온도, 변형률 분포 등의 변수들을 제어가 필요한 것으로 판단되었다.

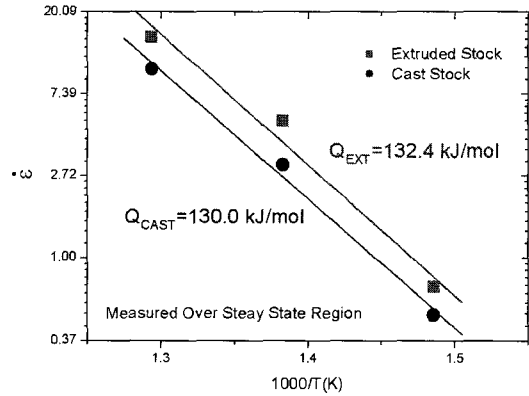


Fig. 6 Activation energy for high temperature deformation of Al-Mg-Si alloys

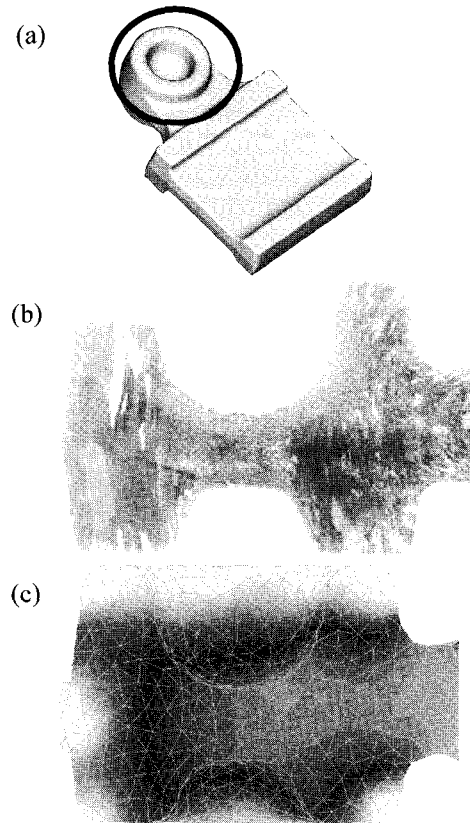


Fig. 7 Forging experiment (a) Model geometry, (b) Section view from a certain part shows a wide range of microstructural differences and (c) Strain distribution over the area

4. 결론

본 연구에서는 Al-Mg-Si 합금의 고온 압축시험을 통해 고온변형특성을 조사하였으며 실제 단조품 제작을 통해 고온변형기구와 미세조직형성의 관계를 고찰하였다. 이를 통해 균일한 미세조직과 기계적 물성을 가지는 알루미늄 열간단조품을 제조하기 위해서는 소재 상태, 공정 조건 뿐만 아니라 금형 설계의 최적화를 통한 변형률, 변형률속도 및 온도 상승의 제어도 필수적으로 고려되어야 함을 확인할 수 있었다.

후 기

본 연구는 산업자원부 지역특화 중기거점 사업으로 지원되었으며 관계자 여러분께 깊은 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

(1) R. C. Dorward and C. Bouvier, 1998, "Arationalization of factors affecting strength, ductility and toughness of AA6061-type Al-Mg-Si-(Cu) alloys", Mater. Sci. & Eng. A254, p. 33.

(2) F. J. Humphreys and M. Matherly, 1995, Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Pergamon.

(3) R. D. Doherty, etc, 1997, "Current issues in recrystallization", Mater. Sci. & Eng. A238, p. 219.

(4) H. J. McQueen and O. C. Celliers, 1997, "Application of hot workability studies to extrusion processing. Part III: physical and mechanical metallurgy of Al-Mg-Si and Al-Zn-Mg alloys", Canadian Metall. Quater., Vol. 36, p. 73.

(5) S. Esmacili, etc., 2001, "The deformation behaviour of AA6111 as a function of temperature and precipitation state", Mater. Sci. & Eng. A319, p. 461.

(6) H. J. McQueen, etc., 2001, "Solution and precipitation effects on hot workability of 6201 alloy", Mater. Sci. & Eng. A319, p. 420.

(7) J. van de Langkruis, etc., 1999, "Assessment of constitutive equations in modelling the hot deformability of some overaged Al-Mg-Si alloys with varying solute contents", Mater. Sci. & Eng. A266, p. 135.

(8) D. H. Brratland, etc., 1997, "Modelling of precipitation reactions in industrial processing", Acta. Mater., 45, p.1.

(9) G. A. Edwards, etc., 1998, "The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys", Acta. Mater., 46, p. 3893.