

가공열처리 및 2단시효처리에 의한 8090알루미늄 합금의 석출거동

이학용* · 김석원** · 우기도**

*국방부 품질관리소

**全北大學校 工科大學 金屬工學科

PRECIPITATION BEHAVIOR OF 8090 ALUMINIUM ALLOY BY THERMOMECHANICAL AND DUPLEX AGING TREATMENT

Lee, Hag-yong* · Kim, Sug-Won** · Woo, Kee-Do**

*Defence Quality Assurance Agency

**Dept. of Metallurgical Eng., Chonbuk National University

ABSTRACT

The effects of thermomechanical and duplex aging treatment on precipitation behavior were investigated for the 8090 aluminium alloy by tensile test, hardness test, plane-strain fracture toughness test and electron microscope.

Both pre-aging stretch and duplex aging with pre-aging stretch were effective to homogenize the distribution of S' phase in this alloys. The latter makes more homogeneous distribution of S' phase than that of the former, but the sizes of S' phase in both specimens are almost same. The size and distribution of δ' phase were not changed by thermomechanical or duplex aging treatment. The strength was increased by thermomechanical treatment, but the elongation was decreased. Duplex aging treatment couldn't change the strength and elongation. Pre-aging stretch and duplex aging with pre-aging stretch have same effect on the strength and elongation.

The increase of strength by thermomechanical treatment in 8090 aluminium alloy was caused by homogeneously precipitated S' phase.

1. 서 론

Al-Li계 합금은 Li을 1wt.% 첨가시 약 3%의 비중 감소와 6%의 탄성계수가 증가하기 때문에^{1, 2)} 항공기와 같은 고 비강도를 요구하는 소재에 널리 사용될 것

으로 기대된다. 그러나 이러한 장점에도 불구하고 알루미늄 합금의 실용화가 지연되고 있는 것은 용해시의 Li의 손실과 불순물의 혼입 및 가공상의 어려운 점이 많을 뿐 아니라 낮은 파괴인성^{2, 4)}으로 균열전파에 대한 감수성이 높기 때문이다.

Al-Li계 합금의 강화는 켈칭중에 정합의 준안정 δ' 상(Al_3Li)의 석출에 의한 강화에 기인된다고 하였다⁵⁾. 그러나 δ' 상은 계면 에너지가 낮으므로 전위에 의하여 쉽게 전단이 되어^{6, 8)}, 입계에 슬립이 집중하게 된다.²⁾

전위 집적에 의한 입계의 응력집중은 슬립면과 입계의 교차점에서 균열생성의 원인이 되며, 생성된 균열은 입계 또는 슬립면을 따라 전파되어 저인성의 주요 원인인 입계파괴가 일어나게 된다.^{4, 9)}

인성의 향상을 위한 연구는 주로 합금원소 첨가에 의하여 전단되지 않는 석출상을 형성시켜 슬립을 균일화시키는 것이다. Al-Li계 합금에 Cu와 Mg 원소를 첨가하면 주강화상인 δ' 상 이외에도 $T_1(Al_2CuLi)$ 상과 $S'(Al_2CuMg)$ 상이 석출하는데, T_1 상은 화학강화나 Orovan looping에 의하여 소재를 약간 강화시킨다¹⁰⁾, 8090과 같은 고 Li, 저 Cu 합금에서는 그 부피분율이 너무 적으므로 강도와 인성의 향상 효과는 주로 S' 상에 기인한다^{11, 13)}고 하였다.

S' 상은 주로 전위상에서 불균질 석출하며 기지와 반정합인 lath 형태로 존재하여 전위에 전단되지 않고 전위가 loop를 남기고 지나가므로, 각 슬립면 사이에서 교차슬립을 촉진시켜 슬립을 분산시키므로써 연성과 파괴인성을 향상시킨다.^{2, 13)}

즉, S' 상을 균일하게 분포시키는 것이 기계적 성질의 개선에 중요하며, 일반적으로 2가지 방법이 사용되고 있다. 첫째는 인공시효전에 가공에 의하여 S' 상의 핵생성 장소인 전위의 분포를 균일화하는 방법^{11, 13)}이고, 둘째는 자연시효와 인공시효 처리를 병행하는 2단시효처리 방법^{13, 14)}이다.

따라서, S' 상의 양과 기계적성질과는 밀접한 관계가 있으므로, S' 상의 양을 조절할 수 있는 방법인 2단시효와 가공열처리 및 가공열처리와 이단시효를 병행한 열처리를 실시하여 이를 기존 열처리방법인 T_6 처리제와 상호 비교하므로써 S' 상의 석출량과 분포 및 크기가 어떤 영향을 받고, 아울러 기계적성질에 어떤 영향을 미치는가를 전자현미경을 이용하여 연구하였으며, 또한 δ' 상의 크기 및 분포가 2단시효와 가공열처리에 어떤 영향을 받는지도 조사하였다.

II. 실험방법

1. 시편성분 및 열처리

본 연구에 사용된 시편의 소재는 Alcan에서 제조된

8090 Al-Li 합금 판재로 그 화학조성은 표 1과 같다.

시편의 열처리는 545°C 염욕($NaNO_3 + KNO_3$)에서 30분간 용체화처리한 다음 얼음물에 켈칭한 후 표 2와 같이 각각의 상이한 열처리를 하였다. 용체화처리후 시편 A는 가공하지 않고 170°C에서 32시간 인공시효하였으며(T_6), 시편 B도 가공하지 않고 95°C에서 5일간 예비시효한 후 170°C에서 32시간 최종시효하는 2단시효 처리를 하였다. 시편 C는 7% stretch한 후 170°C에서 32시간 시효하였으며(T_8), 시편 D는 7% stretch한 후 먼저 95°C에서 예비시효하고 170°C에서 32시간 최종시효를 하는 가공과 2단시효처리를 병행하였다.

Table. 1 Chemical compositions of the 8090 alloy. (wt.%)

Element	Li	Cu	Mg	Zr
Composition	2.39	1.18	0.75	0.11
Element	Ti	Fe	Si	Al
Composition	0.05	0.05	0.06	Bal.

Table 2. Heat treatments applied to the alloy.

Specimens	Treatment
A	Solution treat, aged 32h at 170°C (T_6)
B	Solution treat, aged 5 days at 95°C aged 32h at 170°C (T_8)
C	Solution treat, 7% stretch, aged 32h at 170°C
D	Solution treat, 7% stretch, aged 5 days at 95°C aged 32h at 170°C

2. 기계적 성질의 측정

인장시험은 ASTM B 557에 의거 압연방향으로 시편을 채취하여 표점거리 20mm, 직경 4mm의 작은 환봉시편을 각 열처리조건당 3개씩 제작하여 Instron 1332장비를 이용하여 1.33×10^{-2} mm/sec의 일정한 변형률로 인장시험을 하여 가공과 2단 시효처리시의 인장강도 및 연신율을 상호 비교하였다.

경도측정은 국부적인 조직의 불균일에 의한 편차를 적게하기 위하여 시편의 표면을 연마한 다음 로크웰 경도시험기를 이용하여 측정하였으며, 경도값은 각 시료당 3개의 시편을 준비하여 시편당 5회씩 측정하여 최

대 및 최소치를 제외한 나머지 값의 평균값으로 하였다.

K_{Ic} (Plane Strain Fracture Toughness) 시험은 재료의 파괴에 대한 저항력을 측정하기 위한 시험 방법 중의 하나로서 시편의 준비는 ASTM E 399에 의한 CT (Compact Specimen) 표준시편으로 S-L (Short Transverse-Longitudinal) 방향의 Chevron Notch 형태로 가공하였다. K_{Ic} 시험방법은 810 Material Testing System 장비로 하중제어에 의하여 먼저 노치부에 피로 균열을 도입하여 a/W 가 0.45~0.55가 되도록 한 후 COD gage를 설치한 다음 단순인장을 하여 하중-변위 신호를 기울기 0.7-1.5가 되도록 X-Y recorder에 기록하였다. 균열성장이 2%인 하중(P_Q)을 알기 위해 직선부분 기울기의 95% 되는 할선(Secant Line)을 그려서 하중-변위 곡선과 만나는 점의 하중을 P_Q 로 하였다. 그러나 할선으로부터 구한 P_Q 이전에 P_Q 보다 높은 하중이 나타나는 경우에는 그 P_Q 보다 높은 하중을 P_Q 로 하여야 한다. 단순인장후의 파단면의 균열길이는 3곳에서 측정하여 그 평균값을 취하여 P_Q 와 측정된 균열길이로부터 구한 K_Q 값을 계산하였다. K_{Ic} 는 ASTM E 399로부터 K_Q 를 이용하여 구할 수 있다.

3. 조직관찰

결정립관찰을 위한 시편은 미세연마후 $0.5 \mu\text{m}$ 의 알루미늄 분말로 polishing한 다음 알코올로 표면을 세척하고, 희석된 keller 시약으로 약 2분정도 부식시켜 광학 현미경으로 조직을 관찰하였다.

각 시편의 인장 및 K_{Ic} 파면은 주사전자현미경(Hitach X-600)을 이용하여 25Kv의 가속전압으로 각 열처리조건에 따른 파단조직을 관찰하였다.

각 열처리 시편에서의 석출상의 분포 및 크기 관찰은 투과전자현미경(Philips, CM 30)을 이용하였으며, 조직관찰용 박판은 먼저 시편을 화학연마한 후 약 3mm의 disc 형태로 punch한 후 다시 젯트연마법에 의하여 전해연마하였는데, 이는 25% HNO_3 : 75% CH_3COOH 의 전해액을 -30°C 로 유지하여 18~20V의 전압하에서 $0.25\text{A}/\text{cm}^2$ 의 전류밀도로 실시하였다. 이렇게 제작된 시편은 투과전자현미경을 이용하여 가속전압 300Kv로 미세조직을 관찰하였다. δ' 와 S' 상의 암시야상은 δ' 상의 초격자점과 S' 상의 streak를 이용하여 얻었다.

III. 실험결과

1. 2단시효처리 및 가공열처리가 기계적성질에 미치는 영향

가공 및 시효처리 조건에 따른 8090알루미늄 합금의 기계적성질은 표 3과 같았다. 각 시료에 대한 강도 값은 가공후 시효처리한 C와 D시료가 가공하지 않고 시효처리한 A와 B시료보다 40%정도 강도가 증가하였으며, 2단시효처리한 시료 B는 T_6 처리한 시료 A보다 약간의 강도증가 효과가 있었으나 가공후 2단시효처리한 시료 D는 가공후 예비시효하지 않고 최종 시효처리한 시료 C보다 항복강도는 증가하였으나 인장강도는 변화가 없었다.

한편, 가공에 의한 강도의 증가는 연신율의 감소를 수반하였으며, 2단시효처리한 시료 B와 D는 2단시효처리하지 않은 시료 A와 C에 비하여 연신율이 감소하였다.

가공열처리한 시료 C와 D의 K_{Ic} 값은 각각 가공열처리 하지 않은 시편 A와 B보다 K_{Ic} 값보다 낮다.

한편, 각 시료에 대한 경도측정 결과는 강도 값과 같이 가공열처리한 C와 D시료가 A와 B시료보다 15% 정도 크게 나타났으며, 2단시효처리한 시료가 단일 시효처리한 시료의 경도 값보다 약간 증가한 것으로 나타났다.

Table. 3 Mechanical properties of the materials A, B, C and D.

Materials	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	K_{Ic} (S-L) (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	Hardness (H $_R$ B)
A	259.8	396.1	11.8	20.2	69.8
B	265.3	399.6	10.5	19.8	70.1
C	460.0	537.0	7.7	16.7	80.5
D	477.0	536.0	5.1	16.3	82.8

2. 2단시효처리 및 가공열처리가 조직에 미치는 영향

그림 1은 가공열처리한 시료 C에 대한 3차원 광학현미경 사진으로 3축 방향에서의 결정립의 형상을 보여준다. 이 시료는 재결정되지 않은 pancake형의 결정립들이 압연방향으로 늘어서 있는 이방성조직으로 결정입계와 아결정입계에는 입계 석출물과 조대한 불용입자들이

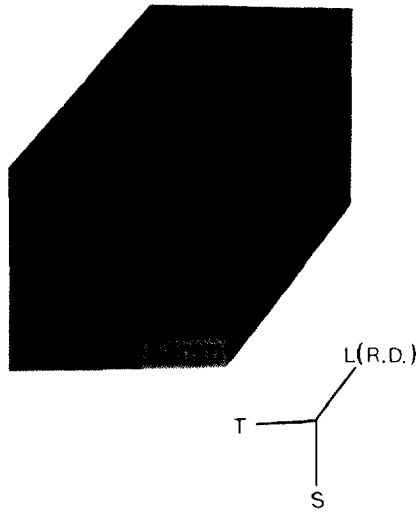


Fig. 1 Optical micrograph showing the grain structure of material C.

압연방향을 따라서 분포되어 있었다. Rao와 Ritchie¹⁵⁾는 Al-Li-Cu-Mg합금에서 Cu와 Mg이 많이 함유된 입자들이 주조 및 열처리 과정에서 형성되고 이러한 입자들 주위에서 void의 합체가 일어나 입계파괴의 원인이 된다고 하였으며, Owen등¹⁶⁾은 2091 합금에서 Fe와 Cu 성분이 많이 함유된 금속간화합물이 형성되고 이러한 입자들에서 파괴가 시작되는 것을 관찰하였다.

그림 2는 투과전자현미경에 의한 δ' 암시야상 조직 사진으로 A, B, C, D의 모든 시료에서 구형의 δ' 상이 균일하게 석출하였다. δ' 상의 크기는 20nm 정도로 2단시효처리나 가공열처리를 하여도 δ' 상의 석출상의 크기와 분포는 큰 변화가 없었다.

그림 3은 A시료인 T₆재, 95°C에서 5일간 예비 시효처리하고 다시 170°C에서 32시간 최종 시효처리한 시료 B, 가공후 170°C에서 32시간 시효처리한 시료 C (T₈)와 가공후 95°C에서 5일간 예비 시효처리하고 다시 170°C에서 32시간 최종 시효처리한 시료 D에 대한 S'상을 보여주는 암시야상의 투과전자현미경 사진으로, 시료 A와 B는 S'상이 입내에 불균일하게 소량 석출되어 있고, 반면 가공열처리재인 시료 C와 D는 S'상이 입내에 균일하게 석출하였다. S'석출상의 크기는 시료 C와 시료 D 모두 비슷하였으며, S'상의 전체 부피분율은 시료 D가 시료 C보다 크게 나타났다. 이와같은 결과로부터 가공열처리에 의하여 S'상의 밀도가 증가하

였으며, 또한 2단시효처리에 의하여 δ' 상의 석출은 거의 영향을 받지 않았지만 S'상의 석출은 촉진되었다.

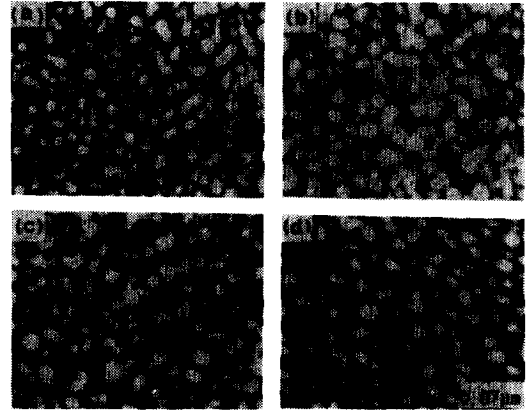


Fig. 2 Dark field transmission electron micrographs showing the distribution of δ' phase in the materials A(a), B(b), C(c) and D(d).

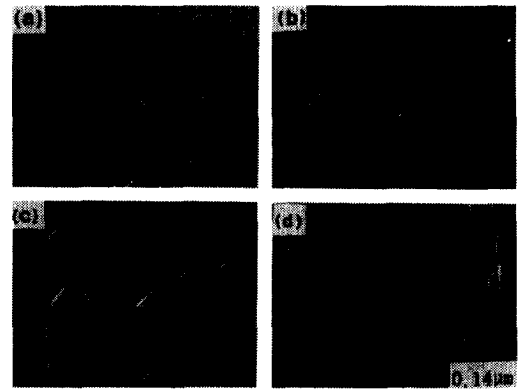


Fig. 3 Dark field transmission electron micrographs showing the distribution of S' phase in the materials A(a), B(b), C(c) and D(d).

압연방향으로의 1축 인장시에 파괴는 인장축에 약 45°로 일어났는데, 이러한 파괴 양상은 파면이 최대 전단응력면으로서 주응력 방향에 약 45°로 작용되기 때문이다. 종방향으로의 인장파면에 대한 주사전자현미경 관찰결과 시료 A의 파면에서는 그림 4의 (a)와 같이 입계파괴 외에도 잘 형성된 ridge들이 인장 방향에 평행하게 형성되어 있었다. 이와같은 불균일한 planar면형은 기지내에 분산된 규칙의 정합과 부분정합의 석출

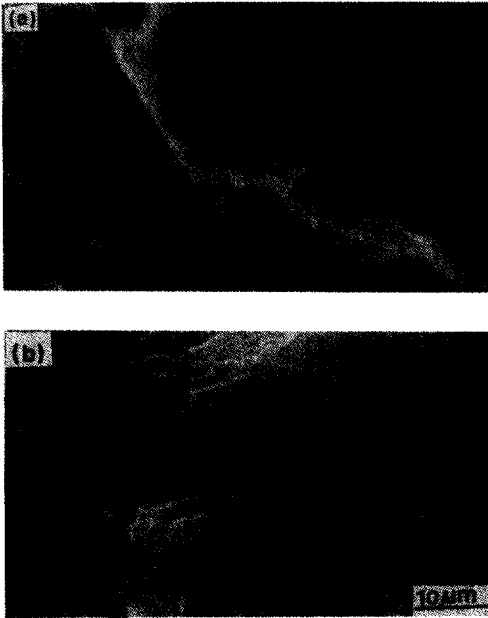


Fig. 4 Scanning electron micrographs showing longitudinal tensile fracture surface in the materials A and C. (a) and (b) show the materials A and C, respectively

물들이 이동 전위와의 교차에 기인하여 조대한 평면 슬립띠들이 형성되고, 이들이 입계에 축적하여 변형을 국부화 하므로써 입계에 응력집중이 일어나게 된다. 그리고 덩플들이 매우 많이 분포된 평평한 면은 입내파괴 양상을 보이며, 입계 부근에서의 덩플들은 제2상 입자들의 석출에 기인된 것으로 보인다. 그리고 시료 C의 인장파면은 (b)와 같이 입계와 아결정립들을 따라 파괴가 일어나는 입계파괴 양상이 주로 나타났으며, 아립계에는 미세한 덩플들이 조밀하게 분포되어 있었고, 이들은 δ 상과 같은 제2상 입자들의 입계석출에 기인된 것으로 사료된다. 시험결과 시편 B의 인장파면은 A 시편의 파면과 유사하였고, 시편 D의 인장파면은 시편 C의 파면과 유사하였다.

S-L방향으로의 평면변형 파괴인성 파면에 대한 주사전자현미경 관찰에서는 그림 5와 같이 시료 A에서는 입내 및 입계파괴가 공존하고 있으나 시료 C에서는 입계파괴 양상을 나타내었다. 시료 A의 파면에서는 입내 파괴에 의한 덩플들이 일부 결정립에서 관찰되었고, 평평한 면과 같이 입계파괴 양상도 부분적으로 고찰되었다. 그러나 시료 C는 입계와 아결정립계를 따라 파괴가

일어나는 전형적인 입계파괴 형태로 입계에는 개재물과 함께 제2상입자의 존재에 의한 덩플도 관찰되었다.

그림 5에서 입계에 석출되어 있는 개재물에 대한 EDS분석 결과에 의하면 이들은 Fe와 Cu를 주로하는 복합상이었으며 이들의 존재는 입계파괴의 감수성을 증가시키는 것으로 밝혀졌다.¹⁷⁾

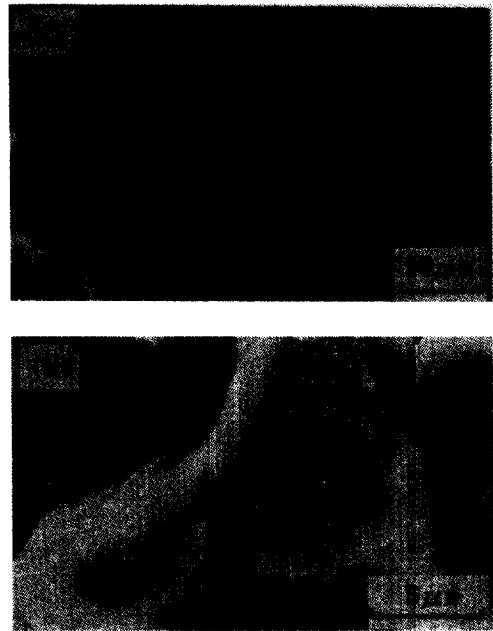


Fig. 5 Scanning electron micrographs showing short transverse fracture surface in the materials A and C. (a) and (b) show the materials A and C, respectively.

IV. 고찰

1. 2단시효처리와 가공열처리에 의한 기계적성질의 변화

본 연구에서의 2단시효처리와 가공열처리에 따른 기계적성질은 표 3에서와 같이 가공열처리한 시료 C와 D의 강도는 가공열처리하지 않은 시료 A와 B에 비하여 약 40% 증가한 반면 연신율은 40% 정도 감소하였다. 미세조직 관찰결과 그림 2에서는 δ' 상의 크기와 분포는 시효전의 가공에 영향을 받지 않았으며, 그림 3에서는 가공열처리하지 않은 시료에서 보다 가공열처리에

의하여 S'상이 입내에 균일하게 분포되었고, δ' 상과 S'상 이외의 다른 석출상은 관찰되지 않았다. 따라서 가공에 따른 재료의 강도증가는 가공에 의하여 도입된 전위에 의하여 S'상이 입내에 균일하게 석출되었고 그 크기도 성장되어 슬립을 분산시키기 때문이다¹⁴⁾. 가공에 의한 슬립의 균일 분포는 강도의 증가와 함께 연성의 저하를 수반하게 되는데, 이는 void의 형성과 합체를 가속화하여 강한 변형띠를 만들고, 결정립계에서의 석출입자들이 소성변형을 방해하기 때문이다. 따라서 가공후 시효처리한 시료에서는 주로 입계파괴 양상이었으며, 가공하지 않고 시효처리한 시료에서는 입계파괴 외에 입내파괴도 관찰되었다. 이러한 입계파괴는 평면 슬립과 δ' PFZ에서의 변형의 국부화, δ 상의 입계석출에 의한 입계의 취약화, Fe와 Si 성분이 많은 금속간 화합물 등에 기인한다²¹⁾고 하였다.

한편, 2단시효처리한 시료 B는 T_6 재인 시료 A에 비하여 강도가 약간 증가하였으나 파괴인성은 약간 감소되었다. 가공후 2단시효처리한 시료 D는 가공후 인공시효처리한 시료 C에 비하여 항복강도는 약간 증가하였으나 파괴인성 값은 거의 저하하지 않았다. 이와같은 것도 S'상의 밀도에 관련이 있다고 생각된다.

Al-Li-Cu-Mg계 합금에 Zr이 첨가되었을 경우에는 그림 1에서와 같이 pancake형의 결정립 구조와 강한 변형조직을 갖게 되어, 이러한 특성들이 재료의 이방성을 갖게 한다. 즉, 가공에 의하여 가공 방향으로 고경각 경계를 정렬하게 하여 이들 입계에 불순물과 제2상입자들이 석출함으로써 취약한 입계를 만들기 때문이다.

Al-Li계 합금판재에서 특히 S-L방향으로의 연성과 파괴인성 값이 낮은 이유는 취약한 입계가 응력의 작용 방향에 수직이 되어 파괴에 민감하기 때문이며, 8090 Al-Li계 합금의 T_{871} 판재에서의 S-L방향으로의 평균적인 파괴인성값은 $18\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 이지만 일반적으로 내재된 용체나 조대한 개재물 등에 의해서도 파괴인성 값은 저하된다²⁰⁾고 하였다. Rao와 Ritchie¹⁵⁾는 Al-Li-Cu-Mg계 합금에 대한 L-T방향과 S-L방향에 대한 K_{II} 측정결과 T_{351} 의 경우는 각각 $27\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 과 $16\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 이고, T_{8x} 처리시에는 각각 $36\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 과 $13\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 으로서 S-L방향의 파괴인성 값은 L-T방향의 파괴인성 값의 35~60% 정도라고 하였다.

본 연구에서도 S-L방향으로의 K_{II} 측정결과 가공열처리한 시료 C와 D는 각각 $16.7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 과 $16.3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 로 가공열처리 하지 않은 시료 A와 B의 $20.2\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $19.8\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 보다 낮게 나타났다.

2. 2단시효처리와 가공열처리에 의한 S'상의 석출특성

Nicholls와 Martin¹³⁾은 가공하지 않고 170°C에서 100시간 시효처리한 8090 Al-Li계 합금에서의 S'상은 결정립내에는 석출장소가 없으므로 결정립계와 아결정립계에서 밀집되어 석출한다고 하였으며, 24시간 예비시효한 다음 170°C에서 48시간 최종시효처리를 하면 Li과 강하게 결합되었던 공공이 합체되어 S'상이 입내에서도 석출하지만 그 크기는 가공하지 않은 경우나 가공한 경우에서의 S'상보다 작다고 하였다.

본 연구에서는 용체화처리후 170°C에서 32시간 인공시효한 경우와 95°C에서 5일간 예비시효한 다음 170°C에서 32시간 최종시효하는 A와 B 시료에 대한 투과전자현미경 관찰에서는 S'상은 저밀도로 불균일하게 석출되었으나, 가공후 시효처리한 시료 C와 D에서는 S'상이 기지내에 조밀하게 석출하였으며, 특히 가공후 2단시효처리한 시료 D에서는 석출분포가 시료 C보다 균일하였다. 이와같은 조직에 의해 가공후 2단시효처리에 의하여 파괴인성은 같고 항복강도는 약간 증가되었다.

기지내의 S'상의 석출은 가공에 의하여 도입된 전위가 입내에 균일하게 분포됨으로써 S'상의 핵생성 장소가 되고¹²⁾, 또한 이 전위들이 Cu와 Mg의 확산 통로가 되어서 S'상의 성장을 촉진시켰기 때문²²⁾이라고 하였다.

가공후 2단시효처리를 한 시료 D는 시료 C보다 S'상이 더욱 균일하게 분포하였으나, 석출상의 크기는 시료 C와 비슷하였다. 이러한 이유는 가공에 의한 전위와 예비시효처리에 의한 공공의 합체로 입내에서의 S'상의 핵생성 장소가 보다 조밀해 지고, 전위를 따라서 Cu와 Mg가 확산되어 S'상이 성장하였기 때문으로 생각된다. 그러나 가공열처리후 2단시효처리 방법은 가공열처리만 한 T_6 재보다 기계적 성질이 크게 개선되지 않은 반면에 제조공정이 복잡하여 실제 조업에 적용시키기는 어렵다고 생각된다.

V. 결 론

2단시효처리와 가공열처리 및 가공과 2단시효처리를 병행한 8090 Al-Li계 합금에 대한 기계적 성질 측정, 투과전자현미경 및 주사전자현미경 관찰을 실시하여 석출상의 크기 및 분포와 기계적 성질과의 상호관계를 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 시효전 가공에 의하여 S'상은 입내에 균일하게 분포하였고, 가공후 2단시효처리하였을 때에 그 분포가 가장 균일하였으나, S'상의 크기는 가공후 최종시효처리한 경우와 비슷하였다. 그리고 δ' 상의 크기 및 분포는 2단시효처리 및 시효전 가공에 의하여 크게 변화되지 않았다.

2) T₆처리재에 비하여 가공열처리재는 강도는 개선되었으나 신율은 저하되었으며, 2단시효처리한 경우에는 강도와 신율의 변화가 거의 없었다. 또한 가공과 2단시효처리를 병행한 경우에도 가공열처리와 비슷한 효과를 나타내었다. 가공열처리에 의한 강도의 증가는 고밀도로 석출된 S'상에 기인한다.

3) 가공열처리에 의하여 파괴인성은 T₆재보다 오히려 감소하였다.

참 고 문 헌

- M. Furukawa, Y. Miura and M. Nemoto : 日本金屬學會報, 23(1984)172
- E. A. Starke, Jr., T. H. Sanders, Jr. and I. G. Palmer : J. Metals, 8(1981)24
- B. Noble, S. J. Harris and K. Dinsdahl : Metall. Sci., 16(1982)425
- K. K. Sankaran, J. E. Oneal and S. M. L. Sastry : Metall. Trans., 14A(1983)2174
- B. Noble, S. J. Harris and K. Dinsdale : J. Mater. Sci., 17(1982)461
- S. F. Baumann and D. B. Williams : Aluminium Lithium alloys II, Ed. by E. A. Starke, Jr. and T. H. Sanders, Jr., TMS AIME (1984)17
- B. Noble and G. E. Thompson : J. Mater. Sci., 5 (1971)114
- W. S. Miller, A. J. Cornish, A. P. Titchener and D. A. Bennett : Aluminium Lithium alloys II, Ed. by E. A. Starke, Jr. and T. H. Sanders, Jr., TMS AIME (1984)335
- A. M. Rosenstein : J. Metals, (1982)121
- J. C. Huang and A. J. Ardell : 4th International Aluminium Lithium Conference, Ed. by G. Champier, B. Dubost, D. Miannay and L. Sabetay, Paris(1987)373
- K. D. Woo, J. S. Crompton and J. W. Martin : J. Mater. Sci., 28(1993)3398
- H. M. Flower and P. J. Gregson : Mater. Sci. Tech., 3(1987)81
- D. J. Nicholls and J. W. Martin : J. Mater. Sci., 26(1991)552
- P. J. Gregson and H. M. Flower : Acta Metall., 33(1985)527
- K. T. V. Rao and R. O. Ritchie : Mater. Sci. Tech., 5(1989)882
- N. J. Owen, D. J. Field and E. P. Butler : Mater. Sci. Tech., 2(1986)1217
- A. K. Mukhopadhyay, C. N. J. Tite, H. M. Flower, P. J. Gregson and F. Sale : 4th International Aluminium Lithium Conference, Ed. by G. Champier, B. Dubost, D. Miannay and L. Sabetay, Paris(1987) C3-439
- J. M. Papazian, C. Sigli and J. M. Sanchez : Scr. Metall., 20(1986)201
- E. S. Balmuth : Scr. Metall., 18(1984)301.
- S. Suresh, A. K. Vassudevan, M. Tosten and P. D. Howell : Acta Metall., 35(1987)25
- S. Abis, E. Evangelista, P. Mengucci and G. Riontino : 4th International Aluminium Lithium Conference, Ed. by G. Champier, B. Dubost, D. Miannay and L. Sabetay, Paris(1987)447
- V. Radmilovic, G. Thomas, G. S. Shift and E. A. Starke, Jr. : Scr. Metall., 23(1989)1141