

論 文

중간가공열처리한 Al-Li계 합금의 인장성질에 미치는 용체화처리온도의 영향

유창영·이규복
전북대학교 공과대학 금속공학과

The Effect of Solid Solution Heat-Treatment Temperature on the Tensile Property
in Intermediate Thermo-Mechanical Treated Al-Li Alloys

C.Y. Yoo and K.B. Lee

Department of Metallurgical Engineering, Chonbuk National University

ABSTRACT

In this study, the effect of solution treatment temperature on the tensile property in intermediate thermo-mechanical treated Al-Li alloys are investigated. After the intermediate thermo-mechanical treated Al-Li, Al-Li-Mg and Al-Li-Mg-Zr alloys were solution treated at various temperatures(500, 520 and 540°C), these were aged at 190°C, 240°C and tested tensile properties. The results obtained from the experiment are as follows ;

- 1) The optimum solution heat-treatment temperature is 540°C for a Al-Li alloy, and the recrystallized grain size is about 70 μm .
- 2) The optimum solution heat-treatment temperature is 500°C for a Al-Li-Mg alloy, and the recrystallized grain size is the most coarse in all alloys.
- 3) The tensile property is independent of the solution treatment temperature in a Al-Li-Mg-Zr alloy, and the recrystallized grain size is the finest owing to addition of Zr.

1. 서 론

Al-Li계 합금은 고비탄성률과 고비강도로 항공기 구조용재료로 각광을 받고 있으며, 또한 기존의 설비를 이용할 수 있는 잇점 등이 있다. 그러나 이러한 잇점에도 불구하고 이 합금은 주조성이 나쁘고 인성이 낮은 단점이 있어 이러한 단점을 개선시키기 위한 연구가 많이 이루어짐에 따라 저인성의 주원인은 시효처리 시 석출하는 준안정석출상 $\delta'(Al_3Li)$ 의 특성 때문인 것으로 알려졌다¹⁾. 본 합금의 저인성을 개선시키는 방법에는

여러가지가 있는데 그 중 가공열처리법이 가장 효과적인 것으로 보고²⁾되었으며 현재까지도 많은 연구가 행해지고 있다. 열처리 조건에 따라서 성질이 크게 변화하므로 이러한 가공열처리를 함에 있어서 가장 중요한 요인이 바로 열처리 온도와 열처리 시간이다.

따라서 본 연구에서는 8090 Al-Li계 합금의 조성을 기본으로 한 Al-Li, Al-Li-Mg 및 Al-Li-Mg-Zr 합금을 중간가공열처리한 후 용체화처리 온도를 변화시켜 인장시험했을 때 인장성질 및 변형조직에 미치는 영향을 연구하여 가장 적절한 용체화처리 온도를 찾는 데

그 목적이 있다.

2. 실험방법

본 실험에서는 여러 합금의 잉고트를 제작하는데 고순도의 재료를 이용하여 불활성 분위기에서 고주파유도로 용해 및 주조를 하여 125×85×35 mm의 잉고트를 제작하였다. 제작한 잉고트를 550℃에서 균질화처리를 하여 얼음물에 퀘칭한 후 열간압연한 뒤 520℃에서 용체화처리를 한 다음 얼음물에 퀘칭하고 450℃에서 4시간 과시효처리 후 다시 얼음물에 퀘칭하였다. 과시효처리한 판재를 다시 냉간압연하여 인장시편으로 가공하였으며 그 최종성분은 Table 1과 같다. 인장시편을 여러 용체화처리 온도(500, 520 및 540℃)에서 30분간 열처리한 후 각각 190℃와 240℃에서 시효처리를 하였다. 각 시효조건으로 열처리한 인장시편을 변형속도 0.5/min., 하중 500 kg으로 인장시험하였으며, 인장시험한

Table 1. Chemical composition of Al-Li based alloy (wt%).

Elements Alloys	Li	Mg	Zr	Cu	Fe	Si	Al
Al-Li	1.997	0.001	--	0.002	0.009	0.004	bal.
Al-Li-Mg	1.924	0.955	--	0.002	0.013	0.004	bal.
Al-Li-Mg-Zr	1.990	0.918	0.123	0.002	0.010	0.005	bal.

시편의 파단면은 주사전자현미경으로, 변형조직은 광학현미경으로 각각 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 용체화열처리 조직의 변화

Photo.1(a)는 중간가공열처리한 Al-2.0 wt%Li 2원합금을 520℃에서 용체화처리한 후 얼음물에 퀘칭시킨 조직사진이다. 사진에서 알 수 있는 바와 같이 전반적으로 조직은 재결정되었으며 재결정된 결정립의 크기는 약 70 μm 정도로 조대하다. 또한 용체화열처리 온도에 관계없이 재결정 조직의 변화는 거의 없었으며 이때의 경도는 약 50 Hv 정도이다. 그러나 이 합금에 Mg을 1 wt% 첨가한 경우 photo.1(b)에서 보는 바와 같이 결정립이 상당히 조대하다. Mg을 첨가한 경우 Mg의 고용효과로 2원합금에 비해 경도의 증가(약 63 Hv)를 보이지만 결정립의 성장을 조장하여 그 강도의 증가효과가 반감된다. 따라서 일반적으로 Mg을 첨가한 경우 단독 첨가를 하지 않고 결정립 미세화 원소인 Zr을 함께 첨가하는 것이 그 이유이다. Al-Li-Mg 3원합금에 Zr을 미량(0.12 wt%) 첨가한 경우 photo.1(c)에서 보는 바와 같이 Zr의 결정립 미세화 효과로 인해 결정립이 2원합금보다도 더 미세하게 분포되어있고 그 크기는 약 50 μm 정도이다. 그러나 경도에는 그다지 큰 영향을 미치지 못하며 Mg을 첨가한 3원합금의 경도와 비슷한 값을 보인다.

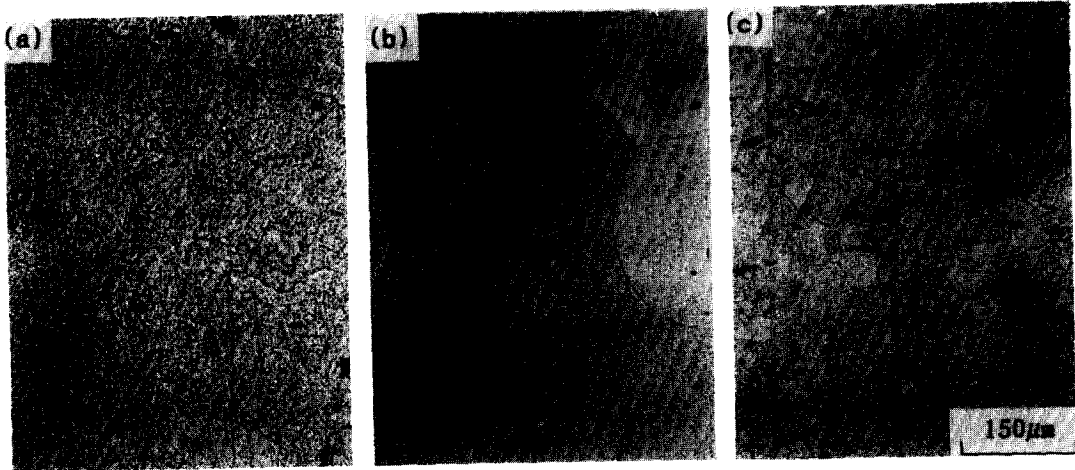


Photo 1. Optical micrographs of recrystallized grain structure in each alloy solution heat-treated at 520℃. (a) Al-2.0 wt%Li, (b) Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg, (c) Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg-0.12 wt%Zr

3.2. 인장성질의 변화

Fig.1은 중간가공열처리한 Al-2.0 wt%Li 2원합금을 여러 온도에서 용체화처리 후 190°C에서 24시간, 240°C에서 30분 동안 시효시켜 인장시험한 결과를 인장강도, 항복강도 및 연신율의 변화로 나타낸 것이다. 본 합금은 190°C에서 시효시킨 경우 인장강도와 항복강도는 540°C에서 용체화처리를 했을 때 가장 높았지만 연신율은 가장 낮았으며 240°C에서 시효 시 연신율은 용체화처리 온도에 거의 영향을 받지 않았다. 실제로 2원합금에서 Fridlyander 등⁴⁾에 의하면 용체화처리 온도로 부터 퀘칭하는 동안 δ' 상이 형성되지 않으며 따라서 as-quenched 조건 하에서는 δ' 상이 존재하지 않는다고 보고하였으나 Noble 등⁵⁾에 의하면 δ' 상의 핵생성은 퀘칭 시 결정입내에서 균일하게 일어나며, 결함들의 존재에 큰 영향을 받지 않는다고 보고하였고 이 이론이 거의 정설로 받아들여지고 있다. Al-Li 2원합금에서 δ' 상은 석출속도가 상당히 빠르고 입계와 같은 결합에 큰 영향을 받지않기 때문에 시효초기에는 무석출물대 (precipitate free zone, PFZ)가 존재하지 않지만 고온에서 시효가 진행됨에 따라 안정상인 δ 가 입계에서 우

선 형성 및 성장하게 되고 δ 상이 성장하기 위하여 입계와 입계 근방에 존재하고 있는 미세한 δ' 입자들로 부터 Li이 계속 공급되어야 하며 따라서 입계와 입계 근처에 존재하는 δ' 입자들은 소멸되어 PFZ를 형성하게 되므로⁶⁾ 240°C 시효의 강도가 190°C 시효보다 낮은 원인이 된다.

Fig.2는 중간가공열처리한 Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg 합금을 여러 온도에서 용체화처리하여 190°C와 240°C에서 각각 90분과 30분 동안 시효시켜 인장한 결과이다. 본 합금은 2원합금과는 달리 500°C에서 용체화처리 했을 때 강도가 가장 높는데 그 이유는 3.1.절에서 설명한 바와 같이 Mg이 첨가됨에 따라 결정립의 조대화가 일어나게되어 용체화처리 온도가 높을수록 과시효가 빨리 일어나기 때문이다. 그러나 Mg의 고용효과⁶⁾로 인하여 강도가 7~10 kg/mm²정도 더 높게 나타났다. 본 합금의 강화에 기여하는 주 강화상은 δ' 상이며 시효가 장시간 계속될 경우 Al₂MgLi의 조대화합물이 입계에 조대하게 분포하게 되는데 이 상은 강화에 역효과를 내는 것으로 밝혀졌다⁷⁾.

Fig.3은 중간가공열처리한 Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%

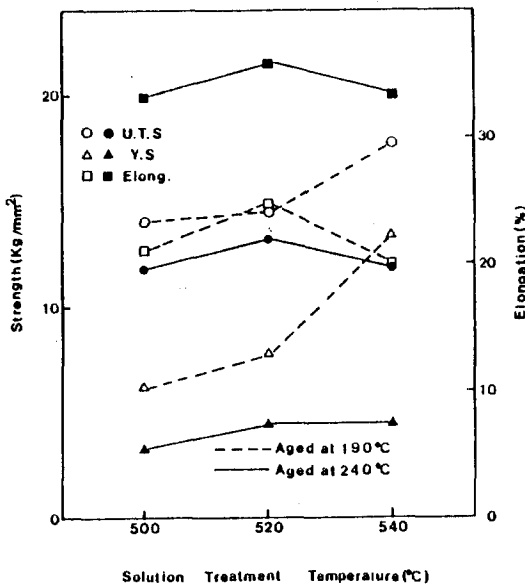


Fig.1. Changes of the ultimate tensile strength, yield strength and elongation with solution treatment temperature in a Al-2.0 wt%Li alloy.

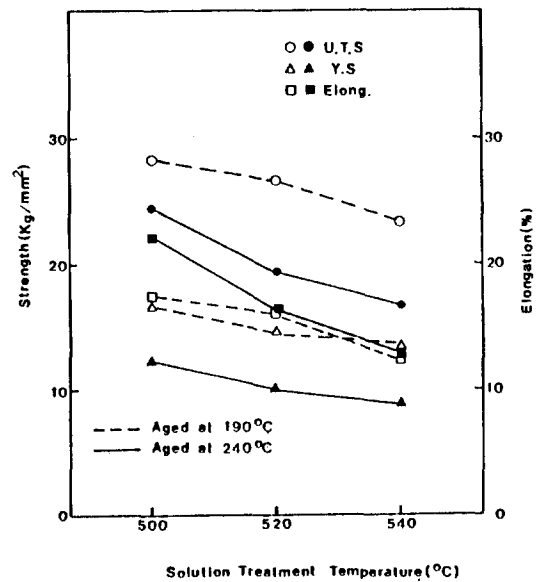


Fig.2. Changes of the ultimate tensile strength, yield strength and elongation with solution treatment temperature in a Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg alloy.

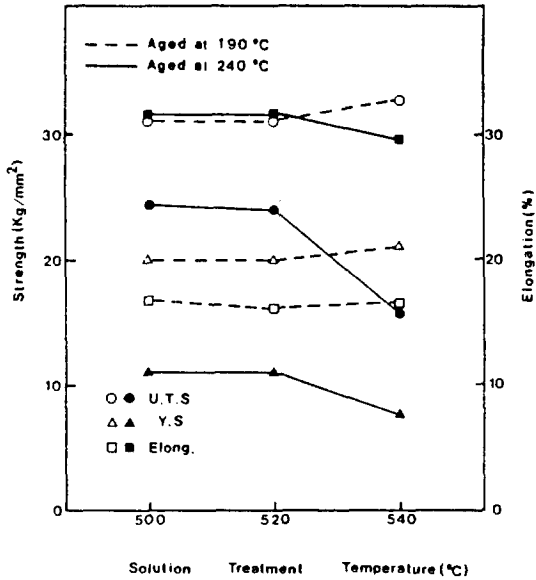


Fig. 3. Changes of the ultimate tensile strength, yield strength and elongation with solution treatment temperature in a Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg-0.12 wt%Zr alloy.

Mg-0.12 wt%Zr 합금을 여러 온도에서 용체화처리를 하여 190°C와 240°C에서 각각 90분과 10분 동안 시효시켜 인장시험한 결과이다. 본 합금의 강도증감현상은 타 합금과는 달리 용체화처리 온도에 따라 크게 영향을 받지 않지만 강도는 2원합금보다는 약 20 kg/mm², 3원합금보다는 약 10 kg/mm² 정도 상승되었다. 그 원인은 Mg과 Zr의 동시 첨가에 인하여 Mg이 기지에 고용⁶⁾되어 강화가 일어났으며 또한 Zr의 첨가로 재결정이 억제되어 결정립이 미세하게 분포⁷⁾되고 결정립내에 경한 복합석출상(Al₃Zr)이 석출⁸⁾되어 기지가 강화되기 때문이다.

3.3. 파단면 관찰

Photo. 2(a)는 520°C에서 용체화처리한 2원금의 인장 파면사진이다. 본 시료는 피크시효에 도달한 상태로 파괴는 슬립면과 입계를 따라서 진행되었음을 알 수 있다. 이러한 파면조직이 나타나는 원인은 δ 상 입자가 모상과 정합을 이루고 있어서 전위의 전단이 용이하며 그 면에 슬립이 집중된다. 따라서 이 슬립면과 입계의 교차부분에 응력이 집중되어 파괴가 일어나며 그 파괴

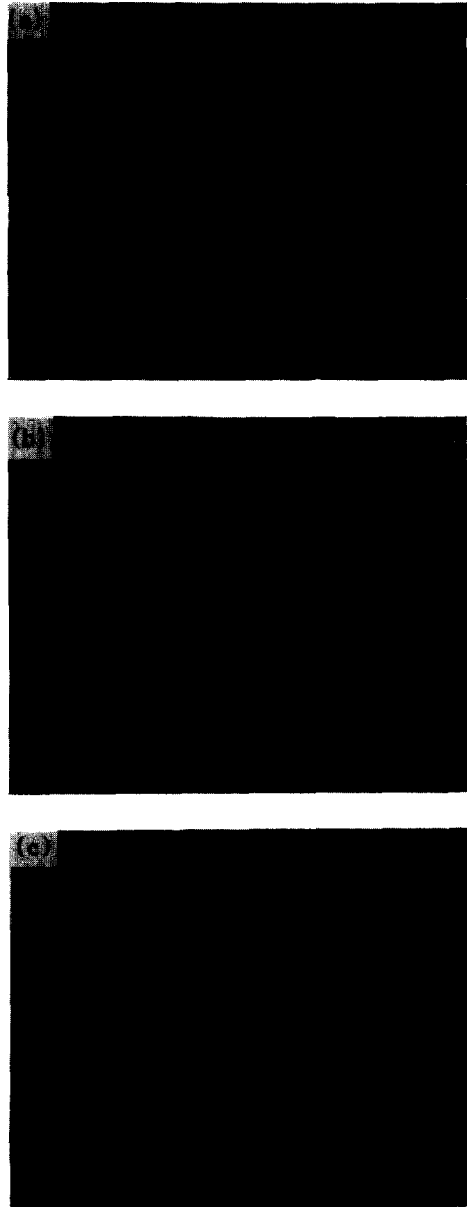


Photo 2. SEM micrographs showing fracture features of tensile samples which were solution heat-treated at 520°C and then aged at 190°C. (a) for 24 hrs. in a Al-2.0 wt%Li alloy, (b) for 90 min. in a Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg alloy and, (c) for 90 min. in a Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg-0.12 wt%Zr alloy

는 슬립면 또는 입계를 따라서 쉽게 전파되기 때문이다.

Photo.2(b)는 520°C에서 용체화처리한 Al-Li-Mg 3원합금의 인장 파면사진이다. 사진에서 볼 수 있는 바와 같이 2원합금은 전혀 다른 완전한 입계파괴 형태를 보여준다. Mg를 첨가함으로써 결정립이 상당히 조대해지고 Mg의 고용효과로 인하여 기지가 강화되어 입계가 취약하기 때문에 2원합금처럼 슬립면을 따라서 파괴가 진행되지 않고 입계의 삼중점에 응력이 집중되어 입계파괴가 일어나게 된다.

Photo.2(c)는 520°C에서 용체화처리한 Al-Li-Mg-Zr 4원합금의 인장 파면사진이다. Mg과 Zr을 동시에 첨가함으로써 결정립 미세화로 인한 입내파괴가 입계파괴보다 더 많이 존재한다. Photo.1(a)와 비교해 보면 전단 파괴로 인하여 생성된 미세 공공의 크기가 더 작고 그 깊이도 더 깊다. 변형으로 인하여 전위가 석출물로 전단하여 통과할 때 결정립이 미세하기 때문에 결정입계가 오히려 전위의 이동에 대한 장벽역할을 하게되어 입계보다는 입내에서 파괴가 일어난다.

4. 결 론

중간가공열처리한 Al-2.0 wt%Li, Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg 및 Al-2.0 wt%Li-1.0 wt%Mg-0.12 wt%Zr 합금을 여러 온도(500, 520 및 540°C)에서 용체화처리하여 190°C와 240°C에서 각각 시효시켜 인장성질을 비교한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Al-Li 2원합금의 경우 540°C에서 용체화처리 하였을 때 인장성질이 우수하였으며, 재결정된 결정립의 크기는 약 70 μm 정도였다.

2) Mg를 첨가한 3원합금의 경우 500°C에서 용체화처리 했을 때 인장성질이 가장 우수하였으며, 재결정 입

도는 모든 합금 중 가장 조대하였다.

3) Mg과 Zr을 동시에 첨가한 4원합금은 Zr의 결정립 미세화로 인하여 재결정 입도가 가장 미세하였으며, 인장성질은 용체화 처리온도에 거의 무관하였다.

5. 참고문헌

1. T.H. Sander, Jr. and E.A. Starke, Jr. : Acta Metall., 30(1982) 927.
2. S.F. Baumann and D.B. Williams : Aluminum-Lithium Alloys II, E.A. Starke, Jr. and T. H. Sander, Jr. (Ed.), TMS-AIME, (1984) 17.
3. R.F. Ashton, D.S. Thompson, E.A. Starke, Jr. and F.S. Lin : Aluminum-Lithium Alloys III, C.A. Baker, P.J. Gregson, S.J. Harris and C.J. Peel (Ed.), The Institute of Metall., London, (1986) 199.
4. I.N. Fridlyander, V.S. Sandler and T.I. Nikolskaya : Fiz. Metal. Metalloved., 32 (1971) 767.
5. B. Noble and G.E. Thompson : Met. Sci. J., 5 (1971) 114.
6. S.C. Jha, T.H. Sanders, Jr. and M.A. Dayananda : Acta Metall., 35 (1987) 473.
7. G.E. Thompson and B. Noble : J. Inst. Metals, 101 (1973) 111.
8. S.J. Harris, B. Noble and K. Dindale : Ref. 2, 219.
9. F.W. Galeand and J.B.V. Sande : Scr. Metall., 18 (1984) 473.