Journal of the Korean Society for Heat Treatment
Vol.5, No.1, March 1992, pp.41~49

論 文

Al-Li계 합금의 초소성에 관한 연구

진영철·국진선·김양수·홍은성·이민상*·이민호*·유창영**
전북대학교 공과대학 금속공학과
*전북대학교 공과대학 공동시험소
**국립 중앙 과학관

Study on the Superplasticity in Al-Li Alloy Systems

Y.C. Jin, J.S. Kook, Y.S. Kim, E.S. Hong, M.S. Lee*, M.H. Lee* and C.Y. Yoo**
Department of Metallurgical Engineering, Chonbuk National University
*Eng. Lab., College of Engineering, Chonbuk National University
**National Science Museum

ABSTRACT

The effects of alloying elements on the superplastic properties of Al-Li based alloys had been investigated. The intermediate thermo-mechanical treated(ITMT) Al-2.0wt%Li, Al-2.0wt%Li-1.0wt%Mg, Al-2.0wt%Li-0.12wt%Zr and Al-2.0wt%Li-1.2wt%Cu-1.0wt%Mg-0.12wt%Zr alloys were tested in tension at various temperature (400, 450, 500 and 550°C) and strain rate(6.7×10^{-3}, 1.0×10^{-2}, 1.6×10^{-2} and 5.0×10^{-2}/sec). The results were as follows :

The superplasticity in binary, ternary and pentanary alloys appeared at 500 to 550°C, and good strain rate for superplasticity, 1.6×10^{-2}/sec~1.0×10^{-2}/sec for a binary alloy and 1.0×10^{-2}/sec~6.7×10^{-3}/sec for ternary and pentanary alloys.

A Zr-added ternary alloy had best value of elongation(730%) in four alloys at 550°C of tension temperature and 1.0×10^{-2}/sec of strain rate.

The strain rate was greatly dependent on tension temperature and true strain rate was more than 1.0 at all test temperature and strain rate.

In binary and Mg-added teranry alloys, the necks were slightly formed and their fracture surface had lips shape, but Zr-added ternary and pentanary alloy fractured along the grain boundary without necking. Their dislocations moved to grain boundary during superplasticity deformation and arranged perpendicular to grain boundary. Superplastic deformation was made by grain boundary slip of dislocation slip creep and model of core and mantle.

1. 서 론

Al-Li계 합금은 가벼우면서도 내식성, 고비강도 및 고비탄성율을 가지며 열적 안정성이 우수하고 또한 기본의 설비를 이용한 생산이 가능하기 때문에 대단히 경제적인 재료로서 각광을 받고있다. 일반적으로 항공기 기체는 다른 공업제품에 비하여 상당히 많은 부품으로 구성되어 있어 수많은 조립공정이 요구되며 리벳과 같은 접합부품이 필요하게 된다. 따라서 재료의 경량화를 위해서는 저밀도, 고강도화로 소재 자체의 무게를 줄이는 방법과 초소성 성질을 이용하여 다수의 복잡한 부품을 일체화 함으로써 부품의 수를 줄이는 방법을 들 수 있다.

Al-Li계 합금에 대한 연구는 많이 수행되어 왔지만 인성 및 연성개선과 초소성화를 위한 중간가공열처리법(ITMT, Intermediate Thermo-Mechanical Treatment)에 수반되는 고온변형에 관한 연구보고는 많지 않다. 따라서 본 연구는 8090 Al-Li계 합금의 조성을 기본으로 한 Al-Li, Al-Li-Mg, Al-Li-Zr 및 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금을 중간가공 열처리법으로 시편을 제작한 후 고온에서 인장시험하여 인장온도와 연신율의 관계를 조사하고 파면조직과 전위거동을 관찰하여 Al-Li계 합금의 초소성에 미치는 합금화 원소의 영향에 관하여 규명코자 하였다.

2. 실험방법

본 실험에서는 각 성분의 잉고트를 제작하기 위하여 고순도의 재료를 불활성분위기의 고주파유도로에서 용해 및 주조하였다. 잉고트의 표면은 기계가공한 후 염욕로에서 540°C(1°C/min로 승온)까지 승온한 다음 16시간 동안 염욕(KNO_3 : $NaNO_3$ = 1 : 1)에서 항온 균질화처리하였다. 균질화처리된 잉고트중 2원합금 및 3원합금은 500°C에서, 5원합금은 520°C에서 각각 30분간 예열하여 4.5mm 두께로 열간압연하였다. 이 판재를 다시 520°C에서 30분 동안 용체화처리하고 450°C에서 과시효처리한 다음 1mm 두께로 냉간압연하여 인장시편으로 가공하였고 이 시편을 520°C에서 30분 동안 용체화처리하여 얼음물에 퀜칭하였다. 최종 열처리된 시편의 화학성분은 Table 1과 같다. 고온인장시험은 변형속도 6.7×10^{-3}, 1.0×10^{-2}, 1.6×10^{-2} 및 5.2×10^{-2}/sec, 하중 500kg으로 400, 450, 500 및 550°C에서 각각 행하였다. 파단면은 주사전자현미경으로 관찰하였고, 인장변형으로 야기된 전위는 투과전자현미경으로 조사하였다.

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

Compo. / Alloys	Li	Cu	Mg	Zr	Fe	Si	Al
Al-Li	1.997	0.002	0.001	—	0.009	0.004	bal.
Al-Li-Mg	1.924	0.002	0.955	—	0.013	0.004	bal.
Al-Li-Zr	1.985	0.001	0.003	0.121	0.011	0.003	bal.
Al-Li-Cu-Mg-Zr	1.974	1.225	0.921	0.013	0.013	0.003	bal.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 초소성 성질의 변화

Fig.1은 중간가공열처리한 Al-Li 합금을 520°C에서 용체화처리한 후 여러 온도와 변형속도로 고온인장시험한 결과이다. 인장온도가 상승함에 따라 과시효가 빨라지고 δ상의 석출 및 조대화가 빨라지므로 400°C 인장시 5.0×10^{-2}/sec의 변형속도에서 인장강도가 0.55Kg/mm²이었으나 550°C 인장시 0.15Kg/mm²으로 감소하였

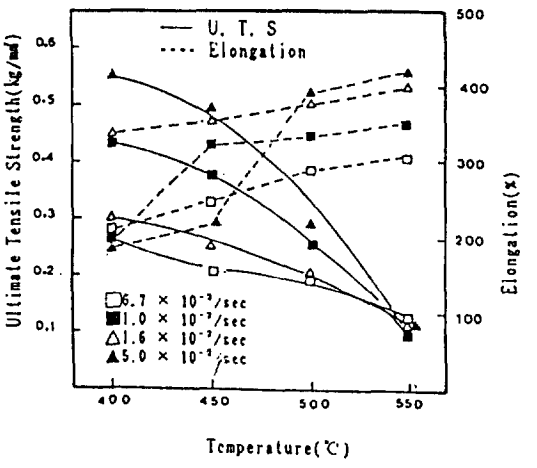


Fig.1. Relationship of tensile strength and elongation between temperature and strain rate in a Al-Li alloy.

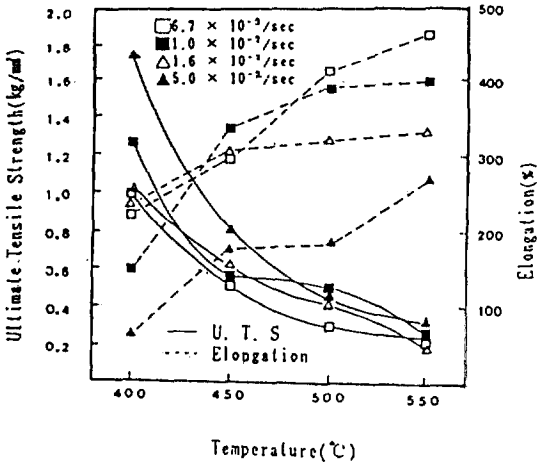


Fig.2. Relationship of tensile strength and elongation between temperature and strain rate in a Al−Li−Mg alloy.

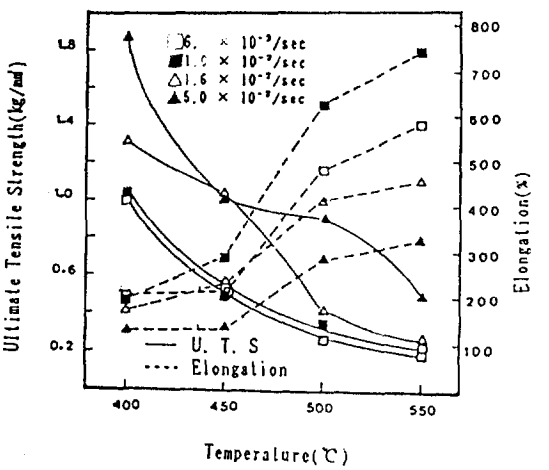


Fig.3. Relationship of tensile strength and elongation between temperature and strain rate in a Al−Li−Zr alloy.

다. 변형속도가 커짐에 따라 400°C 인장시 0.25에서 0.55Kg/mm²으로 증가하였다. 연신율은 변형속도가 6.7×10^{-3}/sec 일때 온도의 상승과 더불어 240−270%정도 이었고 5.0×10^{-2}/sec 일때 183−420%로 증가하였다. 연신율의 증가폭은 변형속도가 1.6×10^{-2}/sec 까지는 커졌지만 5.0×10^{-2}/sec 에서는 둔화되었다.

Fig.2는 Al−Li−Mg 합금의 초소성 성질의 변화를 나타낸 것이다. 이 합금은 Mg의 고용효과[1,2]때문에 2원 합금에 비해 400°C 인장시 약 0.1−0.25Kg/mm², 550°C 인장시 약 0.1−0.15Kg/mm²정도의 인장강도 상승효과가 있었다. 3원합금의 경우 인장강도 감소 경향은 2원 합금과는 다르게 400과 450°C의 사이에서 급격히 감소하나 그 이상의 온도에서는 완만하게 감소하였다. 연신율은 인장온도 400°C의 경우 2원합금의 연신율이 더 높으나 450°C에서는 비슷하고 그 이상의 온도에서는 2원 합금보다 더 높아진다. 인장온도 400°C에서는 각 변형속도에 따라 연신율이 60−230%정도로 낮지만 550°C로 높아지면 320−460%로 증가하며 변형속도가 빨라질수록 연신율은 낮았고 변형속도가 느릴수록 높게 나타났다. 이와같은 현상은 Mg의 고용효과[1,2]로 400°C에서는 강도가 높아 연신율이 2원합금보다 낮지만 인장온도가 상승하면 입계와 입내에 조대화합물 (Al_2MgLi)의 형성[3,4]으로 인하여 연신율이 높아진다고 생각된다.

Fig.3은 Al−Li−Zr 합금의 초소성 성질의 변화이다. 이 합금은 2원합금보다 인장강도가 400°C에서 각 변형속도에 따라 약 0.75−1.28Kg/mm²정도 더 높으나 Mg이 첨가된 3원합금과는 비슷하였으며 인장온도의 증가에 따라 인장강도가 감소하는 경향은 작게 나타났다. 이와같은 결과는 Mg이 첨가된 3원합금과는 달리 Zr의 첨가로 결정립 미세화, 복합석출상(Al_3Zr)의 형성 및 과시효가 이미 일어났기 때문이다. 연신율은 2원 및 Mg이 첨가된 3원합금과 비교해 볼때 변형속도가 빠른 경우(5×10^{-2}, 1.6×10^{-2}/sec)는 타 합금과 비슷한 연신율을 나타내나 느린 경우(1.0×10^{-2}, 6.7×10^{-3}/sec)는 인장온도가 400 및 450°C에서는 2원합금과 비슷하며 그 이상의 온도에서는 연신율이 급격히 증가하여 인장온도 550°C에서 574−730%의 우수한 초소성을 나타낸다. Zr이 첨가되면 결정립이 미세화[5,6]되고 고온인장시 인접기지에 심한 국부변형을 일으킨다. 이러한 국부변형대는 재결정의 핵생성 위치로 되고 조대한 결정립이 미세화하게 되어 이것이 초소성 변형을 주도하기 때문[7,8]에 좋은 초소성을 갖는다.

Fig.4는 Al−Li−Cu−Mg−Zr 합금의 초소성 성질의 변화를 나타낸 것이다. 이 합금의 강도는 타 합금의 강도에 비하여 높게 나타났다. 이와같은 강도의 상승효과는 Cu 첨가로 인한 고용효과와 T_1상(Al_2CuLi)의 석출 및 Cu와 Mg으로 인한 S′ (Al_2CuMg)상의 석출[9]로 인한 석출강화와 Mg과 Zr의 첨가효과가 복합적으로 작

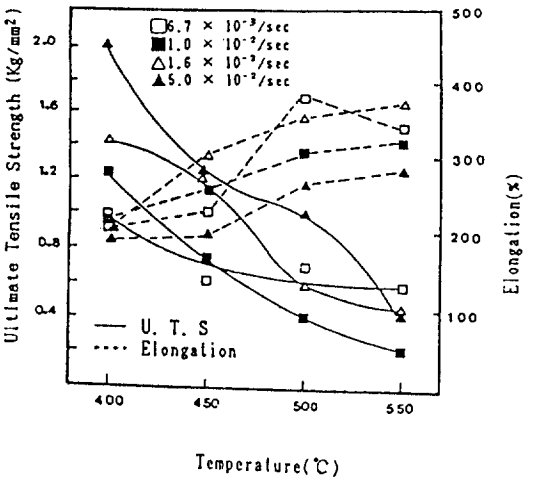


Fig.4. Relationship of tensile strength and elongation between temperature and strain rate in a Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy.

용했기 때문이다. 인장온도가 상승함에 따라 강도가 감소하는 경향은 타 합금과 비슷하다. 연신율은 2원합금과 Mg이 첨가된 3원합금과 비슷한 값을 보이지만 Zr이 첨가된 3원합금보다는 낮다. 인장온도 450℃까지는 189-300%로 낮은 연신율을 보이지만 500℃ 이상에서는 모든 변형속도에서 300%이상의 연신율을 나타냈다. 변형속도 6.7×10^{-3}/sec, 인장온도 550℃에서 연신율이 344%를 나타내는데 이 값은 냉간압연율이 큰 동일계열 합금에서 吉田등[10]이 발표한 연율 480%(793K, 4.2×10^{-3}/sec)와는 차이가 있지만 가공열처리한 동일합금에 대한 Wadsworth등[11]이 보고한 연율 339%(773K, 3.4×10^{-3}/sec)와는 비슷한 값이다.

3.2. 진응력과 진변형율의 관계

Fig.5는 2원합금을 온도와 변형속도에 따른 고온인장시험 결과를 진응력과 진변형율과의 관계로 나타낸 것이다. 그림에서 변형초기에는 응력이 갑자기 증가하여 응력의 정점을 나타낸 후 1.0의 진변형율까지 응력의 증감이 전혀 없는 정상응력상태를 유지하다가 그 이후의 변형에서는 응력이 감소하는 변형곡선을 나타낸다. 변형속도가 빠를수록 각 온도에 따라 진응력의 값은 감소하였지만 연신율은 인장온도의 상승과 더불어 상당히 증가함을 알 수 있다. 모든 온도구역에서 나타난 곡선의 형태는 동적회복형에 유사한 형태를 나타내었다. 이와같은 곡선 형태로 되는 것은 변형초기에는 가공경화

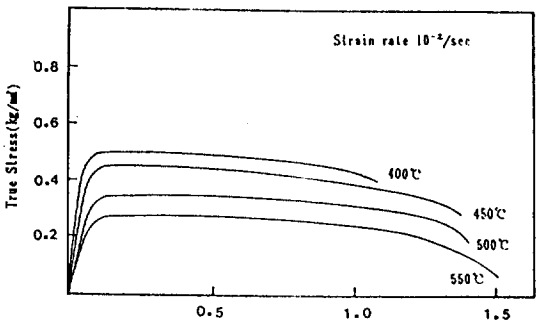


Fig.5. Chane of the true stress-true strain curves with temperature in Al-Li alloy.

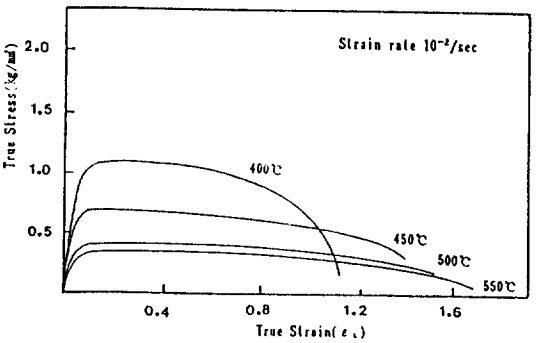


Fig.6. Chane of the true stress-true strain curves with temperature in Al-Li-Mg alloy.

가 급격히 일어나 응력이 증가하지만 변형이 계속됨에 따라 가공경화속도는 느려지는 반면 열적 활성화로 인해 전위운동이 활발히 일어나며 일정한 변형량 이상에서는 전위의 증식 및 소멸속도가 동적평형을 이루어 응력이 일정하게 유지되므로 정상 변형상태로 되기 때문이다. 그러나 그 이상의 변형에서는 오히려 가공연화현상이 빨라져 변형이 지속되면서 응력은 감소하게 된다[4]. 인장온도가 낮을수록 이와같은 현상은 뚜렷이 나타나지만 고온으로 갈수록 연화현상은 적어진다.

Fig.6은 Mg이 첨가된 3원합금을 여러 온도와 변형속도로 고온인장시험한 결과를 진응력-진변형율의 관계로 나타낸 것이다. 변형속도가 느릴수록 진변형율은 더 커진 반면 변형응력은 낮았다. 변형속도가 5.0×10^{-2}/sec로 큰 경우 500℃ 이하에서는 진응력은 증가하였지만 낮은 변형율을 나타냈다. 모든 온도영역과 변형율에

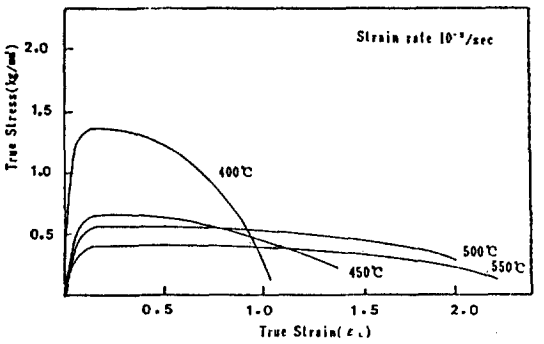


Fig.7. Chane of the true stress-true strain curves with temperature in Al−Li−Zr alloy.

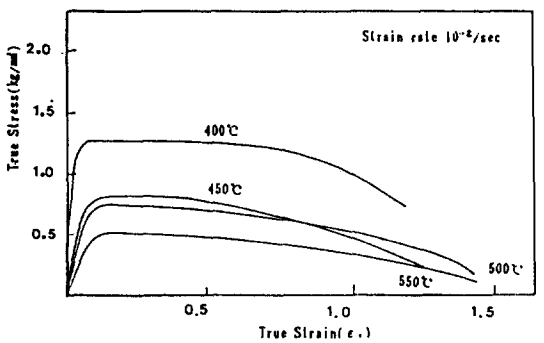


Fig.8. Chane of the true stress-true strain curves with temperature in Al−Li−Cu−Mg−Zr alloy.

서 곡선의 형태는 동적 회복형과 비슷하였고 정점응력을 나타내었다.

Fig.7은 Zr이 첨가된 3원합금의 진응력−진변형율 곡선이다. 본 합금은 2원 및 Mg이 첨가된 3원합금과는 달리 상당히 크게 연신(700% 이상)되었으며 변형속도가 클수록, 인장온도가 낮을수록 변형응력이 크게 나타난 것은 타 합금과 유사하다. 변형응력은 2원합금에 비해 크지만 Mg이 첨가된 3원합금보다는 약간 높다. 이처럼 타 합금과 다른 응력과 변형율을 나타낸 것은 초소성에서 중요한 요인인 결정립 미세화로 인하여 고온변형시 결정립 미끄럼이 쉽게 일어나기 때문이다.

Fig.8은 5원합금의 진응력−진변형율 곡선이다. 본 합금도 타 합금과 마찬가지로 변형온도가 증가할수록 정점응력은 낮아지고 정점응력과 정상 변형응력의 차이도 감소하였다. 본 합금은 아립계에 S′상의 석출로 인하여 고온에서도 우수한 강도를 가지며 S′상이 전위의 거동을 방해하여 동적 회복을 지연[12]시키므로 타 합금과 비교할 때 진응력과 진변형율은 변형속도가 빠른 경우 온도에 크게 의존한다.

3.3. 변형속도 민감지수의 온도 의존성

초소성 변형에서 변형온도와 변형속도의 관계는 중요한 의미를 가진다. 즉 변형응력 σ와 변형속도 ε과의 관계식 $\sigma = K\dot{\varepsilon}^m|_{\varepsilon,T}$에서 지수 m값은 초소성을 나타내는 척도가 된다. 변형속도 민감지수 m값이 크다는 것은 necking 발생에 대한 저항이 크다는 것을 의미하고, 소성 안정성을 보증하게 되며 그 결과로 연신율이 증대한다. 초소성에 있어서 변형속도 민감지수 m값은 대개 $0.3 < m < 1$의 값을 나타내며 이 값은 보통의 금속재료에 비하면 대단히 큰 값이다. 만일 $m = 1$로 되면 금속재료는 잘 알려져 있는 Newton 점성유동이 일어난다.

본 실험에서는 변형속도 민감지수는 각각 다른 변형속도에서 정속 인장시험을 행하여 $\ln\sigma - \ln\varepsilon$곡선을 구한 다음 그 기울기로 부터 결정하였다. 따라서 고온인장시험하여 진응력−진변형율 곡선을 구한 다음 최고 하중점에 해당하는 각각의 응력과 변형속도로 부터 정속 인장상태의 변형속도 민감지수를 구하여 각 합금과 온도별로 표시한 결과를 Fig.9에 나타내었다.

2원합금의 경우 인장온도 400°C에서는 변형속도 민감지수가 0.14로 상당히 낮았지만 450°C에서는 0.42, 500°C에서는 0.69로 인장온도가 상승함에 따라 m값이 급격히 증가하므로 초소성 성질이 향상되는 것을 예측할 수 있다. 이에 반해 Mg이 첨가된 3원합금은 m값이 0.24~0.53, Zr이 첨가된 3원합금은 0.23~0.57, 5원합금은 0.30~0.55로 인장온도가 상승함에 따라 m값이 증가하는 경향은 2원합금에 비해 작았다. 본 연구에서 m값은 Fig.9에서와 같이 Zr이 첨가된 3원합금의 경우는 Wadsworth 등의 보고치[3] 0.45(Al−3.0wt%Li−0.5wt%Zr, at 450°C)보다는 낮은 0.25였으며, 동일 조성의 5원합금에 대한 Ridley 등의 보고치[13] 0.20~0.57과는 비슷하였지만 大塚 등의 보고치[14] 0.19~0.45, 吉田 등의 보고치[15] 0.40(520°C)보다는 약간 높게 나타났다. 2원 및 Mg을 첨가한 3원합금보다 Zr이 첨가된 3원합금 및 5원합금에서 연신율이 가장 높은 것으로 보아 Zr이 첨가되면 결정립이 미세하게 되므로 m값이 커지며 따라서 초소성이 나타나는데 이것은 m값과 최대 연신

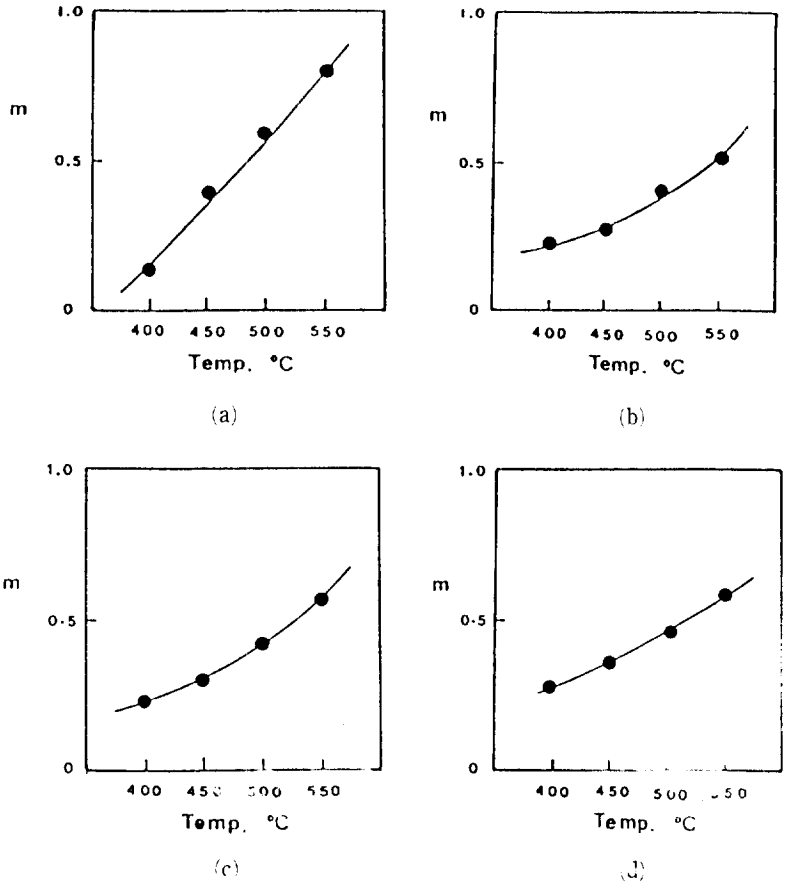
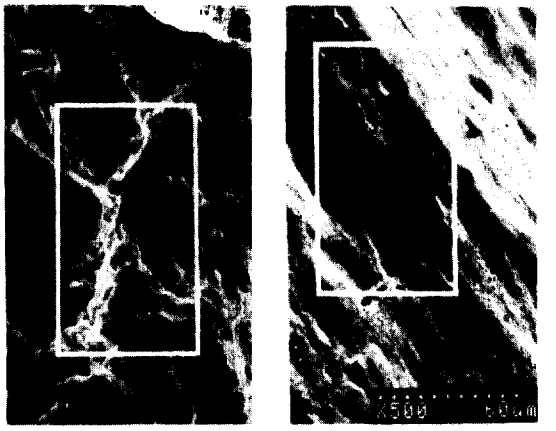


Fig. 9. Relationship of strain rate sensitivity index m between temperature. (a) Al−Li, (b) Al−Li−Mg, (c) Al−Li−Zr, (d) Al−Li−Cu−Mg−Zr.

율과의 관계가 깊다는 松木등[6]의 보고와 일치한다.

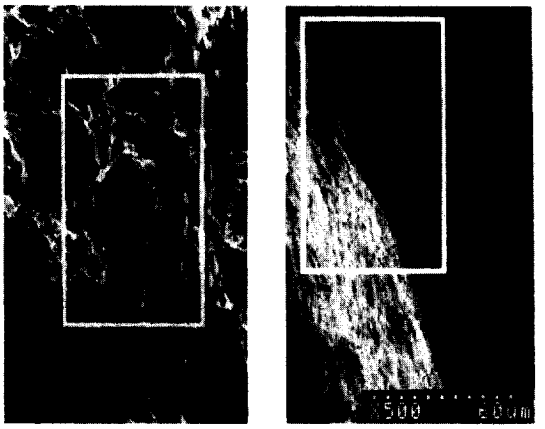
3.4. 파면조직관찰

Photo 1은 중간가공열처리한 2원합금을 여러 온도에서 변형속도 1.0×10^{-2}/sec로 인장시험한 시편의 파면 사진이다. 인장온도 400°C에서의 파면은 결정립이 연신되어 늘어져 있으며 인장으로 인하여 생긴 cavity가 상당히 깊게 나타났다. 인장온도 550°C의 파면사진에서는 파면의 cavity는 사라지고 평활한 lips형의 연성파괴가 나타난다. 고온인장시 미세 공공은 결정립의 연신으로 인하여 응력이 집중되는 부분으로 모여 공공의 합체가 생기게 되고, 여기서 파괴가 일어나므로 파면 주위에 많은 미세공공이 나타난다. 또한 파면의 폭이 얇은 형태인 것으로 보아 550°C에서 인장시 neck가 형성되어 파괴가 일어났음을 알 수 있다.



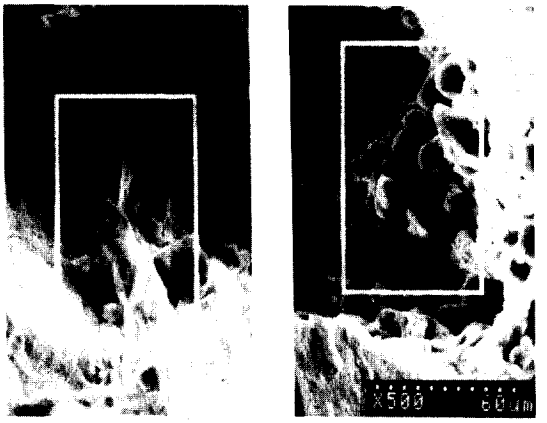
(a) (b)

Photo 1. SEM fractographs in a Al−Li alloy. (a) 400°C, (b) 550°C.



(a) (b)

Photo 2. SEM fractographs in a Al−Li−Mg alloy. (a) 400°C, (b) 550°C.

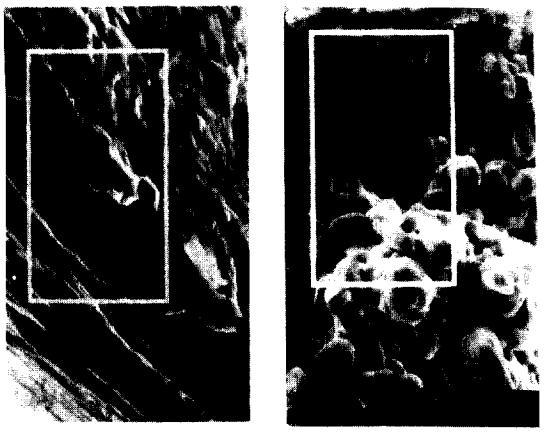


(a) (b)

Photo 3. SEM fractographs in a Al−Li−Zr alloy. (a) 400°C, (b) 550°C.

Photo 2는 Mg이 첨가된 3원합금을 여러 온도와 변형속도 1.0×10^{-2}/sec로 인장시험한 파면사진이다. 인장온도 400°C에서는 cavity가 뚜렷이 보이는 연성파괴가 관찰되며, 그 이상의 온도에서는 lips형의 연성파괴가 관찰된다. 이와 같은 현상은 2원합금과 동일하지만 관찰되는 cavity의 크기와 깊이는 2원합금보다 크게 나타났다. 또한 인장온도 550°C에서는 lips형도 2원합금과는 다르게 lips 주위에 미세 공공은 관찰되지 않았다.

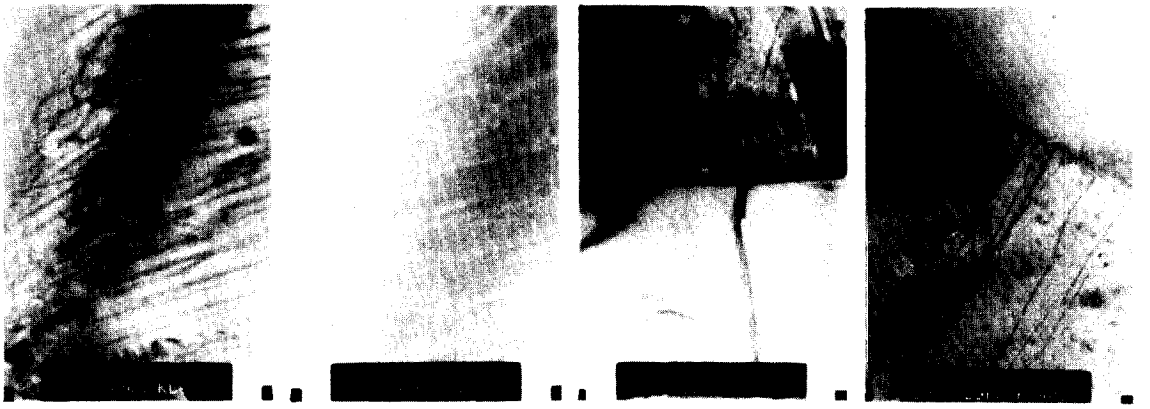
Photo 3은 Zr이 첨가된 3원합금의 파면사진이다. 인장온도 400°C에서는 cavity의 형태가 크고 깊은 연성파괴가 나타났다. 인장온도 550°C에서의 파괴형태는 cavity가 변형된 연성파괴를 보이며 깊이는 매우 깊고 그 내부에서는 결정립이 커지고 평활해진다. 이러한 파괴형태는 2원합금과 Mg이 첨가된 3원합금과는 달리 인장온도의 상승으로 인해 파괴부위의 결정입계가 연화되어 생긴 것으로 생각된다.



(a) (b)

Photo 4. SEM fractographs in a Al−Li−Cu−Mg−Zr alloy. (a) 400°C, (b) 550°C.

Photo 4는 5원합금의 파면사진이다. 인장온도 400°C에서는 lips의 연성파괴가 관찰되며 파단면에서는 약간의 결정립이 변형된 형태도 관찰된다. 인장온도가 550°C로 상승하면 변형된 형태의 연성파괴로 되는데 그 깊이는 매우 깊게 나타나며 내부에는 결정립이 평활한 형태의 연성파괴를 보이며, 결정립이 더욱 평활해지고 완전한 입계파괴 형태를 나타낸다. 이것은 변형온도가 높을수록 입계파괴 현상이 뚜렷이 나타나며 온도가 높을수록 입계강도가 약하게 되어 입계파괴가 쉽게 일어나기 때문이다. 또한 cavity 부분의 결정립 표면이 평활해지는 것은 cavity가 성장하는 동안 표면장력에 의해 화학전위 차로 확산이 일어나서 점진적으로 평활하게 되기 때문이다[17]. 본 실험에서 이러한 경향은 변형온도가 높을수록 파단이 일어날 때까지 걸리는 시간이 길수록 현저하였다. 2원합금과 Mg이 첨가된 3원합금의 고온(550°C)에서 관찰되는 연성파괴는 본 합금에서는 그보다 낮은 온도(400°C)에서 관찰되며 cavity는 거의 생기지 않는다. Zr이 첨가된 3원합금에서 관찰된 변형된 형



(a) (b) (c) (d)

Photo 5. TEM micrographs of the specimen deformed at 500°C and 1.0×10^{-2}/sec of strain rate. (a) Al-Li, (b) Al-Li-Mg, (c) Al-Li-Zr, (d) Al-Li-Cu-Mg-Zr.

태의 연성파괴는 본 합금에서도 고온(550°C)에서 관찰되지만 400°C에서의 연성파괴와는 전혀 다르다. 2원 및 3원합금의 550°C에서 나타나는 파괴형태는 전 온도구역에 걸쳐 나타났다.

3.5. 미세조직관찰

Photo 5는 각 합금에 대한 초소성 변형(인장온도 500°C, 변형속도 1.0×10^{-2}/sec)후의 전위배열 사진이다. 2원, 3원 및 5원합금의 경우 초소성 변형이 일어났음에도 불구하고 결정립 내부에서는 전위가 거의 발견되지 않고, 결정입계를 따라서 전위가 모두 배열하고 있음을 알 수 있었다. 2원합금과 Mg이 첨가된 3원합금의 경우는 Zr이 첨가된 3원합금과 5원합금에 비하여 전위밀도가 훨씬 높고 무질서하게 배열되어 있다. 초소성 변형을 야기하는 초소성 모델 중 Hayden[18]이 제안한 전위슬립 크리프에 의한 결정입계 미끄럼 이론을 Photo 5에서 확인할 수 있으며 Gifkin[19]의 core 및 mantle 모델과도 잘 일치한다. 따라서 본 연구의 초소성 변형은 결정입계 미끄럼기구에 의하여 일어남을 알 수 있다. 그러나 원자확산 크리프[20]나 결정립 회전이론[21]에 의한 초소성 변형은 확인할 수 없었다.

Photo 6은 500°C에서 1.0×10^{-2}/sec의 변형속도로 초소성 변형한 후의 투과전자현미경 조직을 나타낸 것이다. 이 사진에 의하면 결정입계가 미세한 입자에 의해 pinning된 것이 관찰되는데, 이것은 Cu 및 Zr의 첨가로 생성된 석출상이 dispersoid의 아주 미세한 입자를 형성하므로 인장시험시 입계를 pinning하여 고온에서도

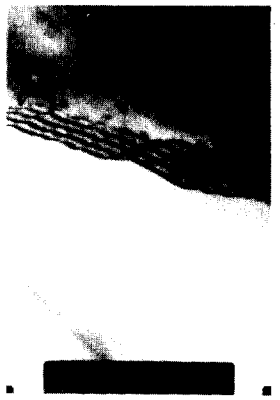


Photo 6. TEM micrographs of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy. (500°C, strain rate 1.0×10^{-2}/sec)

결정의 성장이 억제된다. 따라서 결정립이 미세한 형태로 안정하게 되어 큰 초소성이 나타날 수 있게 된다.

4. 결 론

중간가공열처리한 Al-2.0wt%Li, Al-2.0wt%Li-1.0wt%Mg, Al-2.0wt%Li-0.12wt%Zr 및 Al-2.0wt%Li-1.2wt%Cu-1.0wt%Mg-0.12wt%Zr 합금을 540°C에서 용체화처리를 하여 인장온도 400, 450, 500 및 550°C에서 6.7×10^{-3}, 1.0×10^{-2} 1.6×10^{-2} 및 5.0×10^{-2}/

sec의 변형속도로 인장시험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 2원, 3원 및 5 원합금의 경우 우수한 초소성은 온도가 500~550℃이며, 2원합금의 변형속도는 $1.6 \times 10^{-2} \sim 1.0 \times 10^{-2}$/sec, 3원 및 5원합금은 $1.0 \times 10^{-2} \sim 6.7 \times 10^{-3}$/sec에서 나타났다.

2) Zr이 첨가된 3원합금은 Zr의 결정립 미세화로 인하여 인장온도 550℃, 변형속도 1.0×10^{-2}/sec에서 최고 730%의 연신율이 나타났으며, 이 값은 4개 합금 중 가장 높았다.

3) 변형응력의 온도 의존성은 매우 크게 나타났으며, 모든 시험온도와 변형속도에서 1.0이상의 높은 진변형율 값을 나타냈다.

4) 시편의 파괴형태는 2원합금과 Mg이 첨가된 3원합금의 경우 neck가 형성되고 파면은 lips형이나 Zr이 첨가된 3원합금 및 5원합금은 입계파괴형태를 나타내었다.

5) 초소성 변형 중의 전위는 모두 입계로 이동하여 입계와 수직하게 배열되었으며 초소성 변형은 전위슬립 크리프에 의한 결정입계 미끄럼과 core와 mantle 모델에 의해서 일어났다.

「후 기」

이 연구는 1990년도 한국과학재단의 학술조성 연구비에 의해 이루어진 것으로 감사드립니다.

5. 참 고 문 헌

1. S.J. Harris, B. Noble and K. Dinsdale : "Aluminum-Lithium Alloys II", TMS-AIME, (1984) 335.
2. J. Wadsworth, I.G. Palmer, D.D. Crooks and R.E. Lewis : Ref. 1), 111.
3. 김제덕 : 석사학위논문, KAIST, (1988)
4. J. Corter, W.J. McG. Tegart : *J. Inst. Metals*, 97 (1969) 73.
5. P.L. Makin, D.J. Lloyd and W.M. Stobbs : Philos. Mag., A51 (1985) 141.
6. P.W. Galeand and J.B.V. Sande : *Scr. Metall.*, 18 (1984) 473.
7. J.A. Wart, N.E. Paton, C.H. Hamilton and M. W. Mahoney : Metall. Trans., 12A (1981) 1267.
8. N.E. Paton, C.H. Hamilton, J.A. Wart and M. W. Mahoney : *J. Metals*, 34 (1982) 21.
9. P.J. Gregson, H.M. Flower, C.N.J. Tite and A. K. Mukhopadhyay : *Mat. Sci. Tech.*, 214 (1986) 349.
10. 吉田 英雄, 平野 清一 : 輕金屬, 34 (1984) 454.
11. J. Wadsworth, C.A. Hanshall and T.G. Nieh : "Aluminum-Lithium Alloys III", The Institute of Metall., (1986) 199.
12. M. Pridham, B. Noble and S.J. Harris : Ref, 11), 547.
13. N. Ridley, D.W. Livesey and J. Pilling : "4th Aluminum-Lithium Conference", *Journal De Physique*, (1987) 251.
14. 大塚 正久, 鶴牧 惠一, 新村 素行, 堀內 良 : 輕金屬, 36 (1986) 752.
15. 吉田 英雄, 平野 清一 : "リチウムを含むアルミニウム合金", 輕金屬學會 第28回 シンポヅウム, (1986) 62.
16. 松木 賢司, 山田 正夫 : 日本金屬學會誌, 38 (1974) 219.
17. R.C. Gifkins : *Acta Metall.*, 4 (1956) 98.
18. H.W. Hayden, R.C. Gibson, H.F. Merrick and J. H. Brophy : Trans. A.S.M., 60 (1967) 3.
19. R.C. Gifkins : Metall. Trans., 7A (1976) 1225.
20. M.F. Ashby and R.A. Verall : *Acta Metall.*, 21 (1973) 149.
21. W. Beere : *J. Mater. Sci.*, 12 (1977) 2093.