



論文

Al-Li-Cu-Mg합금의 조직과 기계적 성질에 미치는 가공열처리의 영향

우 기 도* · 조 현 기**

*전북대학교 공과대학 금속공학과

**경북대학교 공과대학 금속공학과

Effect of Thermomechanical Treatments on Microstructure and Mechanical Properties in Al-Li-Cu-Mg Alloy

Kee-Do Woo* and Hyun-Kee Cho**

*Department of Metallurgical Engineering, Chonbuk National University, Chonju 560-756

**Department of Metallurgical Engineering, Kyungpook National University, Taegu 702-701

ABSTRACT

Effects of thermomechanical treatments(TMT) on the microstructures and mechanical properties in Al-2.27%, Li-1.28%, Cu-0.63%, Mg-0.12%, Zr alloy were investigated.

The TMT process improved the tensile strength. Growth of δ' , S' and T_1 phases was restrained by TMT processes while the density of δ' , S' and T_1 phases was increased by TMT processes. The TMT treated specimens tend to fail in inter-subboundary mode. The increases of strength by the T-HA processes were compared to those of the T-AHA processes.

1. 서 론

Al-Li계 합금은 상용 Al합금에 비하여 가벼우나 연성 및 인성이 저하되는 단점이 있다¹⁾. 이와 같은 단점을 개선하기 위한 방법으로서 첨가원소에 의한 방법²⁾, 가공 열처리에 의한 방법³⁾, 급냉응고에 의한 방법⁴⁾ 및 분말야금에 의한 방법등⁵⁾ 등이 있으나 Cu, Mg, Zr 등의 원소를 복합첨가에 의한 인성 및 연성의 개선방법²⁾이 많이 연구되고 있다.

연성이 개선된 합금 중 Al-Li-Cu-Mg(-Zr)합금은 실용화가 일부 진행되고 있다. 그러나 이와 같은 다원계 합금은 복잡한 시효석출과정이 기대되며 특히 가공열처리에 의하여 큰 인성의 저하없이 강도가 개선된다는 보

고가 있다³⁾. 그러나 그 원인에 대하여 기존 시효처리방법인 1단 및 2단 시효처리방법과 비교하여 체계적으로 연구 보고된 것은 많지 않다.

따라서 본 연구에서는 Al-Li-Cu-Mg(-Zr)합금을 가공열처리 후 조직 및 기계적성질의 변화를 1단 및 2단 시효처리재의 것과 비교 검토하였다.

2. 실험방법

사용된 시료합금의 조성은 표 1과 같다. 시료합금은 열간가공된 두께 6mm인 판상이었으며, 냉간가공에 의하여 4~2mm두께로 만들어 경도, 인장 및 조직관찰용 시료로 사용하였다.

Table 1. Chemical composition of specimen.

	Li	Cu	Mg	Zr	Fe	Si	Na	Al
wt%	2.27	1.28	0.63	0.12	0.10	0.08	0.004	bal
at%	0.083	0.0051	0.066	0.0003	—	—	—	bal

가공열처리용 시편은 최초 시편의 두께를 달리하여 각각 5%, 10%, 30% 및 50% 냉간가공 후 최종 시편의 두께가 2mm가 되도록 하였다.

각종 시료는 530°C에서 30분간 용체화처리 후 얼음물에 퀀칭하여 과포화 고용체로 하였다. 시효온도는 상온, 150°C, 170°C, 200°C 및 230°C로 하였다.

2단 시효처리는 상온에서 120시간 예비시효처리 후 최종시효처리하는 방법과 150°C에서 2시간 예비시효처리 후 170°C에서 최종시효처리하는 2가지 방법으로 하였다.

가공열처리는 퀀칭 후 5~50% 냉간가공하고 170°C에서 시효처리하는 T-HA와 퀀칭 후 150°C에서 2시간 예비시효처리 후 5~50% 냉간가공하고 170°C에서 최종시효처리하는 T-AHA로 나누어 하였다.

경도는 로크웰경도기로, 강도는 인스트론 인장기로 변형율을 $5 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ 로 하여 각각 측정하였다. 인장시편은 두께 2mm인 판상시편으로, 규격은 ASTM E-8의 subsize로 하였다.

인장파면 관찰은 주사전자현미경(Hitachi x-600)에 의하여 하였으며, 미세조직관찰은 투과전자현미경(JEM-1000)을 사용하여 가속전압 200 kV로 하였다. 미세조직관찰을 위한 박막은 twin-jet 전해연마기를 이용하여 만들었으며, 사용된 전해액은 30% HNO₃와 70% CH₃-OH 혼합액으로 하였고, -40°C로 유지된 전해액속에서 전압을 15 volt로 하여 전해연마하였다.

3. 실험결과

3.1 기계적성질의 변화

그림 1(a)은 150°C, 170°C, 200°C 및 230°C에서 각각 시효처리한 경우(T-A) 시효시간에 대한 경도의 변화곡선을 나타낸 것이다.

시효온도가 증가할수록 시효가 촉진되며, 170°C의 경우 최고의 경도치를 나타내었다. 이 경우 경도가 증가하는 것은 δ(Al₃Li) 상, S'(Al₂CuMg) 상 및 T₁(Al₂-CuLi) 상 등의 석출과 성장에 주로 기인된다고 생각된다.

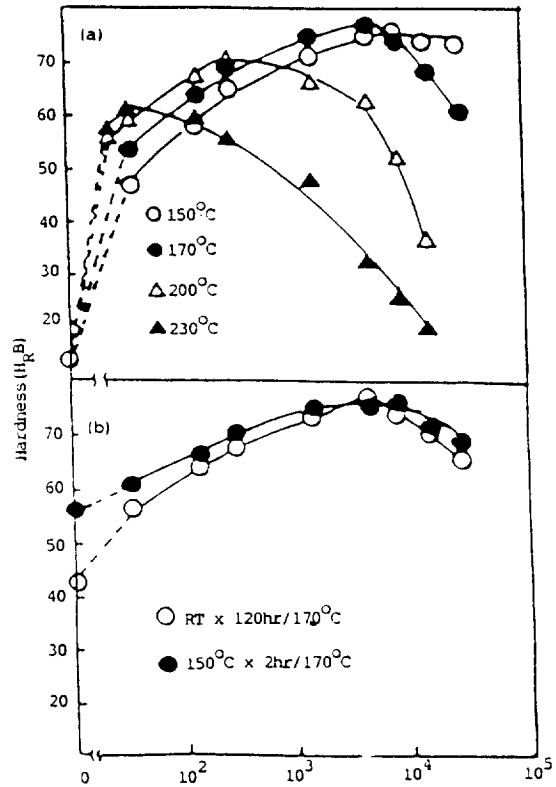


Fig. 1. The effect of T-A and T-AA treatment on aging response of Al-2.27% Li-1.28% Cu-0.63% Mg-0.12% Zr alloy.

그림 1(b)은 상온에서 120시간 및 150°C에서 2시간 예비시효처리 후 170°C에서 최종시효한 2단 시효처리시(T-AA) 시효시간에 대한 경도의 변화곡선을 나타낸 것이다. 경도는 예비시효처리 온도에 크게 의존하지 않으며 (a)의 T-A처리한 경우와 거의 같은 시효시간에 최고경도를 나타내었으며 그 최고 경도값도 비슷하다.

그림 2는 T-A, T-AA, T-HA 및 T-AHA처리한 경우의 시효시간에 따른 경도의 변화를 상호 비교하여 나타낸 것이다. 최고 경도는 가공열처리한 T-HA 및 T-AHA가 T-A 및 T-AA처리제 보다 증가되었고 시효도 촉진되었다. 그러나 T-A와 T-AA간의 최고 경도값의 변화는 거의 없으며 T-HA와 T-AHA간의 최고 경도값의 변화도 거의 없다.

그림 3 및 그림 4는 각각 T-HA 및 T-AHA처리한 경우의 가공도 및 시효온도변화에 따른 경도의 변화를 나타낸 것이다. 가공도의 증가에 따른 경도의 변화는

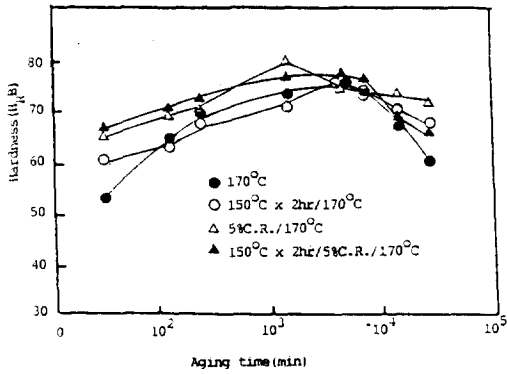


Fig.2. The effect of T-A, T-AA, T-HA and T-AHA treatment on aging response of Al-2.27% Li-1.28% Cu-0.63% Mg-0.12% Zr alloy.

약 10%까지 가공시는 크게 증가되었지만 그 이상에서는 큰 증가가 없다. 또한 시효온도에 따른 경도의 변화에서는 대부분 170°C에서 최고의 경도를 갖게 되었다. 그리고 가공도가 증가할수록 과시효가 빠르게 일어나며 특히 200°C에서 이 현상은 현저하였다.

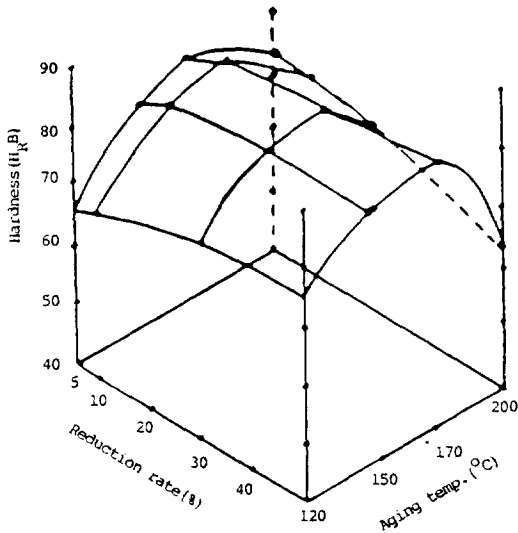


Fig.3. Hardness-aging temperature-reduction rate diagram of Al-2.27% Li-1.28% Cu-0.63% Mg-0.12%Zr alloy, solution heat treatment at 530°C, followed by cold rolling and aging for 24 hr.

T-HA와 T-AHA처리재의 가공도 및 시효온도변화와 다른 경도의 변화의 경향은 거의 같으며 상대적인 경도값도 거의 같다.

이와 같은 결과에 의하면 가공도는 10%이내, 시효온도는 170°C가 최적조건이라고 사료된다.

표2는 각 시효처리조건 변화에 따른 인장강도, 항복강도, 신율 및 경도값을 나타낸 것이다. 가공열처리에 의하여 경도 및 강도가 증가하였으며 가공도가 증가할수록 강도 및 경도는 증가하지만 신율은 저하되었다.

3.2 투과전자현미경 조직관찰

사진1은 T-A, T-AA, T-HA 및 T-AHA처리재의 미세조직변화를 투과전자현미경에 의하여 상호 비교관찰한 것이다.

사진 1(a)의 경우 명시야상에서 δ', S'상의 존재를 확인할 수 있으며 암시야상에서는 δ' 및 복합석출상(CP)의 존재와 PFZ가 존재하고 있는 것을 알 수 있다. 즉 170°C에서 72 시간 시효처리시 최고경도를 나타내는 것은 이들 상들의 공존때문이라 생각된다.

사진 1(b)의 경우 명시야상에서 S' 및 T₁상이 공존하고 있으며 암시야상에서는 δ' 및 복합석출상이 존재하고

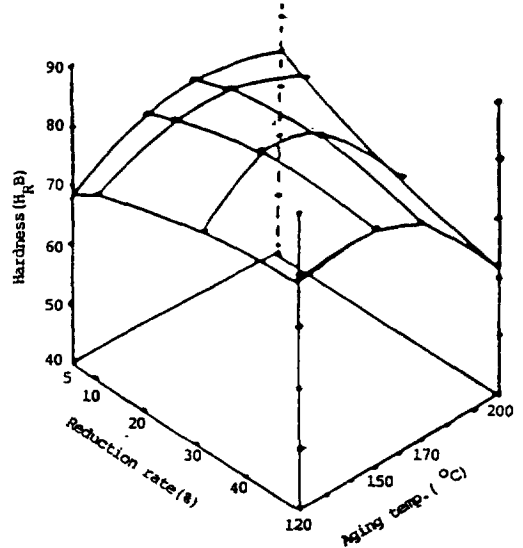


Fig.4. Hardness-aging temperature-reduction rate diagram of Al-2.27% Li-1.28% Cu-0.63% Mg-0.12% Zr alloy, solution heat treatment at 530°C aged at 150°C for 2 hr, followed by cold rolling and aging temperature for 24 hr.

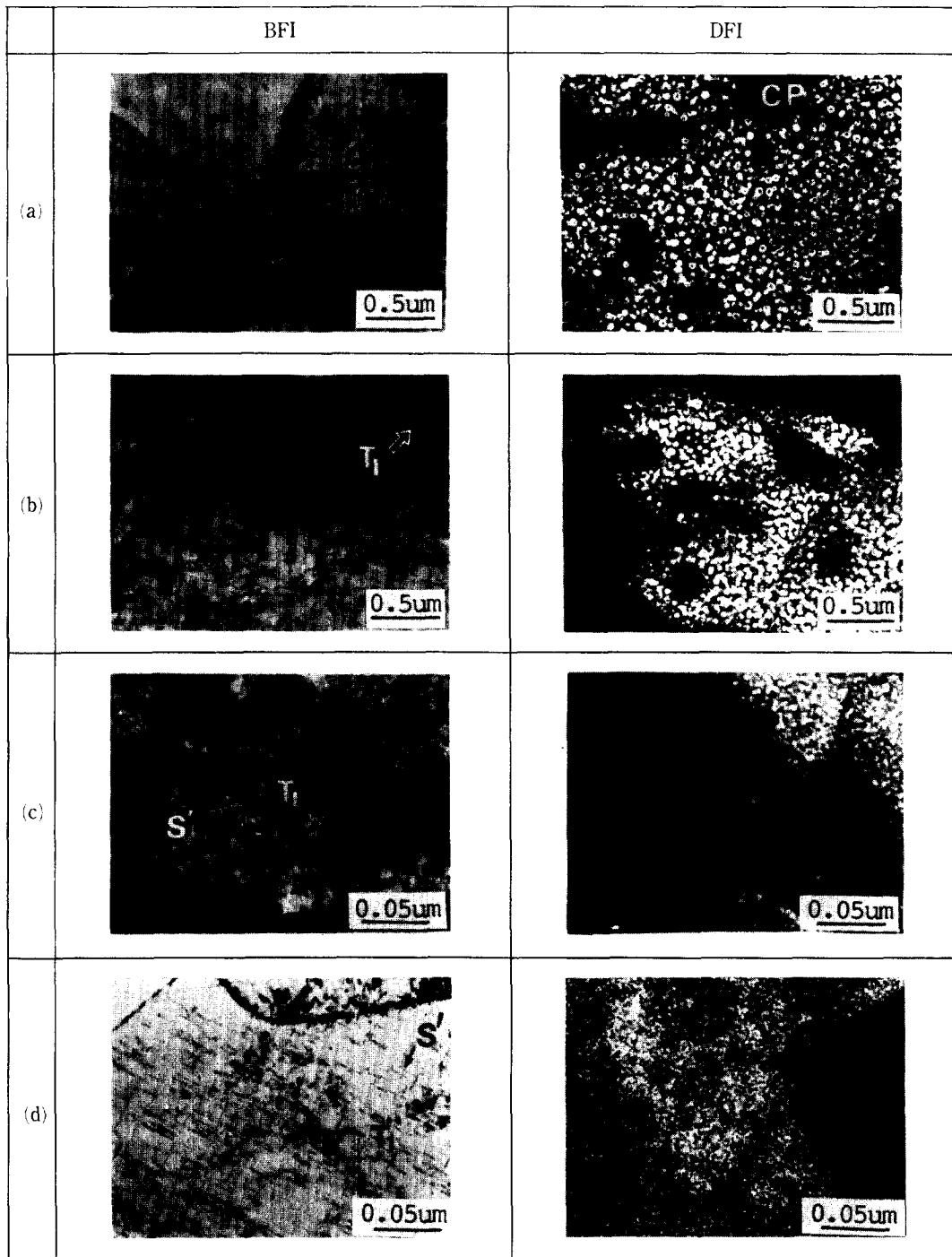


Photo 1. TEM micrographs showing δ' , S' , T_1 , composite precipitates and dislocations.

(a) T-A (170°C × 72 hr), (b) T-AA (RT × 120 hr / 170°C × 72 hr), (c) T-HA (5% CR / 170°C × 24 hr),
 (d) T-AHA (150°C × 24 hr / 5% CR / 170°C × 24 hr)

Table 2. Summary on mechanical properties in the Al-2.27%Li-1.28%Cu-0.63%Mg-0.12%Zr alloy.

Treatment	UTS (kg/mm ²)	0.2% YS(Kg/mm ²)	EL(%)	H _B
170°C × 72 hr	47	44	7.7	77
RT × 120 hr / 170°C × 72 hr	46	42	6.8	77
150°C × 2 hr / 170°C × 72 hr	45	40	7.2	76
5% C.R. / 170°C × 24 hr	51	48	7.0	80
10% C.R. / 170°C × 24 hr	53	48	6.8	81
30% C.R. / 170°C × 24 hr	54	49	5.0	82
150°C × 2 hr / 5% C.R. / 170°C × 24 hr	52	47	6.5	78
150°C × 2 hr / 10% C.R. / 170°C × 24 hr	53	48	6.3	79
150°C × 2 hr / 30% C.R. / 170°C × 24 hr	55	50	4.9	81

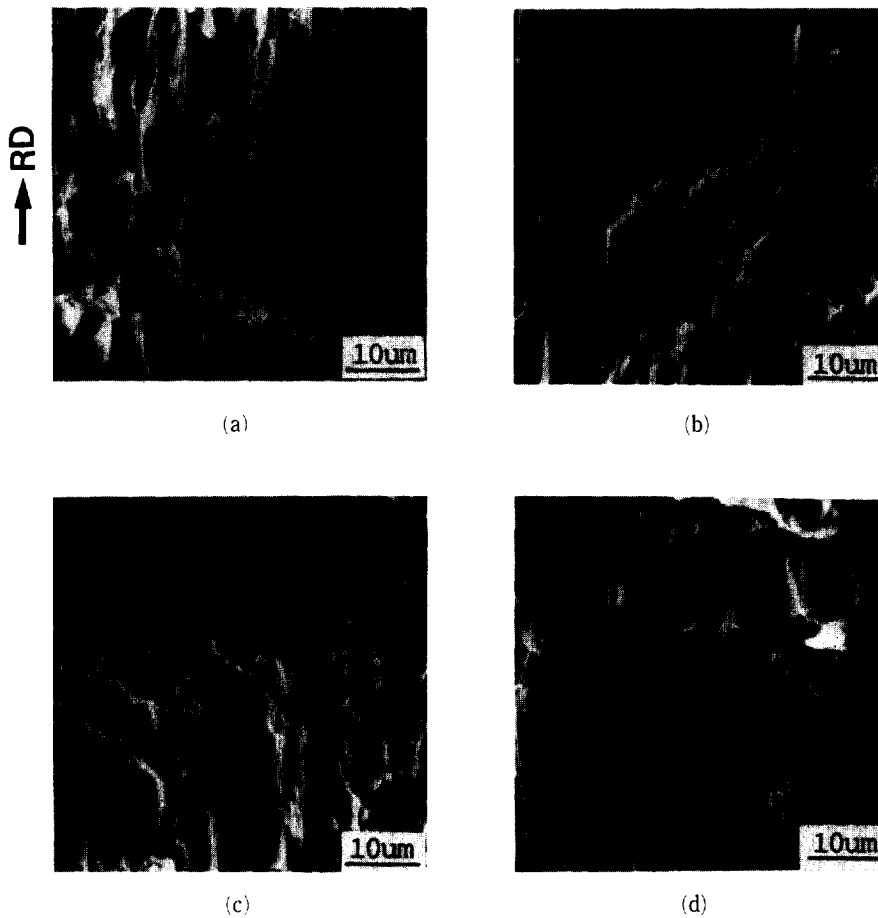


Photo 2. SEM micrographs of fracture surface of tensile sample, showing inter-subboundary type fracture.
 (a) 170°C × 72 hr, (b) 150°C × 2 hr / 170°C × 72 hr, (c) 5%CR / 170°C × 24 hr, (d) 150°C × 2 hr / 5%CR / 170°C × 24 hr.

있다. 1 단시효처리재인 (a)와 비교시 석출물의 밀도, 크기 및 종류가 거의 같다. 이것이 2 단시효의 효과가 크지 않은 이유라 생각된다.

사진 1(c)의 경우 가공에 의하여 도입된 전위와 고밀도의 S' 및 T₁상이 명시야에서 나타나고 있으며 δ'상이 미세화된 것을 암시야에서 알 수 있다. 이와 같이 고밀도로 존재하는 δ', S', T₁상과 전위의 혼합조직이 강도를 T-A나 T-AA보다 상승시키는 원인이라 사료된다.

사진 1(d)의 경우에도 (c)의 경우와 같이 고밀도의 전위가 δ', S' 및 T₁상과 공존하고 있으며 이들 상의 크기나 밀도가 (c)의 경우와 비슷하다.

위에서와 같이 가공을 함으로써 δ', S' 및 T₁상이 미세화되었으며 또한 PFZ가 존재하지 않고 고밀도의 전위가 가공에 의하여 도입된 것을 알 수 있었다. 그러나 T-HA와 T-AHA는 거의 조직상 큰 변화가 없는 것이, 그림 2, 3 및 4에서 기계적성질이 T-HA와 T-AHA가 비슷한 이유라 생각된다.

3.3 파단면 관찰

사진 2는 T-A(a), T-AA(b), T-HA(c) 및 T-AHA(d) 처리재의 인장파단면을 주사전자현미경에 의해 관찰한 것으로서 모두 inter-subboundary 파괴를 일으키고 있다. 이와 같은 파단면의 관찰결과 각 열처리 조건하에서 현저한 인성의 변화가 일어나지 않을 것을 예측할 수 있으며 이 결과는 표 2에서 나타난 신율의 비교에서 잘 일치하고 있다.

사진 3은 가공도를 5%, 10% 및 50% 냉간가공한 T-AHA 처리재의 인장파단면을 주사전자현미경에 의해 관찰한 것을 각각 (a), (b) 및 (c)로 나타낸 것이다. 가공도가 30%까지는 거의 파면의 변화가 없으나 50%인 경우에는 파면 대부분이 전단파괴 양상을 나타내고 있다. 즉 50% 냉간가공시에는 현저한 신율저하가 초래될 것이라 예측된다.

4. 고찰

본 시료합금의 석출과정은 각 성분의 양에 따라 대단히 복잡하게 되나, 본 연구에 사용한 합금의 경우는 δ', S', B'(Al₃Zr), T₁ 및 복합석출상이 석출되고 있다. 따라서 본 연구에 사용된 합금의 경우 석출강화상은 주로 δ', S' 및 T₁상이라고 할 수 있다. 그러나 저온시효처리재의 경우에는 δ'상이 주 강화상이라 할 수 있으나 170°C에서는 δ', S' 및 T₁상이 석출되며 이들 상이 주 강화상이라 할 수 있다. 또한 Zr이 포함된 본 시료합금의 경우 균질화 및 용체화처리에 석출되는 β'상에 의해 결정립이 미세화되고 그 효과는 Pridham 등⁶⁾에 의하면 Al-Li 2원 합금과 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금의 켈칭상태에서 강도차이가 약 20 kg/mm² 정도가 되며 그 차이의 50~70%가 결정립의 미세화에 기인된다고 하였다.

또한 β'상을 핵으로 δ'상이 석출한 복합석출상의 영향도 고려하여야 될 것으로 생각된다. 복합석출상이 형성됨으로써 시효가 촉진되었다⁷⁾.

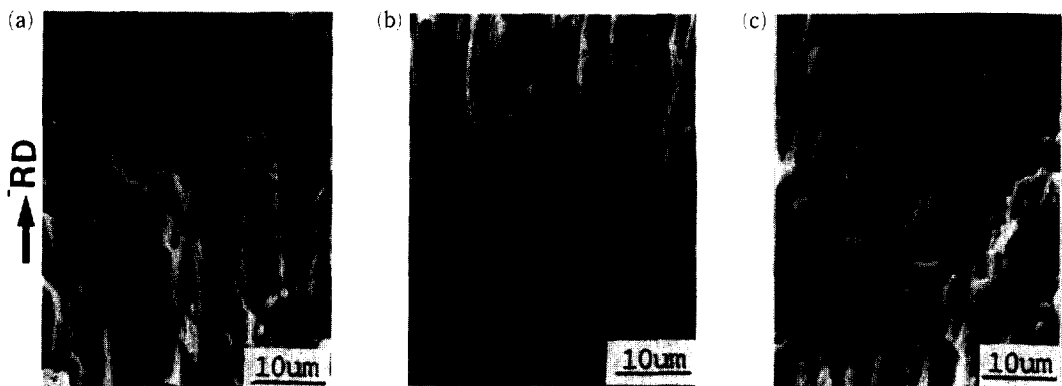


Photo 3. SEM micrographs of fracture surface of tensile sample, showing inter-subboundary and shear type fracture (a), (b) and shear type fracture (C).

(a) 150°C × 2 hr / 5%CR / 170°C × 24 hr, (b) 150°C × 2 hr / 30%CR / 170°C × 24 hr, (c) 150°C × 2 hr / 50%CR / 170°C × 24 hr

이외에도 Cu나 Mg의 고용에 의한 강화도 고려해야 하지만 그 기여량은 적다⁸⁾.

저온시효에서 주 강화상인 δ' 상은 퀴칭도중에 석출하지만⁹⁾ 핵생성 기구는 스피노달 분해에 의한다는 설¹⁰⁾과 핵생성 및 성장¹¹⁾에 의한다는 설이 있으며 계속 연구가 진행되고 있다.

그림 1(a)의 경도변화에서 170°C에서 시효처리하는 경우 시효초기에는 δ' 상이 주강화상이 되며 점점 최고 경도값을 나타내는 시간으로 갈수록 δ' 상은 성장되며 동시에 S'상과 T₁상이 석출되어 강화된다. δ' 상은 크기 및 분포가 강도에 의존하며 Al-Li-Cu합금의 경우 δ' 상의 반경이 150Å일 때 최고 경도값을 가지며,⁷⁾ PSD (particle size distribution) 분포가 날카로울수록 강도가 향상된다고 하였다¹²⁾.

S'상과 T₁상은 lath¹³⁾ 및 판상¹⁴⁾으로 각각 석출되며, S'상은 Al-Cu-Mg합금의 주 강화상이며¹⁵⁾ T₁상은 Al-Li-Cu합금의 고온시효에서 주 강화상¹²⁾이지만 Al-Li-Cu-Mg-Zr합금에서는 각각 강화에 기여도를 정량적으로 분석된 결과는 없다.

이들 상은 전위에 의해 전단 가능한 δ' 상만이 존재시보다 슬립밴드의 형성을 방지하여 인성 및 연성을 개선할 수 있다.

그림 1(b)의 2단 시효처리한 경우 그 효과가 거의 없었으며 이 결과는 Al-Zn-Mg계 합금의 2단 시효처리 효과와 상이하다. 즉 Al-Zn-Mg계 합금의 경우에는 그 효과가 현저하며 이유는 Hirano¹⁶⁾에 의하면 예비시효에서 형성된 G.P. zone이 최종시효시 형성되는 중간상의 핵으로 작용하기 때문이라고 하였다. 그러나 본 시효합금에서도 G.P. zone이 존재하지만¹⁷⁾ S'상이나 T₁상의 석출의 핵으로 작용할 수 없기 때문이라고 생각된다. 왜냐하면 이 합금에서 형성되는 G.P. zone은 Al-Li 2원계 합금에서 형성되는 G.P. zone과 같기 때문이라 생각된다¹⁷⁾.

그림 2, 3, 4 및 표2에서 가공열처리에 의해 경도 및 강도가 증가된 것을 알 수가 있으며, 사진 1의 미세조직의 관찰에 의하면 δ' , S', T₁상 및 복합석출상이 전위와 함께 공존하고 있으며 이들 상의 밀도가 가공처리하지 않은 합금보다 현저히 증가된 것을 알 수 있다. 이와 같은 결과에 의하여 가공열처리한 T-HA나 T-AHA가 가공열처리하지 않은 T-A나 T-AA보다 강화되었다고 할 수 있다. 본 합금에서 가공열처리함으로써

δ' 상이 미세하게 되었으며 그 이유는 S'상과 T₁상이 가공열처리에 의하여 그 밀도가 증가되어 δ' 상의 성장이 억제되었기 때문이 아닌가 생각된다.

본 합금에서 S'상과 T₁상의 석출은 Al-Cu-Mg¹⁵⁾ 및 Al-Li-Cu합금¹⁸⁾의 열분석결과를 비교고찰하면 S'상이 T₁상보다 저온에서 석출될 것이라 사료된다.

가공할 경우 석출이 촉진되는 것은 김¹⁹⁾의 7075 알루미늄합금의 열분석 결과에 의하면 가공에 의하여 도입된 과잉공공의 존재로 석출물의 핵생성 및 성장에 필요한 활성화 에너지가 감소되기 때문이라고 하였다. 또한 미세조직관찰에 의하면³⁾ 가공에 의해 도입된 고밀도의 전위상에서 S'상과 T₁상이 우선 석출하여 성장함으로써 입계에서의 이들 상의 조대화를 방지할 수 있기 때문이라 하였고 그 결과는 사진 1의 조직사진과 잘 일치되고 있다.

Ashton²⁰⁾에 의하면 이와 같이 입계상에 조대한 석출물이 존재하지 않게 됨으로써 응력을 만들 때 입계에서 균열의 우선 발생을 방지하여 인성을 개선시킬 수 있다고 하였다. 또한 S'상의 석출시엔 S'상 주위에서 δ' 상의 석출과는 상이하게 거의 PFZ가 존재하지 않았으며 그 이유는 S'상이 Al₂CuMg상이므로 Li의 흡수가 없기 때문이라 할 수 있다.

퀴칭 후 5%냉간가공한 경우 표2에서와 같이 신율이 T-A나 T-AA에 비하여 크게 저하되지 않는 것은 Breck²¹⁾에 의하면 미세하고 균일하게 분포된 석출물이 전위의 슬립을 억제하므로 슬립밴드형성이 억제되어 그곳에서 우선 균열발생이 억제되며 균열이 발생된다 해도 전파속도가 저하되므로 큰 신율의 저하가 없기 때문이라 하였다.

Al-Zn-Mg계 합금의 경우 T-HA효과가 거의 없는 반면 T-AHA효과는 현저한 것으로 알려져 있으나²²⁾ 본 합금의 경우에는 T-HA나 T-AHA효과가 거의 비슷하였으며 그 이유는 예비시효처리를 하지않은 퀴칭상태에서도 고밀도의 δ' 상이 존재하므로 가공시 형성되는 전위가 셀조직을 형성하지않고 균일하게 분포되며 최종시효에서 S' 및 T₁상이 개개의 전위선을 핵으로 하여 석출하기 때문에 T-AHA와 같은 효과가 있기 때문이라 사료된다. 사진 1에서 T-HA나 T-AHA 모두 셀 전위조직이 나타나지 않고 균일하게 분포되어 있으며 이들 전위가 S' 및 T₁상의 우선 석출 장소로 작용했다고 할 수 있다.

본 시료의 인장파면의 관찰결과 파단은 inter-subboundary 파괴에 기인되는 것을 알 수가 있다. 이것은 본 시료의 경우 시효석출에 의하여 δ' , S' 및 T_1 상이 석출될 뿐만 아니라 Zr이 포함되어 있으므로 β' 상이 균질화처리 및 용체화처리에 형성되어 재결정을 방지하였기 때문에 많은 아립계가 존재하기 때문이라고 생각된다.

본 시료에서 파단경로는 Miller²³⁾의 모델과 잘 일치되고 있는 것은 사진 2에서 알 수 있었다. 사진 2에서 파괴는 압연방향과 평행한 입계를 따라서 우선적으로 일어나고 성장해 가는 것을 알 수 있다. 또한 사진 2(b)에서 2차 균열이 나타나고 있으며 이것은 대부분 고경각 경계인 입계에서 조대한 석출물이 존재할 때 일어나며 작은 재결정화된 입계에서도 다소 일어날 수 있다²⁴⁾.

그림 3에서와 같이 가공도를 크게 증가하게 되면 파괴양상이 달라지게 되며 신율 또한 크게 감소된다.

5. 결론

Al-Li-Cu-Mg계 합금의 가공열처리에 의한 조직과 기계적성질의 변화를 1단 및 2단 시효처리한 것과 비교 검토하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 가공열처리에 의하여 1단 및 2단 시효처리한 경우보다 강화되었으며, 이것은 가공에 의해 도입된 전위 상에서 S' 및 T_1 상이 우선 석출하기 때문이라 생각된다.

2) 가공열처리에 의하여 δ' 상의 성장이 억제되었으며 이것은 고밀도로 석출된 S' 상과 T_1 상에 기인한 것이라 생각된다.

3) T-AHA처리 효과는 T-HA처리 효과와 비슷하였다.

4) 가공열처리재의 파괴는 inter-subboundary 파괴양상을 갖는다.

5) 본 시료의 최적 가공열처리조건은 퀴칭 후 5%냉간가공하고 170°C에서 24시간 시효처리한 경우로서 인장강도 51 kg/mm², 항복강도 47 kg/mm² 및 신율이 7.0%가 되었다.

6. 후 기

본 연구를 위하여 TEM사진을 찍어주신 日本九州大

學 工學部の 美浦 康宏교수와 李柄榮박사님께 감사드립니다.

7. 참고문헌

1. W.R.D. Jones and P.P. Das: J. Inst. Met., 87 (1958-59) 338.
2. S.F. Baumann and D.B. Williams: "Aluminum-Lithium Alloys II", T.H. Sanders, Jr. and E. A. Starke, Jr. (Ed), AIME, New York, N. Y., (1983) 17.
3. E.A. Starke, Jr., T.H. Sander, Jr. and I.G. Palmer: J. Met., 33. 24. 1981.
4. R.E. Crooks and E.A. Starke, Jr.: Metall. Trans., 15. 1367. 1984.
5. D. Webster: "Aluminum-Lithium Alloys", T.H. Sanders, Jr. and E.A. Starke, Jr. (Ed), AIME, New York, N.Y., 228. 1981.
6. M. Pridham, B. Noble and S.J. Harris: "Aluminum-Lithium Alloys III", C. Baker, P.J. Gregson, S.J. Harris and C.J. Peel (Ed), The Institute of metals, England, 547. 1986.
7. 禹基道: 博士學位論文, 慶北大學校, 1989.
8. M. Furukawa, Y. Miura and M. Nemoto: J. Japann Inst. Met., 50. 961. 1986.
9. D.B. Williams and J.W. Edington: Met. Sci. J., 9. 529. 1975.
10. A.G. Khachaturyan, T.F. Lindsey, and J.W. Morris, Jr.: Metall. Trans., 19. 249. 1988.
11. G. Cocco, G. Fagherazzi and L. Schiffrini: J. Appl. Cryst., 10. 325. 1977.
12. J. Glazer, T.S. Edgecumbe and J.W. Morris, Jr: Ref. 6. 369.
13. A.K. Gupta, P. Gaunt and M.C. Chaturved: Philos. Mag., 55. 375. 1987.
14. B. Noble and G.E. Thompson: Met. Sci. J., 6. 167. 1972.
15. 趙顯麒: 博士學位論文, 東北大學, 1977.
16. K. Asano and K. Hirano: Trans. JIM, 9. 149. 1968.
17. A.K. Mukhopadhyay, C.N.J. Tite, H.M.

- Flower, P.J. Gregson and F. Sale: "4th International Aluminium Lithium Conference", G. Champier, B. Dubost, D. Miannay and L. Sabetay (Ed), France, 439. 1987.
18. 조형호: 博士學位論文, 東北大學校, 1987.
19. 金三洙: 碩士學位論文, 慶北大學校, 1985.
20. R.F. Ashton, D.S. Thompson, E.A. Starke, Jr. and F.S. Lin: Ref. 6. 66.
21. D. Broek and C.Q. Bowleo: J. Inst. Met., 99. 255. 1971.
22. 宇野 照生, 馬場 義雄: 輕金屬, 26. 347. 1976.
23. W.S. Miller, M.P. Thomas, D.T.I. loyd and D. Creber: Ref. 6. 584.
24. K.V. Hata and E.A. Starke, Jr.: Ref. 6. 247.