


 論 文
 

중간가공열처리한 Al-Li 계 합금의 고온변형거동

유창영·진영철

전북대학교 공과대학 금속공학과

The Hot Deformation Behaviors of Intermediate Thermo-Mechanical Treated
Al-Li Based Alloy

C.Y. Yoo and Y.C. Jin

Department of Metallurgical Engineering, Chonbuk National University

ABSTRACT

In this study, intermediate thermo-mechanical treated Al-2.0 wt%Li, and Al-2.0 wt%Li-1.2 wt%Cu-1.0 wt%Mg-0.12 wt%Zr alloys were tested in tension at 10°C and elevated temperature(100, 200 and 300°C). The results are follows: The tensile strength of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy is the highest but the elongation of Al-Li alloy is the highest(106%) among the all alloys in tension at 300°C. The Portevin-LeChartier effect is showed in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy at 10 and 100°C, because of tangled dislocation by Mg and Cu. In the true stress-strain curves of all alloy, the peaks of stress at 300°C are showed at the strain less than 0.1. In the binary alloy, the dynamic restoration process at 200 and 300°C is nearly similar to dynamic recovery type. The hot deformation stress is decreased with increase of dynamic recovery degree, but the elongation is increased. When the strain the strain rate are constant, the temperature dependence of hot deformation stress is increased with increase of deformation temperature. The elongation and degree of dynamic recovery are decreased with increase of hot deformation activation energy, but the deformation stresses slightly increased.

1. 서 론

Al-Li 계 합금은 순수한 Al은 물론 2000 계 7000 계 고력 Al 합금보다 밀도가 낮고¹⁾ 탄성율이 높고²⁾ 비탄성율을 종래의 합금에서보다 10~20% 개선이 가능하게 되었다. 따라서 기존의 항공기용 Al 합금에 비해 강도와 인성을 겸비한 Al-Li 계 합금이 개발되어 실용화에 이르렀다^{3,4)}. 그러나 이 Al-Li 계 합금은 주조성이 나쁘고 인성이 낮은 단점⁵⁾이 있으며 이러한 저인성의 주원인은 시효열처리시 석출되는 준안정석출상 δ' (Al₃Li)의 특성

때문인 것으로 알려졌다⁶⁾. 따라서 Al-Li 계 합금에 적절한 가공열처리를 하면 평면 미끄럼의 경감, 무석출물체의 감소, 석출물 및 금속간화합물의 미세화와 아결정의 형성으로 파괴기구에 현저한 영향을 미치는 전위의 집적길이 축소 및 초기 균열발생이 되는 국부적 응력집중을 감소시키는 효과가 있다⁷⁾.

따라서 본 연구에서는 8090 Al-Li 계 합금의 조성을 기본으로 한 Al-Li 2원합금 및 Al-Li-Cu-Mg-Zr 5원 합금을 중간가공열처리하여 여러 온도범위(10, 100, 200 및 300°C)에서 인장변형 시켰을 때 변형응력의 온

도의존성 및 동적 복구과정을 기본으로 이들 합금의 고온변형거동을 연구하고자 한다.

2. 실험방법

본 실험에서는 Al-Li 및 Al-Li-Cu-Mg-Zr의 잉고트를 제작하는데 고순도의 재료를 이용하여 불활성 분위기에서 고주파유도로 용해 및 주조를 하여 125×85×35 mm의 잉고트를 제작하였다. 제작한 각 잉고트를 550℃에서 균질화처리를 하여 얼음물에 퀀칭한 후 열간 압연한 뒤 520℃에서 30분간 용체화처리를 한 다음 얼음물에 퀀칭하고 450℃에서 4시간 과시효처리 후 얼음물에 퀀칭하였다. 과시효처리한 시편을 다시 냉간압연하여 경도시편과 인장시편으로 가공하였으며 그 최종 시편의 성분은 Table 1과 같다. 시효특성과 첨가원소의 영향을 조사하기 위하여 비커스 경도계로 하중 100 g, 하중시간 15초로 경도를 측정하였으며 경도시험 결과 최고경도를 나타낸 각 시효조건으로 인장시편을 열처리하여 변형속도 7.0×10^{-3} /sec, 하중 500 kg으로 10, 100, 200 및 300℃에서 인장시험하였다. 인장시험한 시편의 파단면은 주사전자현미경으로 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 인장성질의 변화

Fig.1은 경도시험 결과 최고경도를 나타낸 최적의 시효조건으로 열처리한 Al-Li 2원합금을 여러 온도에서 인장시험하여 얻은 인장강도와 연신율의 변화를 각각 나타낸 것이다. 각 시효조건에서 인장온도 100℃까지는 인장강도가 완만하게 감소하지만, 그 이상의 온도에서 강도의 감소폭은 커져 인장온도 300℃에서는 거의 3.5 kg/mm² 이하로 감소하였다. 이에 반해 연신율은 인장온도 200℃까지는 완만한 증가를 보이다가 300℃에서는 급격히 증가하여 최고 106.8%로 거의 초소성에 가까웠다.

Table 1. Chemical Composition of Al-Li Based Alloys (wt%).

Alloys	Elements						
	Li	Cu	Mg	Zr	Fe	Si	Al
Al-Li	1.997	0.002	0.001	—	0.009	0.004	bal.
Al-Li-Cu-Mg-Zr	1.974	1.225	0.921	0.130	0.013	0.003	bal.

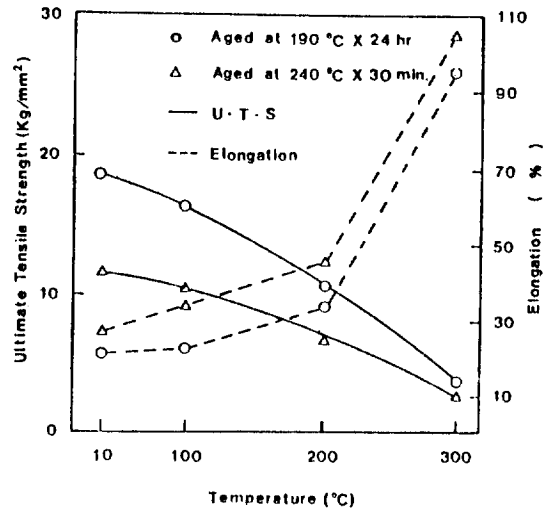


Fig.1. Relationship between ultimate tensile strength, elongation and tensile test temperature in Al-Li alloy.

이러한 현상은 10℃에서 인장할 때는 δ'상의 석출로 인해 기지의 강화와 전위의 이동에 대한 저항이 상당히 크게 작용하지만 인장온도가 상승함에 따라 δ'상의 조대화가 일어나지만 인장온도 200℃까지는 약간 강화에 기여하여 강도를 유지한 것으로 생각된다. 그러나 그 이상의 온도로 되면 δ'상이 소멸되기 시작하여 안정상인 δ상이 석출하게 되며, 전위는 석출상 주위에 전위무우프를 남기고 통과하거나 또는 교차슬립 및 상승운동을 통하여 통과하기 때문에 강도가 현저하게 저하한 것으로 판단된다. 한편 인장온도가 상승할수록 δ'상의 성장속도는 더욱 빨라지고, 또한 δ'상의 소멸속도도 빨라져 δ'상의 양이 증가하게 되어 연신율이 증가한 것으로 사료된다.

Fig.2는 경도시험 결과 최고경도 값을 나타낸 최적의 시효조건으로 열처리한 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금을 여러 온도에서 인장시험하여 얻은 인장강도와 연신율의 변화를 각각 나타낸 것이다. 인장강도는 300℃까지도 완만한 감소를 보인 반면 연신율은 완만한 증가를 보여 최고 27.3%를 나타냈다. 본 합금계는 앞에서 기술한 2원 합금에 비해 전반적으로 인장강도는 높았고 연신율은 낮았다.

10℃에서 인장한 경우는 시효과정에서 이미 석출된 δ', β', S' 및 T₁상들간의 복잡한 작용⁸⁾으로 인하여 강

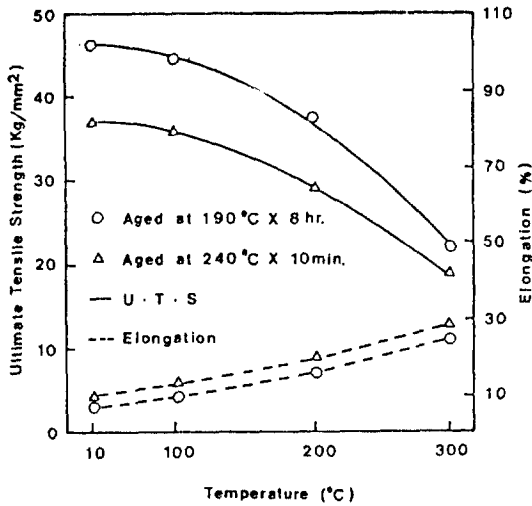


Fig. 2. Relationship between ultimate tensile strength, elongation and tensile test temperature in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy.

도에 미치는 영향이 크고 인장온도가 상승함에 따라 석출상들의 조대화로 인한 빠른 강도의 감소가 예상되나 앞에 기술한 합금에 비해 조대화속도가 빠르지 못하고 높은 에너지 장벽으로 인한 전위의 상승 또는 교차슬립이 어렵기 때문에 강도의 저하에 미치는 영향이 적다고 생각된다. 또한 본 합금은 정합성을 이루는 석출물에 의해 강화가 이루어지는 합금중의 하나로 석출물 전단에 있어서 쌍전위가 단전위보다 용이하다는 것으로 부터 슬립밴드부에 국부변형이 생긴다⁹⁾. 본 합금은 교차슬립을 조절하는 S'상이 석출⁸⁾되고 슬립밴드와 무석출물대에서 입계파괴를 조절하여 연성이 타 합금에 비해 저하한 것으로 사료된다. 또한 본 합금은 Wert 등¹⁰⁾이 보고한 바 있는 불연속 항복현상이 10 과 100°C에서 나타났다.

3.2. 파면조직관찰

Photo.1은 190°C에서 24 시간동안 시효시킨 2원합금을 10 및 300°C의 온도에서 인장한 파면사진이다. 사진에서 볼 수 있는 바와 같이 10°C에서는 입내 전단파괴를 보이고 있으며 인장온도가 300°C로 되면 입자의 연신으로 인한 연성파괴를 관찰할 수 있는데 이것은 인장 시험하여 얻은 연신율 값과 잘 일치하는 것으로 사료된다.

Photo.2는 190°C에서 16 시간동안 시효시킨 5원합금



Photo 1. SEM of fracture surfaces in Al-Li alloy with temperature : (a) 10°C, (b) 300°C

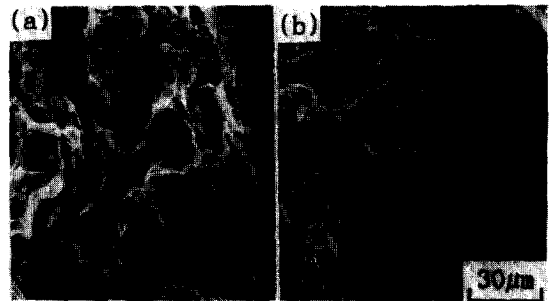


Photo 2. SEM of fracture surfaces in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy with temperature : (a) 10°C, (b) 300°C

의 파면사진이다. 10°C에서 인장한 경우 현저한 입내 전단파괴를 보이고 있으며 뚜렷한 슬립밴드도 나타난다. 인장온도가 300°C로 상승함에 따라 입자의 연신으로 인한 연성파괴를 나타낸다. 본 합금계에서는 300°C로 상승함에 따라 입자의 연신으로 인한 연성파괴를 나타낸다. 본 합금계에서는 교차슬립을 조절하는 S'상이 석출하여 슬립밴드와 무석출물대에서 국부변형을 일으켜 입계취화를 나타낸다고 생각된다. 따라서 이러한 국부 변형과 입계석출은 입계파괴를 조절하여 연신율이 그다지 높지 않게되는 원인이 된다.

3.3. 변형곡선과 동적 복구과정

Fig.3은 190°C에서 시효시켜 인장한 2원합금의 인장 온도별 진응력-진변형률 곡선을 나타낸 것이다. 그림에서 볼 수 있듯이 변형응력은 변형온도가 증가할수록 감소하는 것을 알 수 있다. 이것은 식(1)의 관계로부터 일정한 변형량과 변형속도 조건에서 변형온도가 증가하

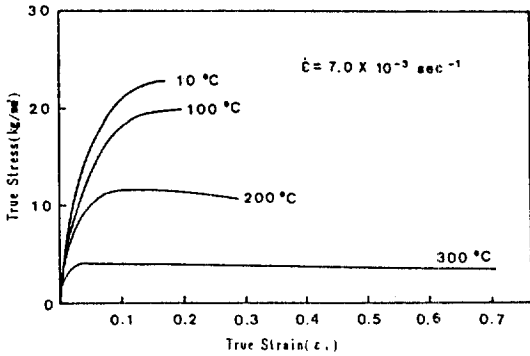


Fig.3. Changes of the true stress-strain curve with temperature in Al-Li alloy.

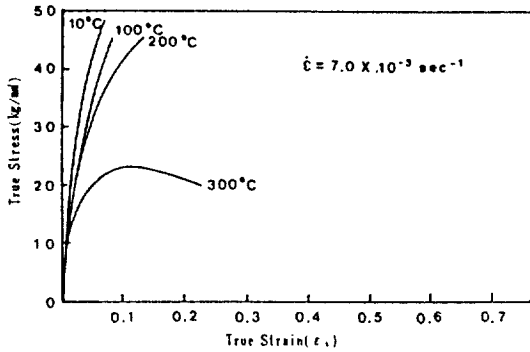


Fig.4. Change of the true stress-strain curve with temperature in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy.

면 변형응력이 감소하는 것을 예측할 수 있으며 본 실험의 결과와 잘 일치한다.

$$\sigma = C_2 \exp(Q/RT) \quad \dots\dots\dots (1)$$

190°C에서 시효시킨 2원합금의 경우 변형곡선의 형태는 약간 다르지만 인장온도 300°C에서 거의 동적회복형에 가까웠다. 300°C인장경의 경우 완전한 동적회복형은 아니지만 이미 보고된 이론들^{11,12)}로 보아 전위의 증식 및 소멸속도가 동적 평형에 도달해 간다고 생각할 수 있다.

Fig.4는 8090 조성을 갖는 5원합금의 진응력-진변형을 곡선으로 2원합금처럼 변형온도가 증가할수록 정점응력은 낮아지고 정점응력과 정상 변형응력의 차이도 감소했다. Pridham 등¹³⁾은 5원합금의 경우 190°C 이상

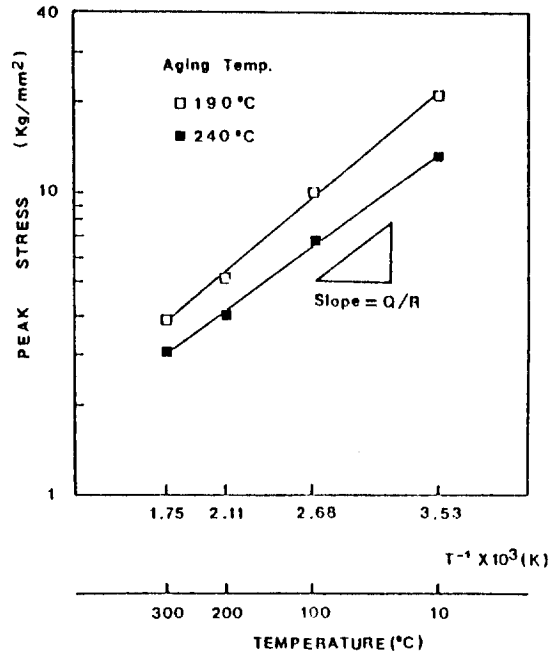


Fig.5. Relationship between peak stress and temperature in Al-Li alloy.

의 온도에서 아립계에 S'(Al₂CuMg)상이 석출한다는 것과 δ'(Al₃Li)상의 안정성 때문에 우수한 고온강도를 갖는다고 보고하였으며 아립계에 S'상의 석출로 인해 전위 sink가 방해를 받아 동적회복이 지연된다고 하였다. 따라서 본 합금의 곡선으로 보아 위의 결과와 잘 일치함을 알 수 있다.

3.4. 변형응력의 온도 의존성

Fig.5는 Al-Li 2원합금의 고온변형 활성화에너지를 구하기 위해 $\ln\sigma - 1/T$ 를 나타낸 것이다. 직선의 기울기 (Q/R)로부터 활성화에너지를 구한 결과 190과 240°C에서 시효시킨 2원합금의 경우 각각 20.2 및 16.7 kcal/mol이었다. 또한 5원합금의 활성화에너지도 동일한 방법으로 계산한 결과 Table 2와 같다.

Table 2. Calculated Activation Energy for Hot Deformation (kcal/mol : Q).

Alloys	Aging Temperature	
	190°C	240°C
Al-Li	20.2	16.7
Al-Li-Cu-Mg-Zr	28.4	26.6

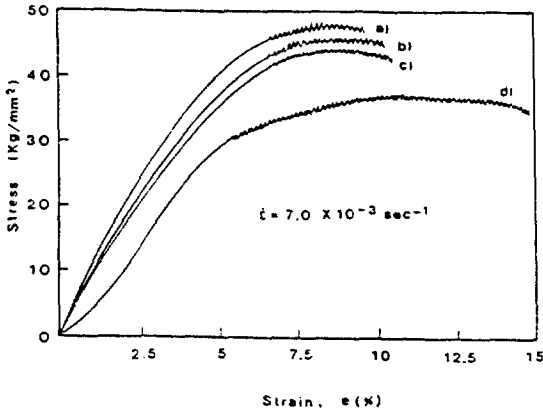


Fig. 6. The Portevin-LeChatelier effects showed in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy :
 (a) 10°C of aged at 190°C, (b) 100°C of aged at 190°C, (c) 10°C of aged at 240°C, (d) 100°C of aged at 240°C.

계산된 활성화에너지를 식(2)에 대입하여 Zener-Holomon parameter¹⁴⁾를 구하였다.

$$Z = \epsilon \exp(Q/RT) \dots\dots\dots (2)$$

Z 값은 동일계 합금에서 변형온도가 상승함에 따라 작아졌다. Z 값이 작을수록 낮은 변형응력에서 정점응력을 나타내므로 변형응력은 온도에 의존함을 알 수 있다. 또한 5원합금의 경우 동일 시험온도에서 Z 값이 커지는 것을 알 수 있는데 높은 변형응력에서 정점응력을 보인다는 것을 나타낸다.

3.5. 불연속 항복현상(Portevin-LeChatelier effect)

불연속 항복현상은 5원합금을 인장시험 했을 때 190°C와 240°C에서 시효시킨 경우 10°C와 100°C에서 관찰되었다. Tamura 등¹⁵⁾에 의하면 Al-3.0%Li-단결정 합금에서 불연속 항복현상이 나타났다고 했으며 다결정계 합금에서는 관찰할 수 없었다고 하였다. 한편 Wert 등¹⁶⁾은 Al-Li-Cu-Mg-Zr 다결정계 합금에서 불연속 항복현상의 출현을 보고하였으며, 그 원인으로는 Mg 및 Cu의 고용 및 초격자전위의 δ상의 전단에 기인하며 변형온도의 상승에 따라 과시효로 인하여 이 효과가 상실된다고 하였다. 본 실험에서도 Fig.6과 같이 5원합금의 불연속 항복현상이 10°C 및 100°C에서 나타났으나, 200°C 및 300°C에서는 관찰되지 않았다. 따라서 본 실험에서는 위에서 논의한 보고 중 Wert의 보고와 잘 일치함을

알 수 있다.

4. 결 론

중간가공 열처리한 Al-Li계 합금, 즉 Al-2.0wt%Li 및 Al-2.0wt%Li-1.2wt%Cu-1.0wt%Mg-0.12wt%Zr 합금을 10, 100, 200 및 300°C에서 인장시험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 300°C에서 인장시험한 5원합금의 고온인장강도는 2원합금에 비하여 약 10-20 kg/mm² 이상 높았으며, 2원합금의 연신율은 300°C에서 약 106%로 가장 높았다.
- 2) 10°C와 100°C에서 나타난 5원합금의 불연속 항복현상은 Mg와 Cu의 고용에 기인한 전위의 고착현상으로 생각된다.
- 3) 진응력-진변형률 곡선에서 정점응력은 2원 및 5원합금 모두 300°C에서 0.1 이하의 저변형률에서 나타났다.
- 4) 2원합금의 동적 복구과정은 200°C 및 300°C에서 동적 회복형에 유사하였다.
- 5) 동적 회복정도가 증가할수록 변형응력은 낮아졌으며 연신율은 증가하였다.
- 6) 변형률과 변형속도가 일정할 때, 고온변형응력의 온도의존성은 변형온도가 상승할수록 증가하였다.
- 7) 고온변형을 위한 활성화에너지가 증가함에 따라 연신율과 동적 회복정도가 감소하였으며, 고온변형에 대한 변형응력이 점차 높아졌다.

5. 참고문헌

1. D. Webster : Aluminum-Lithium Alloys, (ed. by T.H. Sander, Jr. and E.A. Starke, Jr.), TMS-AIME, (1981) 228.
2. B. Noble, S.J. Harris and K. Dinsdahi : J. Mater. Sci., 17 (1982) 461.
3. British Alcan Co. : Pari Airline シヨ-Data, (1985).
4. K. Weipmann, M. Peters and T.H. Sanders, Jr. : Aluminum, 60 (1984) 641.
5. T.H. Sanders, Jr. and E.A. Starke, Jr. : Acta Metall., 30 (1982) 927.
6. S.F. Baumann and D.B. Williams : Aluminum

- Lithium Alloys II, (ed. by E.A. Starke, Jr. and T.H. Sanders, Jr.), TMS-AIME, (1984) 17.
7. R.F. Ashton, D.S. Thompson E.A. Starke, Jr. and F.S. Lin; Aluminum-Lithium Alloys III, (ed. by C. Baker, P.J. Gregson, J. Harris and C.J. Peei), The Institute of Metall., London, (1986) 66.
8. A. Gysler, R. Crook and E.A. Starke, Jr.; Ref. 1), 263.
9. 根本 實, 美浦 康雄, 古川 稔; 輕金屬, 36 (1986) 685.
10. J.W. Wert and J.B. Lumsden; Scr. Metall., 19 (1985) 20.
11. H.J. McQueen and J.J. Jonas; Plastic Deformation of Materials, (ed. by R.J. Arsenault), Academic Press, (1975) 393.
12. J. Cortner and W.H. McG. Tegart; J. Inst. Metals, 97 (1969) 73.
13. M. Pridham, B. Noble and S.J. Harris; Ref. 7), 547.
14. C. Zener and J.H. Hollomon; J. Appl. Phys., 15 (1944) 2.
15. M. Tamura, T. Mori and T. Nakamura; Trans. JIM., 14 (1973) 355.