

고강도 및 파괴인성을 갖는 Al-Li-Cu 합금 개발

김송희* · 윤여범* · 황영화** · 최창우** · 홍준표** · 이용조***

강원대학교 재료공학과*
연세대학교 금속공학과**
국방과학연구소***

Development of High Strength and High Fracture Toughness of Al-Li-Cu alloy

S.H. Kim*, Y.B. Yun*, Y.H. Hwang**, C.W. Choi**, C.P. Hong**, E.J. Lee***

*Dept. of Materials Engineering, Kangwon National University, Chuncheon 200-701**

*Dept. of Metallurgical Engineering, Yonsei University, Seoul 120-749***

*Agency for Defense Development, Daejeon****

초 록 : 용해와 주조, 압출과 열처리 기술의 개선으로 고강도, 고파괴인성의 Al-Li-Cu 합금(2090 Al합금)을 제조하였다. 또한 준 산업용 규모(20kg)의 잉고트 제조공정을 확립하기 위해서 (1) 분위기 조절, 진공탈가스와 교반식 탈가스, 슬래그 제거를 행함으로써 잉고트의 용해 및 주조기술 개선 (2) 기계적 성질들에 미치는 열처리 영향 (3) 인장시험, 파괴인성 시험(K_{IC}) 및 피로균열 전파시험에 의한 기계적 특성에 관하여 조사하였다. 높은 기계적 성질들은 건전한 잉고트와 매우 밀접한 관계를 갖고 있으며 최종 제품의 인장강도는 최대시효 조건에서 534MPa부터 566MPa이었고 연신율은 9%에서 11.9% 정도였다. C-T 시편을 이용한 파괴인성 시험 결과 최대시효 조건에서 평면변형 파괴인성(K_{IC}) 값은 39MPa \sqrt{m} 였고 미시효 조건에서는 23MPa \sqrt{m} 였다. 또한 0.1, 0.3, 0.5의 하중비에서 피로균열 전파시험을 행하였을때 임계응력 확대계수(ΔK_{th})는 각각 6.0, 5.3, 4.3MPa \sqrt{m} 이었다.

Abstract : High strength and fracture toughness of Al-Li-Cu alloy(2090 Al alloy) have been achieved by the improvement of melting and casting, extrusion and heat treatment techniques. To establish the successful process for semi-industrial scale ingot(20Kg) the following areas have been investigated: (1) Improvement of melting and casting techniques for ingot by introducing atmospheric modifications, vacuum and rotary degassing, and deslagging. (2) The effect of heat treatment on mechanical properties (3) Mechanical characterization by tensile test, fracture toughness test and fatigue crack propagation test. High mechanical properties were found to be intimately related with ingot soundness. Tensile strength of final products varied from 534MPa to 566MPa in peak aged condition while elongation/ductility ranged from 9.0% to 11.9%. From the fracture toughness test with using compact tensile specimen, plane strain fracture toughness(K_{IC}) appeared to be 39MPa \sqrt{m} in peak aged condition and 23MPa \sqrt{m} in underaged condition. When load ratios of 0.1, 0.3 and 0.5 were given ΔK_{th} was 6.0MPa \sqrt{m} , 5.3MPa \sqrt{m} and 4.3MPa \sqrt{m} respectively.

1. 서 론

항공기, 자동차 및 방위산업 등에서 고성능을 만족하기 위해서는 경량이면서도 높은 기계적 성질을 만족하는 경량, 고강도 소재의 개발이 절실하게 요구되고 있다. 현재 항공기 구조용 재료로는 주로 Al-Cu(2000계열) 합금과 Al-Zn-Mg-Cu(7000계열) 합금이 사용되

고 있으며, 이들 합금보다 경량의 합금으로써 알루미늄에 리튬을 첨가한 Al-Li 합금이 새로이 주목받고 있다.

Al-Li 합금의 개발 역사는 1920년대 독일의 Al-Zn-Cu-Li계의 Seleron 합금의 개발로 거슬러 올라가나, 낮은 인성, 연성 문제로 거의 상용화 되지 못했다^{1~3)}. 1960년대 Alcoa에 의해 개발된 2020(Al-Cu-Li-Cd)계 합금이 잠

시 상용화 되었지만, 1970년대 에너지 위기가 본격적인 Al-Li계 합금의 개발을 촉진시켰다. 낮은 연성과 파괴인성을 증가시키기 위한 새로운 조성의 합금의 개발이 이루어져 국부변형을 억제하고 균일한 slip을 촉진시키는 Al-Li-Mg계, 분산강화 system을 도입한 Al-Li-Mn계, θ' 와 δ' 계의 동시석출을 이용하는 Al-Li-Cu계 등이 개발되어 Al-Li-Cu계의 경우 2090, 8090 등의 상품명으로 생산되어 항공기의 중량 감소를 위한 소재로 실제에 응용되고 있다^{4~5)}.

한편 국내에서는 Al-Li 합금의 제조상의 어려움으로 인하여 국내 생산이 되고 있지 않기 때문에, 단지 외국에서 시료를 구입하거나 실험실 규모로 시료를 자체 제조하여 일부 학교와 연구소에서 부분적으로 연구되어 왔다. 그러나 본 연구에서는 Al-Li 제조법에 관한 연구를 수행하여 20kg급 잉고트를 생산할 수 있는 진공 분위기 용해 및 주조 설비를 자체 설계, 제작하여 매우 건전한 잉고트를 생산할 수 있는 제조법을 개발하였다.

그러나 대규모 잉고트 용해시 심한 편석현상, 결정립의 조대화 및 잉고트 내의 동공(cavity)의 조대화로 인하여 항공기 구조재료의 규격을 만족할 수 있는 소재 생산에 어려움이 많다. 특히 인장강도, 연신율, 파괴인성 및 피로성질이 대단히 중요하며^{8~9)}, 이들 기계적 특성에 영향을 미치는 요소로는 잉고트의 용고 조건 및 화학 조성과 균질화처리, 용체화 및 시효조건 등을 들 수 있다^{10~11)}.

따라서 본 연구의 목적은 편석을 줄이고 미세한 결정립 및 기공을 최소화한 준 산업용 규모(20kg급)의 Al-Li-Cu 합금의 잉고트 제조 공정을 확립하고 이를 이용하여 가공 및 열처리를 행하여 고강도, 고파괴인성 및 고피로저항을 갖는 Al-Li-Cu 합금을 제조함에 있다. 제조된 합금의 개재물, 석출상태, 불순물의 편석 등의 미세조직을 전자현미경(TEM 및 SEM)을 이용하여 분석함으로써 인장성질, 파괴인성(K_{IC}), 피로균열 전파거동과의 관계를 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 진공분위기 용해로 시스템

Al-Li 합금의 잉고트를 중형화하기 위해서

는 20kg급 잉고트를 용해, 주조할 수 있는 진공분위기 용해로를 이용하였다(Fig. 1). 진공 용기는 1×10^{-3} torr까지 진공을 유지할 수 있으며, 용해의 열원으로 10kW 용량의 Kanthal AF를 사용하였으며, 주입 시에는 용해로 전체를 기울여 mold box내의 금형으로 용탕이 유입되게 하였다. 주입 시의 비금속 개재물의 유입을 막기 위하여 알미늄 필터를 주입컵과 주입관에 설치하였다. 활성이 강한 Li 원소의 첨가를 위하여 직경 120mm의 gate valve를 설치하였으며, 진공 및 Ar 가스 분위기를 유지하면서 첨가되도록 하여 Li의 산화를 최대한 억제하였다.

용탕의 교반효과와 용탕 중의 잔류가스를 부상시키기 위하여 rotary degasser를 사용하였다. 45mm \times ϕ 65mm의 커다란 graphite degasser를 이용하여 degasser가 용탕 밑부분까지 잠기도록 하여, 교반 및 Ar bubbling 효과가 극대화 되도록 하였다.

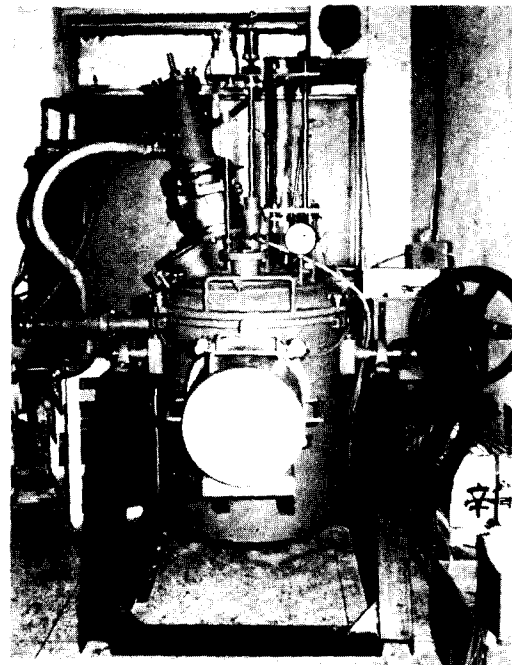


Fig. 1. Photograph of a melting and casting system under a vacuum and inert gas atmosphere

2.2 용해 및 주조조건

Fig. 2에 본 합금의 용해 및 주조과정의 순서를 나타내었다. 용해 재료용 잉고트로는 99.98%Al과 Al-5wt%Cu, Al-5wt%Zr, pure Mg를 사용하였으며, 표면 불순물을 제거하기 위하여 NaOH용액으로 세척하였다. 용해용 도가니는 clay bonded graphite 도가니를 사용하였다. 용해용 도가니는 장입재료의 투입관에 600~700°C로 예열하여 도가니 및 노 내의 수분을 완전히 제거한 후 Al과 Al-Cu, Al-Zr을 함께 장입하였다.

장입 재료가 완전히 용해된 후에는 slag를 제거하여 용탕 표면을 깨끗이 한 다음에 진공 분위기에서 수분간 유지하여 용탕 중에 잔류하던 가스들이 부상하도록 하였다. 다시 rotary degasser를 사용하여 용탕 속으로 Ar gas bubbling을 실시함으로써 용탕 중의 gas와 비금속개재물이 부상분리 되도록 하였다. 아울러 bubbling에 의한 용탕의 교반효과에 의해서 합금성분이 균일한 조성이 되도록 하였으며, 이때 rotary degasser는 용탕의 교반효

과를 높이기 위하여 회전시켜 주었다.

한편 노내의 진공도는 10^{-2} torr 정도로 유지하였다. Li첨가를 위해서는 용탕온도가 750~780°C가 되도록 한 후에 phosphorizer에 Li를 장착하여 용탕 속으로 투입시켰다. Li은 알코올로 세척하여 표면에 묻은 불순물을 제거한 후 Al foil에 포장하여 진공 chamber에 보관하였다. Li은 약 150g 정도로 나누어 3회에 걸쳐 투입하였으며, 마지막 투입시에 Mg를 함께 장입하였다. 합금 첨가실의 공기제거를 위하여 첨가실을 진공 상태를 유지하였고 경우에 따라 Ar 가스 분위기로 유지하였다. 또한 노 본체의 분위기도 진공 또는 Ar gas 분위기로 유지하여 Li의 산화를 방지하였다. Li의 투입이 끝나면 바로 진공 탈가스와 Ar 가스 bubbling을 실시하였다.

mold내로 용탕을 주입하기 위해서 진공 분위기 또는 Ar gas 260mmHg 분위기에서 주입온도를 715~725°C로 맞춘 후 slag 유입방지판으로 용탕표면의 dross 및 slag를 도가니 한 쪽 면에 고정시키고 천천히 주입하였다.

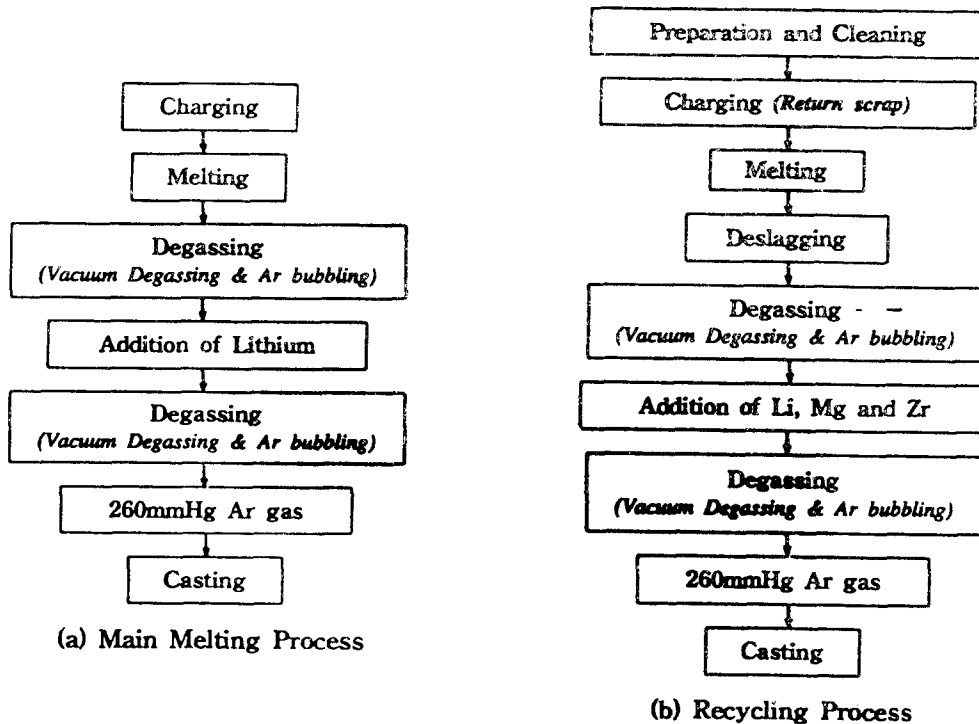


Fig. 2. Schematic diagram of the melting process

주조된 잉고트를 표면 절삭한 후 390~400°C로 가열하여 die 온도 420°C, container 온도 440°C에서 압출하였다. 압출은 12mm t×100mm w와 30mm t×120mm w의 두 종류로 하였으며, 12mm t×100mm w 판재는 인장시험에 사용하였고 30mm t×120mm w 판재는 파괴인성 시험에 사용하였다.

2.3 기계적 성질 시험

본 연구에서 제조한 준 산업용 잉고트를 이용하여 압출 가공한 후 540°C에서 용체화 처리 후 시효처리를 160°C에서 60시간 행한 최대시효 조건에서 강도 및 연신을 평가를 위하여 인장시험을 행하였으며 이때 게이지 길이가 25mm이고 두께가 4mm인 판상시편을 사용하였으며 인장변위 속도는 0.05mm/sec로 행하였다. 또한 파괴인성 측정을 위하여 ASTM E-399에 의거 두께 25mm인 C-T 시험편을 L-T 및 T-L 방향으로 가공하여 평면 변형 파괴인성 시험(K_{Ic})을 행하였으며 시험 결과를 검토한 결과 평면 변형 파괴인성 시험(K_{Ic})을 만족시켰다. 인장시험과 파괴인성 시험(K_{Ic})은 최대시효 조건 뿐만 아니라 160°C에서 20시간 시효처리한 미시효 조건에 대하여도 행하여 비교, 검토하였다. 내피로성질을 평가하기 위하여 인장시험과 파괴인성이 우수했던 최대시효 조건에 대하여 피로균열 전파 시험을 행하였으며 MTS를 이용하여 대기중에서 주파수 20Hz로 하중을 가하였다. ASTM E-647과 Near threshold 영역의 피로 균열 전파를 위하여서는 Bucci¹²⁾의 제안을 참고하였다. 응력비에 따른 피로균열 전파 거동을 살펴보기 위하여 응력비 0.1, 0.3, 0.5에서 각각 시험하여 비교하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 용해 및 주조결과

잉고트의 목표조성은 모두 Al-2.9wt%Cu-2.0wt%Li-0.15wt%Mg-0.12wt%Zr로 하였으며 분석결과를 Table 1에 나타내었다. 성분분석 결과, 목표조성과 잘 일치하였다. Li의 회수율은 90% 이상으로 나타났는데 이것은 Li의 첨가시 gate valve의 사용에 의해서 대기와의 접촉을 효과적으로 방지하여 Li의 산화 손실이 최대한 억제되었기 때문인 것으로 판

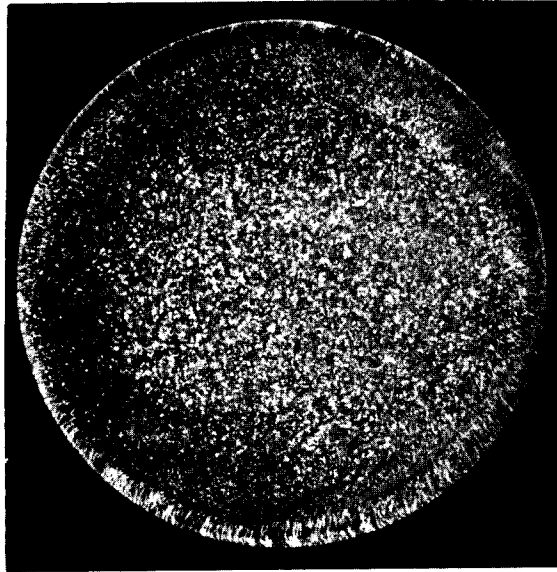


Fig. 3. Low magnification micrograph of the as-cast ingot

단된다. Fig. 3은 주조상태의 잉고트에서 하단 부위를 절단하여 마크로 조직을 관찰한 것이다. 잉고트의 표면주위에는 금형의 급냉효과에 의해서 chill 조직과 주상정 조직이 나타났으며 잉고트 내부에는 등축의 미세한 결정립이 대부분을 차지하고 있었다. 잉고트 주변부와 중심부 3곳의 면적(5mm×5mm)내의 결정립 수를 세어 단위면적당 평균결정립수를 구한 후 결정립 크기를 구한 결과 중심부는 1350 μ m-1400 μ m이고 주변부는 1300-1350 μ m로 전체적으로 주조조직이 미세한 것으로 나타났다. 따라서 잉고트 전체적으로는 주조조직이 미세한 것을 볼 수 있었다.

잉고트의 균질화는 530°C에서 120시간 실시하였으며, 이때에 잉고트 내의 덴드라이트 조직이 완전히 재결정을 일으켜 조대한 결정립들로 변화되며 따라서 주조상태에서 보인던 Al-Cu의 공정화합물이 확산, 소멸하여 조직이 완전히 균질화 되게 하였다. 균질화 후에 압출을 위해 직경 150mm ϕ 로 표면을 절삭 가공하였으며, 주조 시에 보이던 blow hole 등의 결함이 완전히 제거되었으며 따라서 이들 결함들은 표면에 국한되어 있으며, 잉고트의 주조가 양호한 것으로 판단되었다. 특히 주조나 용해시 흔히 만들어지는 Cu나 Fe를 포함하는 제2상은 변형시 void 생성을 유발시켜 파괴를

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

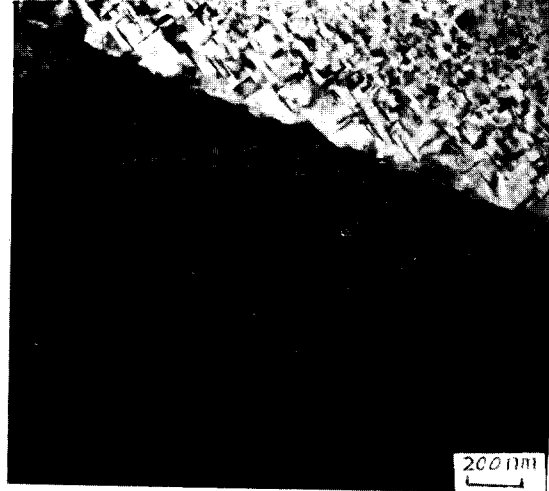
2090합금		Cu	Li	Zr	Mg	Fe	Si
목표조성		2.9	2.0	0.12	0.15	<0.12	<0.12
분석결과	R1	2.86	1.81	0.11	0.10	0.06	0.06
	R2	2.80	1.80	0.10	0.10	0.06	0.06

촉진시킴으로써¹³⁾ 생성을 억제시키는 것이 대단히 중요한데 본 연구에서 제조된 Al-Li-Cu 합금에서는 거의 생성이 되지 않았다. 그 이유는 제2상은 대부분 Al-Cu의 공정화합물로서 균질화처리에 의해 대부분의 Al-Cu 공정화합물이 확산 소멸하여 균질화 되었기 때문에 생성되지 않았다. 또한 void나 cavity가 생성되지 않은 이유는 Alcoa 622 rotary gas injector법을 이용한 탈가스 처리와 세라믹 필터를 사용함으로써 알칼리와 수소 및 개재물 제거가 효과적으로 이루어 졌기 때문이다.

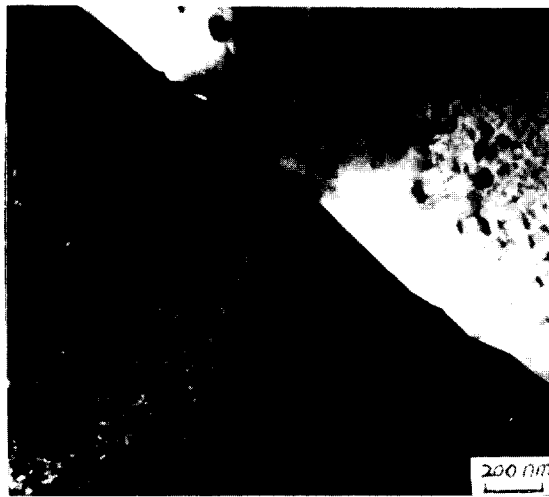
3.2 인장, 평면변형 파괴인성(K_{IC}) 및 피로균열 전파 저항성

진공분위기 용해로에서의 용해, 주조조건과 압출판재의 기계적 특성 평가를 위하여 540 °C에서 1시간 15분 용체화처리 후 160°C에서 20시간 시효(미시효) 및 60시간 시효(최대시효)를 행하였다. 이러한 미시효 조건과 최대시효 조건의 인장시험 결과를 Table 2에 나타내었다. 최대시효의 경우 약 550MPa 정도의 높은 인장강도와 10% 정도의 연신율을 나타냈으며 이는 8090 합금이나 2090 합금의 강도보다 높은 값이다¹⁴⁾. 미시효의 경우는 5% 전후의 낮은 연신율을 보였다.

이는 투과전자현미경을 통하여 관찰한 바에 의하면 최대시효의 경우(Fig. 4a) 기지조직내에 δ' 및 θ'상이 미세하게 석출되어 있으며 입내 및 주로 아결정 입계 주위에 T₁상이 많이 석출되어 이러한 상들이 강도향상에 기여한 것으로 사료된다. 한편 Fig. 4b에서 보는 바와 같이 미시효 조건에서는 δ' 및 θ'의 석출이 입내에 석출되어 있으나 T₁상이 전혀 석출되지 못하여 상대적으로 낮은 강도를 나타내었으며 본 연구에서는 미시효 조건에서 입계주위에 무석출대(PFZ)가 잘 발달한 것은 특이할 만한 사실이나 이에 관한 자세한 이론적 규명은 다음으로 미루었다(Fig. 4 참조). 인장 시 변형이 무석출대에 집중되어 많은 변



a



b

Fig. 4. TEM photographs of a Al-Li-Cu alloy:

(a) Peak aged(60hrs aging time at 160°C)

(b) Under aged(20hrs aging time at 160°C)

형을 일으키지 못하고 파단되어 미시효 조건에서 연신율도 낮았다고 사료되었다.

이 두가지 열처리에 대한 평면변형(K_{IC}) 파괴인성 시험을 행한 결과는 Table 2와 같다. 최대시효에서 높은 강도와 연신율로부터 39MPa√m

Table 2. Tensile properties and plane strain fracture toughness of Al-Li-Cu alloy

Aging time (hrs)	UTS (MPa)	elongation (%)	fracture toughness (MPa \sqrt{m})
20	468	5.5	23
	452	5.1	
	470	4.8	
60	550	11.9	39
	566	10.8	
	534	11.4	

이라는 높은 파괴인성을 나타내었으며 이 값은 대표적인 항공기 소재인 7075 합금에 요구되는 27.5MPa \sqrt{m} 보다도¹²⁾ 훨씬 높은 값이다. 이는 δ' , θ' , T_1 , 석출물의 고른 분포에 의한 강도 향상과 Fig. 5에 보듯이 수 많은 작은 Dimple로 대표되는 연성파괴에 기인하였다. 미시효에서는 파괴인성 값이 23MPa \sqrt{m} 로 최대시효 조건보다 낮았다. 주사전자현미경을 이용한 파면조사에서(Fig. 5) 알 수 있듯이 최대 시효조건의 경우는(Fig. 5a) 전형적인 파면형태는 주로 연성 dimple 파괴 양

상을 나타내며 취성 파면이 극히 일부 관찰되기도 한다. 따라서 Fig. 6a에 취성파괴를 보이는 곳을 selected area EDX로 분석한 결과를 Fig. 6b에 나타 내었으며 준정량분석을 행한 결과 Al : Cu의 중량비가 63 : 37 내지 76 : 24로 Cu의 함량이 대단히 높게 나타났다. 이로 미루어 볼때 $T_1(Al_2CuLi)$ 이나 $\theta'(Al_2Cu)$ 상의 석출과 관련된 입계파괴이며 Fe가 전혀 검출되지 않은 것으로 미루어 제2상 입자와는 무관한 파괴이다. 한편 연성인 섬유상 파괴를 보이는 곳은 입내파괴가 발생한 지역이다. 전자현미경과 EDX 분석을 통하여 알 수 있는 바와 같이 제 2상 입자는 진공분위기 조절용해 및 주조 기술 확립으로 인하여 거의 생기지 않았고 이로 인하여 우수한 파괴인성을 얻었다. 미시효 조건(Fig. 5b)에서는 3 내지 5 μm 정도의 결정학적인 파괴(faceted fracture)가 Dimple과 아울러 관찰되는데 이는 투과전자현미경에서 관찰된 바와 같이 아 결정 입계 주위에 나타난 무석출대에 변형이 집중되어 파괴를 일으킴으로 낮은 연신율을 나타내었음을 재확인 시켜주었다. 미시효 조

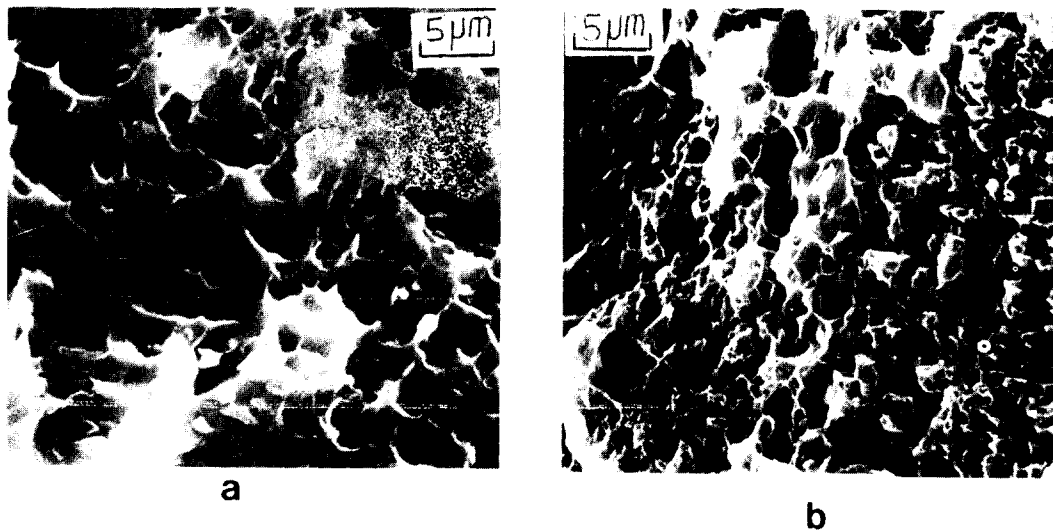
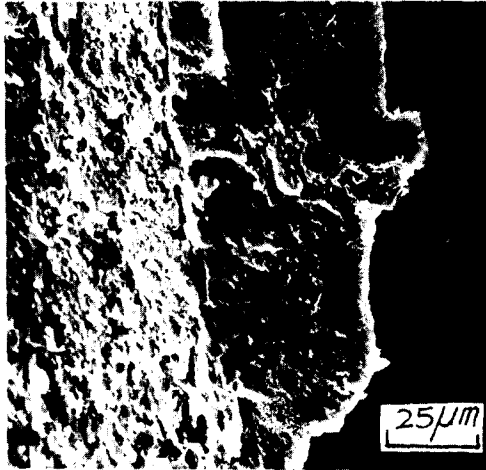
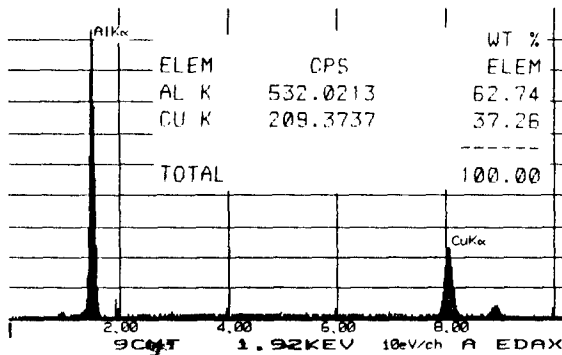


Fig. 5. Fractographs of C-T specimens for fracture toughness tests, (a) Peak aged(60hrs aging at 160°C) (b) Under aged(20hrs aging at 160°C)



a



b

Fig. 6. (a) Fractograph of a Al-Li-Cu alloy showing typical ductile dimple fracture and a little bit of brittle fracture
(b) Selected area EDX analysis of brittle fracture surface

건에서는 미세한 δ' 와 θ' 상이 입내에 석출되었으나 T_1 상은 아직 석출되지 않은 상태이다 (Fig. 4b 참조). 따라서 최대시효 보다 강도가 낮으며 아결정 입계 부근을 따라 δ' 이 석출되지 않은 무석출대가 형성되었으며 이로 인하여 변형이 무석출대를 따라 집중되므로 최대시효조건에 비하여 낮은 파괴인성을 나타내었다고 사료된다.

피로균열 전파 시험 결과는 Fig. 7에 나타

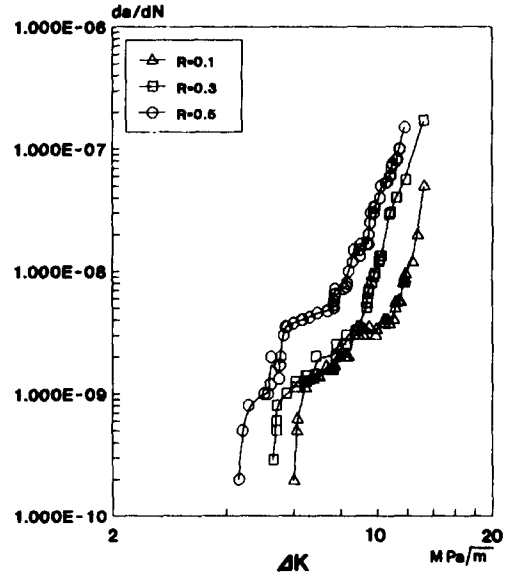


Fig. 7. Data of fatigue crack propagation rate versus ΔK in a Al-Li-Cu alloy when load ratio ranges are 0.1, 0.3 and 0.5

내었다. 피로균열 전파 저항성도 비교적 우수하여 응력비 0.1이 가해졌을때 ΔK_{th} 가 6.1MPa \sqrt{m} 였고, 0.3, 0.5였을때 각각 5.3MPa \sqrt{m} , 4.3MPa \sqrt{m} 이었다. 하중비 증가에 따른 ΔK_{eff} 의 증가로 높은 하중비가 가해졌을때 피로균열 전파 속도가 높게 나타났다. 하중비가 변함에 따른 피로균열 성장속도에 대해서 Forman과 동료연구자들은¹⁵⁾ 다음과 같은 식을 제안하였다.

$$da/dN = C(\Delta K)^m / (1-R)K_C - \Delta K \quad (1)$$

여기서 파괴인성 K_C 를 정의할 때는 신중한 고려가 필요하다. 따라서 보다 더 일반적인 방법으로 낮은 ΔK 영역에서도 균열성장속도 예측이 가능한 식을 Sperr¹⁵⁾가 ΔK_{th} 를 고려하여 다음과 같이 제안하였다.

$$da/dN = C(\Delta K - \Delta K_{th})^m / (1-R)K_C - \Delta K \quad (2)$$

한편 하중비에 따라서 ΔK_{th} 가 변함을 Klesnil과 Lucas¹⁷⁾가 제안하였으며 그 식은 다음과 같다.

$$\Delta K_{th(0)} = \Delta K_{th(R)} / (1-R)^f \quad (3)$$

윗식들에 사용된 m 과 r 는 실험적으로 얻어지는 지수이며 재료와 실험온도에 따라서 결정되며 $\Delta K_{th(0)}$ 은 하중비가 0일때의 ΔK_{th} 이며 $\Delta K_{th(R)}$ 은 하중비가 R 일때의 ΔK_{th} 이다. 이 식으로부터 ΔK_{th} 는 응력비가 증가함에 따라서 감소함을 알 수 있다. 사용된 Al-Li-Cu 합금에서도 거칠기 유발, 산화물 유발, 잔류응력 등에 의하여 생기는 균열단합 현상이 유효응력확대계수에 영향을 주어 하중비 값이 증가할수록 균열성장속도가 증가하였고 $\Delta K_{th(R)}$ 값이 감소하였으며 이는 본 실험 결과가 앞에 소개한 식들과 잘 일치함을 나타낸다.

4. 결 론

준산업용 Al-Li-Cu 합금 개발을 위한 특수 진공분위기로를 제작하여 용해 및 주조하여 열처리를 행한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

1) Gate valve를 이용하여 Li를 첨가한 결과 회수율이 90% 이상으로 Li의 산화를 방지할 수 있었다.

2) 조직내의 개재물 분석 결과 Al의 산화물이 거의 발견되지 않았고 이것은 진공 및 rotary식 탈가스기를 이용한 아르곤 가스에 의한 탈가스가 효과적인 것으로 판단된다.

3) 인장시험 결과 160°C에서 60시간 시효함으로써(최대시효조건) 인장강도가 550MPa, 연신율 약 11%를 얻을 수 있었으며 무석출대가 거의 없고 δ' , θ' , T_1 상의 석출이 균일하여 석출물이 강도 증가에 크게 기여 하였다.

4) 25mm 압출판재를 이용하여 평면변형 파괴인성 시험(K_{IC}) 결과 $39\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 이었다. 이는 ASM이 제안하는 항공용 소재인 7075 합금이나 2024 합금에서 요구되는 기계적 성질을 능가하였다.

5) 피로균열 전파시험을 응력비 0.1, 0.3, 0.5에서 행한 결과 ΔK_{th} 가 각각 $6.0\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $5.3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $4.3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 이었다.

후 기

본 연구는 91년 교육부 학술진흥 재단의 연구비로 행하여 졌으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. D.P. Hill and D.N. Williams: Aluminum-Lithium II, E.A. Starke Jr., and T.H. Sanders Jr., eds., AIME, 201 (1983)
2. A. Gysler, R. Crooks and E.A. Starke Jr.: Aluminum-Lithium Alloy I, T.H. Sanders Jr. and E.A. Starke Jr., eds., AIME, 69 (1981)
3. H.J. McQueen, Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, AIME, pp.1-24 (1979)
4. J. Lindigkeit, Metall. Trans. A, 12A, p1623(1981)
5. E.J. Lavernia and N.J. Grant: T. Met. Sci., 22, 1521(1987)
6. 윤길수, 정호철, 이종수, 박찬경 : 1992재료강도 심포지엄 학술대회 논문집 53 서울대학교 (1992)
7. 손기선, 이성학, 김낙준, 이종건, 대한금속학회지 논문집. 30, 417 (1992)
8. T.S. Srivatsan, E.J. Coyne Jr., and E.A. Starke Jr.: J. Met. Sci, 21, 1553 (1986)
9. A.J. Ecevely Jr., J.B. Clark and A.P. Bond: Trans. AIME. ASM., 60, 661 (1967)
10. N.V. Hyatt, W.E. Quist and J.T. Quinlivan: Metal prog. 56 (1977)
11. E. Di Russo, M. Conserva, R. Gatto and H. Markus: Metal. Trans. 4A, 1133 (1973)
12. R.J. Bucci, ASTM STP 738, ASTM 5-28 (1981)
13. Ref. E.P. Buttler, N.J. Owen and D.J. Field, J. Mater. Sci., 25 531 (1990)
14. Metal Handbook 9th edition Vol. 2, American Society for Metals, 63-139 (1979)
15. R.G. Forman, V.E. Kearney, and R.M. Eagle: J. Basic Engng. Trans, ASME, Series D, Vol. 89 459 (1967)
16. W.R. Sperr: Fracture, D.M.R. Taplin ed., Vol. 28, Pergamon Press, 1049 (1977)
17. M. Klesnil and P. Lucas: Mater. Sci. Engng., 9 231 (1971)