

〈 論 文 〉

Al-Cu-Li-X(In, Be) 합금의 기계적 성질에 미치는 저용점상의 영향

이 종 수 · 이 승 호* · 김 석 원 · 우 기 도

전북대학교 금속공학과

* 대한중석 중앙기술연구소 소재개발실

The Effect of Low Melting Point Phase on Mechanical Properties
of Al-Cu-Li-X(In, Be) Alloys

J. S. Lee, S. H. Lee*, S. W. Kim, K. D. Woo

Depart. of Metallurgical Eng., Chunbuk National Univ., Chonju 560-756

* Korea Tungsten Mining Co., LTD, Div. of Engineering Materials, Taegu 700-380

ABSTRACT

The purpose of this study was to examine the effects of low melting point phase(LMPP) on mechanical properties in the Al-Cu-Li-X(In, Be) alloys. This study was performed by the differential scanning calorimetry(DSC), the transmission electron microscope(TEM), hardness test, tensile test and notch tensile test.

The shape of LMPP in the specimens homogenized at 570℃ was film type due to remelting at grain boundary during homogenization. Low melting point phases had no effects on mechanical properties in the aging treated materials, because the density of LMPPs was low. Mechanical properties of the aging treated materials were affected by the density of matrix precipitation phases and grain sizes. For the In or In, Be added Al-Cu-Li alloys, the optimum solution treatment temperature was 550℃. The strength of Al-Cu-Li-In-Be T₆ treated alloy was higher than that of 2090-T₃ alloy.

1. 서 론

Al-Li계 합금은 고비강도, 고비탄성율을 갖는 신소재로서 항공기, 자동차, 선박, 차량, 미사일 등 경량화가 필요한 각종 재료에 널리 사용될 것으로 기대된다. 그러나 Al-Li 합금은 연성 및 파괴인성이 낮아 이들 단점에 대한 집중적인 연구가 진행되어 크게 개선되었으며¹⁾ 그 결과 Al-Cu-Li(2090) 및 Al-Li-Cu-Mg(2091, 8090, 8091) 합금계가 실용화 단계에 있다. 그러나 아직도 이들 합금에는 개량할 점이 많이 있으며 이들에 대한 연구가 계속되고 있다.

Bourgasser 등²⁾에 의하면 Al-Li-Cu-Mg 합금은 용체화처리 동안 비평형공정상의 용융 때문에 켈칭시 균열이 형성되어 최종시효처리재의 입계파괴를 촉진시킨다고 하였다. 이처럼 용체화 처리 온도가 부적절할 때는 최종시효처리는 관계없이 연신율이 현저히 저하되었다. 2090합금에 In을 첨가한 합금과 In과 Be을 복합 첨가한 합금의 실용화를 위해서 저용점상의 재용용을 일으키지 않는 최적용체화 처리 온도를 결정할 필요가 있다.

특히 상용 Al합금의 용체화 처리 조건은 많은 연구 결과에 의하여 설정되어 있으나 Al-Li계 합금의 경우 용체화 처리 조건의 변화에 의한 저용점상들의 재고용에 의한 기계적 성질에 미치는 영향에 관한 연구는 많지 않다. 따라서 본 연구의 목적은 Al-Cu-Li 합금에 In 단독첨가 및 In, Be의 복합첨가시 용체화 처리 온도의 변화에 따른 저용점상의 재고용을 조사하고 이들 저용점상이 기계적 성질에 미치는 영향과 최종 제품의 성질에 미치는 영향을 조사하는 데 있다.

2. 실험방법

본 실험에서 사용된 시료합금은 고순도의 Al(99.99%), Li(99.9%) 및 In(99.9%)과 Al-40wt.%Cu, Al-5wt.%Zr 및 Al-2.5wt.%Be의 모합금을 이용하여 아르곤가스 분위기하의 고주파 진공용도로에서 용해 주조하였으며 주조된 각 시료합금의 조성은 Table 1과 같다.

압출용 주괴는 표면질삭가공후 균질화 처리를 520℃, 550℃ 및 570℃의 염욕에서 24시간 균질화 처리시킨 후 공랭하여 조직을 관찰한 결과 550℃가 적당하였다. 따라서 모든 시편은 아르곤 분위기의 진공열처리로에서 550℃에서 24시간 동안 유지한 후 공랭하여 균질화 처리한 후 주괴를 51'×120^{mm}로 표면을 질삭가공하여 300ton 용량의 직접압출기에서 10'×3000^{mm} 봉재로 압출하여 미세조직관찰용 시편과 경도시험, 인장시험, 노치인장시험용 시편을 제작하였다. 용체화 처리는 500℃, 520℃, 550℃ 및 570℃의 중온염욕에서 1시간 동안 유지 후 수냉하여 160℃에서 96시간 시효처리하였다. 경도는 룩크웰경도기로 측정하였다. 인장강도 시험은 ASTM E-8의 봉상 subsize시편을 이용하여 상온에서 10mm/min의 crosshead speed로 실시하였다. 노치인장시험은 재료의 인성을 비교평가할 수 있는 간편한 방법으로서 ASTM E 602의 규정을 참고하여 인장시험과 같이 인장시험기로 상온에서 실시하였다. 저용점상의 생성 및 재고용 온도를 조사하기 위하여 주괴를 25℃에서 570℃까지의 온도범위에서 5℃/min의 승온속도로 가열하여 열분석하였다.

Table 1. Alloy design and chemical composition of Al-Cu-Li-X(In, Be) alloys.

Alloy No.	Alloy desing	Chemical composition (wt.%)							
		Cu	Li	Zr	Fe	Si	In	Be	Al
1	Al-2.5Cu-2.4Li-0.12Zr (2090)	2.50	2.02	0.14	0.011	0.005			bal.
2	Al-2.5Cu-2.4Li-0.12Zr-0.18In	2.53	2.01	0.14	0.012	0.027	0.182		bal.
3	Al-2.5Cu-2.4Li-0.12Zr-0.18In-0.003Be	2.52	2.00	0.14	0.012	0.031	0.188	0.0025	bal.

광학현미경 조직관찰용 시편은 연마지로 조연마 후 $0.3\mu\text{m}$ 의 Al_2O_3 분말로 세연마하였다. 그 후 시편은 초음파세척기에서 알콜로 표면을 세척하고 개량된 Keller시약으로 부식한 후 광학현미경으로 조직을 관찰하였다. 시효처리에 따른 미세조직의 변화를 관찰하기 위하여 투과전자현미경(JEM 200CX)을 이용하였으며 사용된 가속전압은 160kV 로 하였다.

투과전자현미경 시편은 연마지로서 약 $70\mu\text{m}$ 두께까지 기계적으로 연마한 후 지름 3mm 로 punching 하였으며 double jet 전해연마장치를 이용하여 전해연마한 후 최종적으로 Bolzman법으로 산화막을 제거하였다. 전해연마는 $30\text{vol.}\% \text{HNO}_3:70\text{vol.}\% \text{CH}_3\text{COOH}$ 의 전해액을 $-30^\circ\text{C} \sim -40^\circ\text{C}$ 로 유지하면서 $0.2\text{A}/\text{cm}^2$ 의 전류밀도와 $18 \sim 20\text{V}$ 의 전압하에서 행하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Photo 1은 주조재의 조직을 관찰한 것으로서 2090합금은 cell의 크기가 크고 분석주사전자현미경으로 분석한 결과 입계에 θ , T_2 및 δ 상으로 사료되는 조대한 안정상들이 응고 도중 주로 cell 경계에 정출되어 있는 것을 알 수 있다. 반면 In을 단독 첨가한 경우는 cell 경계에서 이들 상들의 부피분율이 감소되었으며 이들의 분포도 일정하게 되었다. 이는 2090합금에 In을 첨가함으로써 $\alpha(\text{Al})$ 의 고용환을 확대하여 θ , T_2 및 δ 상과 같은 안정상이 형성되는 온도를 낮추어 핵 생성을 어렵게 하고 In이 응고중 입계에 편석되어 입계에서의 안정상 형성에 영향을 미치는 것으로 사료된다.

특히 In, Be 복합첨가합금의 경우는 α -cell이 미세하게 되었으며 이는 Be이 액상 Al의 표면장력을 감소시켜 주조용 Al 합금의 유동성을 개선하며 결정립 미세화 및 재결정 온도 상승 등의 효과가 있는 것으로 알려져 있으며³⁾ 본 실험에서도 Be을 In과 복합첨가함으로써 결정립이 미세해졌음을 알 수 있었다. Al-Cu-Li 합금에서 생성 가능한 상은 α , T_1 , T_2 , θ , δ 등이며⁴⁾ 이들 생성상의 종류는 Cu와 Li의 량에 따라

서 상이하게 Al-Cu-Li 합금의 주요 조직에서는 Al-Li-Cu系共晶(α -Al, T_2 (Al_6CuLi), δ (AlLi)) 相들이 cell 경계에析出되어 있고 그 주위에 미세한 plate 형태의 相이 나타나며 이것은 냉각 과정에서 생성된 T_1 (Al_2CuLi) 析出相이라 하였다⁴⁾. Silcock와 Hardy⁴⁾에 의하면 500°C 에서 균질화 처리시 Al-2.5Cu-2.0Li 합금의 석출상은 Al-Cu-Li 상태로 부터 $\text{Al} + \text{T}_1 + \text{T}_2$ 상이 된다고 하였다. Wu 등⁵⁾과 Chen등⁶⁾에 의하면 다음과 같은 온도에서 상변태가 일어난다고 하였다.

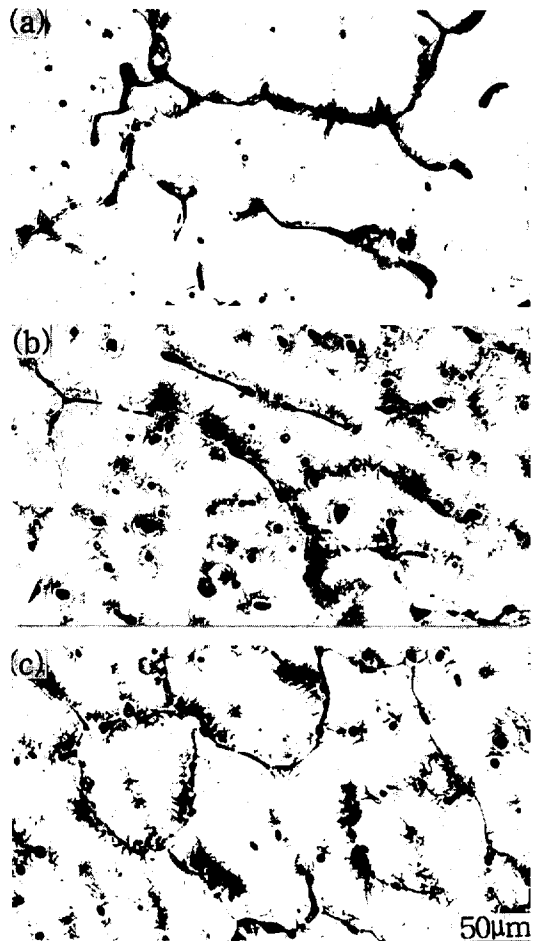


Photo 1. Optical micrographs of Al-Cu-Li-X(In, Be) as cast alloys.

(a) 2090 (b) 2090-In (c) 2090-(In, Be)

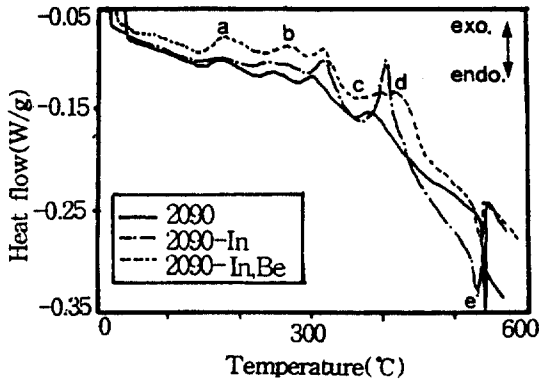
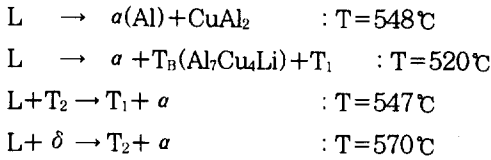


Fig. 1 DSC curves of Al-Cu-Li-X(In, Be) as cast alloys

Fig. 1은 이와 같은 저용점상의 생성 및 재고용 온도를 조사하기 위한 열분석 곡선이다. 3합금 모두 3개의 발열반응과 2개의 흡열반응이 일어나고 있다. 발열반응 a, b, d는 각각 δ , $T_1(+\theta)$, 저용용점상의 석출에, 흡열반응 c, e는 각각 $T_1(+\theta)$, 저용용점상의 재고용에 기인된 것이라 사료된다. 2090합금의 경우 상이한 상들의 석출 및 재고용이 일어나고 있는 반면 In 단독첨가 합금은 발열반응 a가 거의 나타나지 않은 반면 흡열반응 c와 발열반응 d의 양이 2090합금에 비해 현저히 증가되었음을 알 수 있다. 이는 In이 $T_1(+\theta)$ 의 재고용을 촉진시키는 것으로 사료되며, In, Be 복합첨가 합금의 경우는 In 첨가 합금과 유사한 반응을 나타내고 있으나 In 단독 첨가 합금에 비해 흡열반응 c의 양이 다소 감소하는 것은 Be이 In의 역할을 상쇄시켰기 때문으로 사료된다. 또한 저용용점상의 재고용에 관련된 반응으로 사료되는 e반응은 2090합금에 In을 첨가함으로써 저온측으로 이동하였으나 In, Be를 복합첨가하면 In의 영향이 억제되었다.

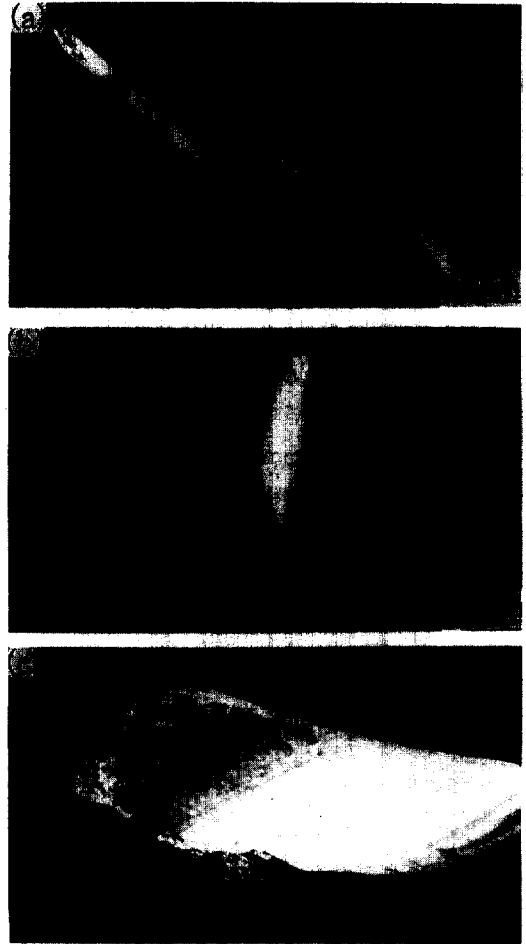


Photo 2. Dark field images of transmission electron micrographson of the LMPPs in Al-Cu-Li-X(In, Be) as cast alloys
(a) 2090 (b) 2090-In (c) 2090-(In, Be)

Photo 2는 주조재의 계면에 존재하는 상을 투과전자현미경으로 관찰한 사진이다. 2090합금의 경우 방향성을 갖는 판상형태의 석출물이 입체를 따라 형성되었으나 In 및 In, Be의 복합첨가한 합금의 경우에는 방향성이 없으며 형태도 다른 상이 관찰되었다. 이들 상을 EDAX로 분석한 결과 모두 Cu가 다량 함유된 상이었다. 2090합금의 경우 Al과 Cu의 원자비가 거의 1:1이었으며, In 첨가 합금의 경우에는 Al과 Cu의 원자비가 4:1 정도 되었다. 그리고 In과 Be을

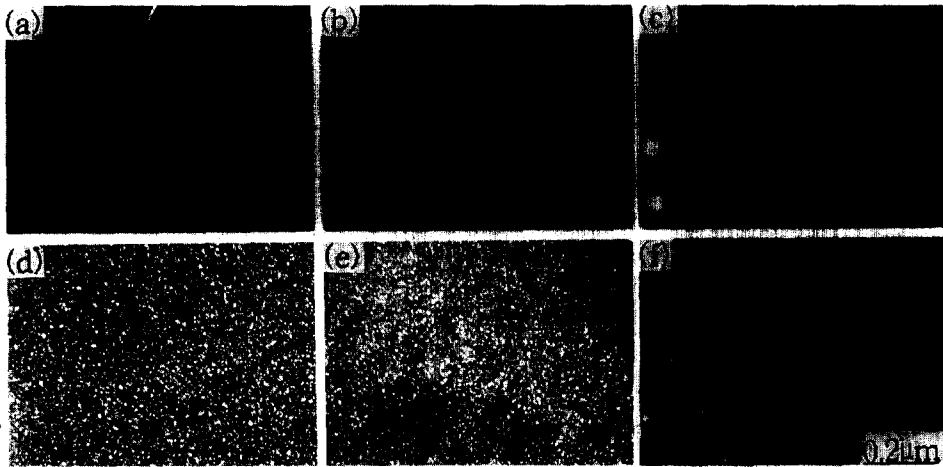


Photo 3. Transmission electron micrographs of Al-Cu-Li-X(In, Be) as cast alloys

- a) DFI of T_1 phase at $[112]$ zone axis of the 2090 alloy d) DFI of δ at $[110]$ zone axis of the 2090 alloy
 b) DFI of T_1 phase at $[112]$ zone axis of the 2090-In alloy e) DFI of δ at $[110]$ zone axis of the 2090-In alloy
 c) DFI of T_1 phase at $[112]$ zone axis of the 2090-In, Be alloy f) DFI of δ at $[110]$ zone axis of the 2090-In, Be alloy

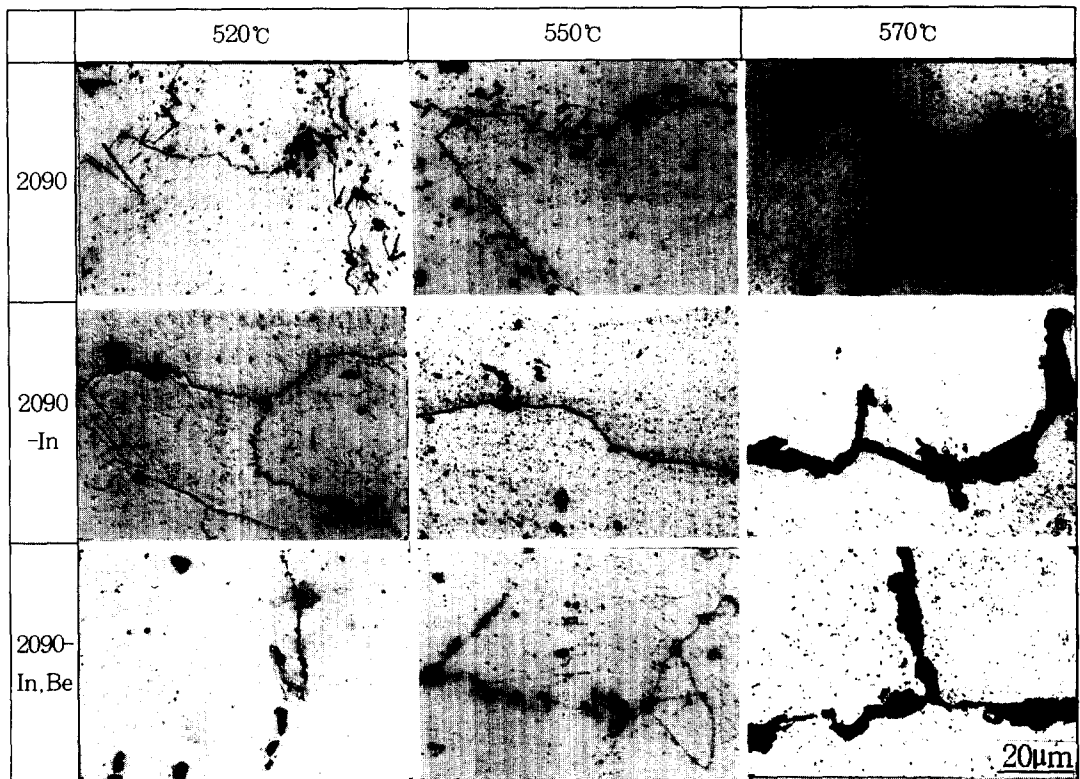


Photo 4. Micrographs of Al-Cu-Li-X(In, Be) alloys homogenized at different temperatures

Table 2. Data analyzed by EDAX of LMPP in Al-Cu-Li-X(In, Be) cast and homogenized alloys at 550°C for 24hr.

		Alloy	Al	Cu	In	Zr
Cast	at%	2090	40.59	59.36	0.00	0.00
		2090-In	72.02	26.44	2.99	0.00
		2090-(In, Be)	97.13	2.84	1.90	0.01
Homogenized alloys	at%	2090	90.91	9.02	0.00	0.07
		2090-In	86.06	10.96	4.99	0.06
		2090-(In, Be)	93.43	1.56	2.91	0.031

첨가한 합금의 경우에는 Al과 Cu의 원자비가 3:2의 비로 존재하였다. 또한 In이 함유된 Al-Cu-Li-In 및 Al-Cu-Li-In-Be 합금에서는 입계에 존재한 상에 In이 존재하였다.

Photo 3은 주조재에서 T₁상과 δ 상의 조직을 관찰한 것으로서 모든 합금에서 조대한 T₁상이 존재하였으며 또한 미세한 δ 상이 모든 합금에서 형성되었으나 In, Be을 복합첨가시기가 가장 미세하였다. 이로부터 In, Be을 복합첨가함으로써 옹고도중 δ 상의 형성을 억제한 것을 알 수 있다.

Photo 4는 각 합금의 균질화 처리 온도와 조직변화의 관계를 나타낸 것으로서 520, 550 및 570°C에서의 균질화 처리후 공랭한 조직을 나타낸 것이다. 520°C 및 550°C에서는 모든 합금의 입계에서 저용용점상의 재용용에 의한 현상이 나타나지 않는 반면 570°C에서는 모든 합금의 입계에서 저용용점상의 재용용에 의한 film형태의 상이 나타나고 있다. 즉 570°C는 균질화처리 온도로서 부적절한 온도라고 할 수 있다. 따라서 520°C, 550°C가 균질화처리 온도로 적절하다고 생각되었으나 현장에서의 생산성을 재고시 550°C가 520°C보다 적절한 온도로 사료된다.

Table 2는 주조재와 550°C 균질 조직중 계면에 잔존하는 저용점상의 성분을 EPMA로 분석한 결과를 나타낸 것이다. 분석결과 Cu의 양은 주조재에 비하여 감소되었으나 In은 그 전체 at%량이 증가되는 현상을 보였다. 이것은 균질화처리에 의해 Cu는 모상으로 확산된 반면 In은 거의 확산에 의해 균질화가

되지 않아 상대적으로 그 양이 증가되었기 때문이라 생각된다. 또한 In, Be의 복합첨가시 Cu의 확산이 더욱 용이하게 되었으며 이것은 Be의 확산속도가 Cu보다 빨라 Cu의 상호확산을 촉진시켰기 때문이라 사료된다.

Alloys Temperature	Alloys		
	2090	2090-In	2090-In, Be
As Cast	60.3	61.6	48.5
520°C	79.3	62.8	55.6
550°C	73.0	60.5	43.6
570°C	53.7	43.3	26.7

Table 3. Variation of hardness with Al-Cu-Li-X(In, Be) cast and homogenized alloys.

Table 3은 주조 및 균질화 처리재의 경도를 나타낸 것으로서 520°C에서 균질화 처리시는 모든 합금의 경도가 상승되나 550°C에서는 2090은 주조재보다 경도가 높고 In 단독첨가는 주조재와 경도치가 유사하나 In, Be의 복합첨가는 주조재보다 경도가 저하되었다. 반면 570°C에서 균질화 처리시는 모든 합금의 경도가 주조재보다 크게 저하되었다. 520°C의 모든 시편과 550°C의 일부 시편에서 주조재보다 경도가 증가된 것은 온³⁾에 의하면 내부의 미세조직의 변화 및 공랭에 의한 고용강화에 그 원인이 있다고 하였다. 그러나 570°C에서 균질화 처리시에는 입계에 저용용점상의 용융으로 합금원소의 고용경화가 현저히 저하되었기 때문으로 생각된다.

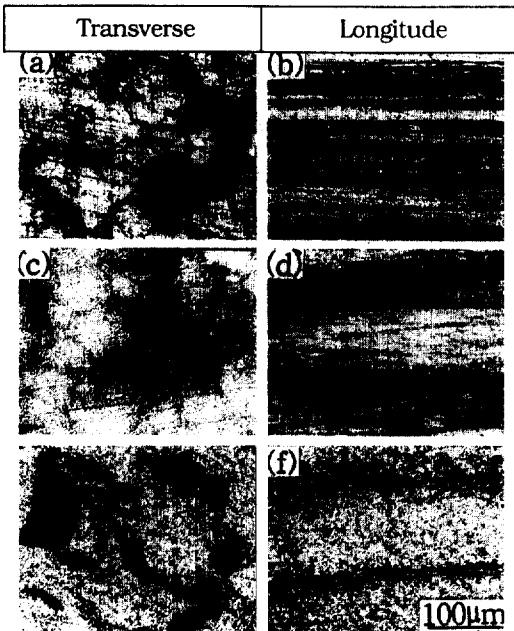


Photo 5는 압출재의 광학조직사진이다. 2090에 In과 Be을 복합첨가한 합금이 타합금에 비하여 섬유 조직이 현저하지 않았으며 압출시 압출응력도 낮았으며 또한 경도 측정결과 In, Be 복합첨가 합금이 타합금에 비하여 경도가 낮게 나타났었다⁷⁾. 이와 같은 결과로부터 In, Be의 첨가에 의하여 열간 변형이 용이하고 가공경화가 억제되었다고 생각되며 이와 같은 현상은 현장생산 재료에 적용시 생산성의 향상에 기여할 수 있을 것으로 생각된다.

Photo 6은 시효처리한 시편의 조직 사진으로서 2090 및 2090-In 합금의 경우 용체화 처리 온도의 증가에 따라 결정립의 조대화 현상이 나타나고 있으며 In 첨가보다 2090합금이 그 현상은 더욱 현저하였다. 즉 In의 첨가로 결정립성장을 다소 억제하였다.

◀Photo 5. Microstructure of extrudate materials
a), b) 2090 c), d) 2090-In e), f) 2090-In, Be

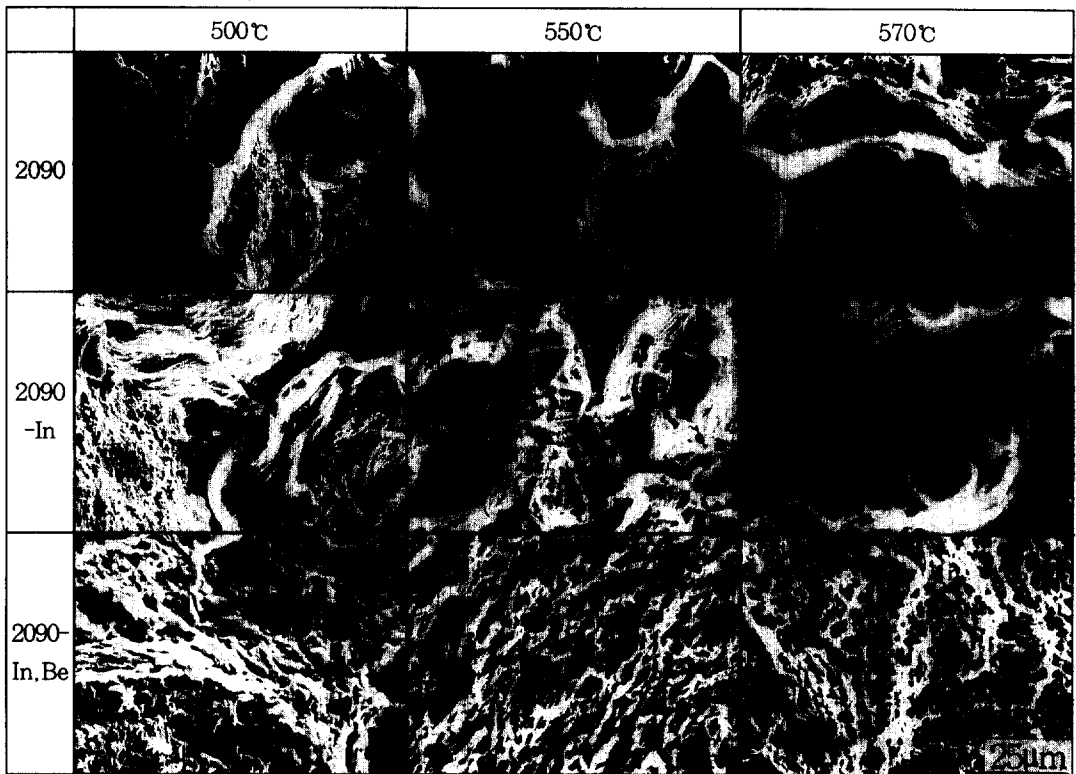


Photo 6. Effect of solutionising temperature on microstructures of 2090-X(In, Be) alloy aged at 160℃ for 96hr

Table 4. Tensile properties of Al-Cu-Li-X(In, Be) alloys aged at 160°C for 96hr.

Alloy		U.T.S (kg/mm ²)	N.T.S (kg/mm ²)	Y.S (kg/mm ²)	E (%)	NYR
2090	500°C	48.64	57.66	47.00	13.5	1.22
	520°C	49.14	59.43	48.96	6.0	1.21
	550°C	48.34	58.50	47.50	6.5	1.23
	570°C	47.84	57.80	46.00	6.0	1.26
2090-In	500°C	50.25	58.73	49.00	8.5	1.19
	520°C	50.38	59.43	49.21	8.0	1.20
	550°C	53.51	60.75	51.58	7.5	1.18
	570°C	50.00	58.37	48.75	4.5	1.20
2090-In, Be	500°C	57.86	65.44	55.03	5.0	1.19
	520°C	59.25	73.22	56.60	5.5	1.29
	550°C	57.86	74.28	55.35	5.6	1.34
	570°C	55.03	70.58	52.83	4.5	1.33
2090-0.004 Be-T ₆ ³¹	—	52.23	56.74	46.00	—	1.24
7075-T ₆ ³¹	—	65.27	81.17	61.49	—	1.32
2090-T ₈ ⁸¹	—	53.80	—	49.90	—	—

이들 합금은 용체화 처리 전에 존재했던 미세한 등축 아결정립이 재결정 및 성장되었으며 반면, In, Be 복합첨가 합금의 경우는 미세한 아결정립계가 다량 존재하고 있었다. 이로 보아 In, Be 복합첨가에 의해 재결정이 억제되며 결정립이 미세해짐을 알 수 있다. 결정립 성장의 억제는 In의 입계면석에 영향을 받기 때문이라 생각되나 In, Be를 첨가시 미세한 아결정립으로 존재하는 이유는 아직 밝혀져 있지 않다. 미량의 Be의 첨가에 의하여 나타나는 이와 같은 영향은 차후 계속 연구되어야 할 과제이다. 이와 같은 현상은 Table 4의 강도측정 결과에서도 잘 나타나고 있다.

Table 4는 시효처리재의 강도와 notch강도 및 파괴인성과 상관관계가 있는 NYR(Notch strength/yield strength)값을 나타내었다. In, Be 복합첨가 합금이 다른 합금과 비교해서 가장 높은 인장강도와 노치인장강도를 나타내었으며 2090합금은 520°C에서 가장 높은 인장강도와 노치인장강도를, In 단독첨가 합금의 경우에는 550°C에서 가장 높은 인장강도와 노치인장강도를, 그리고 In, Be 복합첨가 합금은 각각 520°C와 550°C에서 가장 높은 인장 강도와 노

치인장강도를 나타내었다. 특히 In, Be 복합첨가 합금은 다른 합금에 비해 가장 높은 인장강도와 노치인장강도를 나타내었으며 기존의 2090-T₈ 처리재⁸⁾와 비교해서 가공공정 없이도 우수한 인장특성을 나타내고 있었다.

또한 파괴인성도 타합금에 비해 우수함을 알 수 있었다. 이상과 같은 기계적 성질의 결과로부터 최적의 용체화 처리 온도는 2090합금은 520°C, In 첨가 합금은 550°C이고 In, Be 복합첨가 합금은 550°C에서 용체화 처리후 시효하면 우수한 특성을 가질 수 있다.

Photo 7은 2090, In 단독첨가 및 In, Be 복합첨가 합금의 인장 파면을 관찰한 주사전자현미경 사진이다. 2090합금은 용체화 처리 온도가 낮을 때는 입계 파괴와 약간의 딥플도 관찰되나 용체와 처리 온도가 올라갈수록 평면슬립에 의한 입내전단과 아결정립계에서의 벽개파괴 양상의 파면이 두드러지게 많이 나타나고 있다. 이는 과도한 온도에서 용체화 처리시 입계에서 재고용되지 않고 존재하는 석출상의 성장에 기인하는 것으로 사료된다. In첨가 합금은 2090합금과 같이 용체화 처리 온도가 낮은 520°C에서는 입계

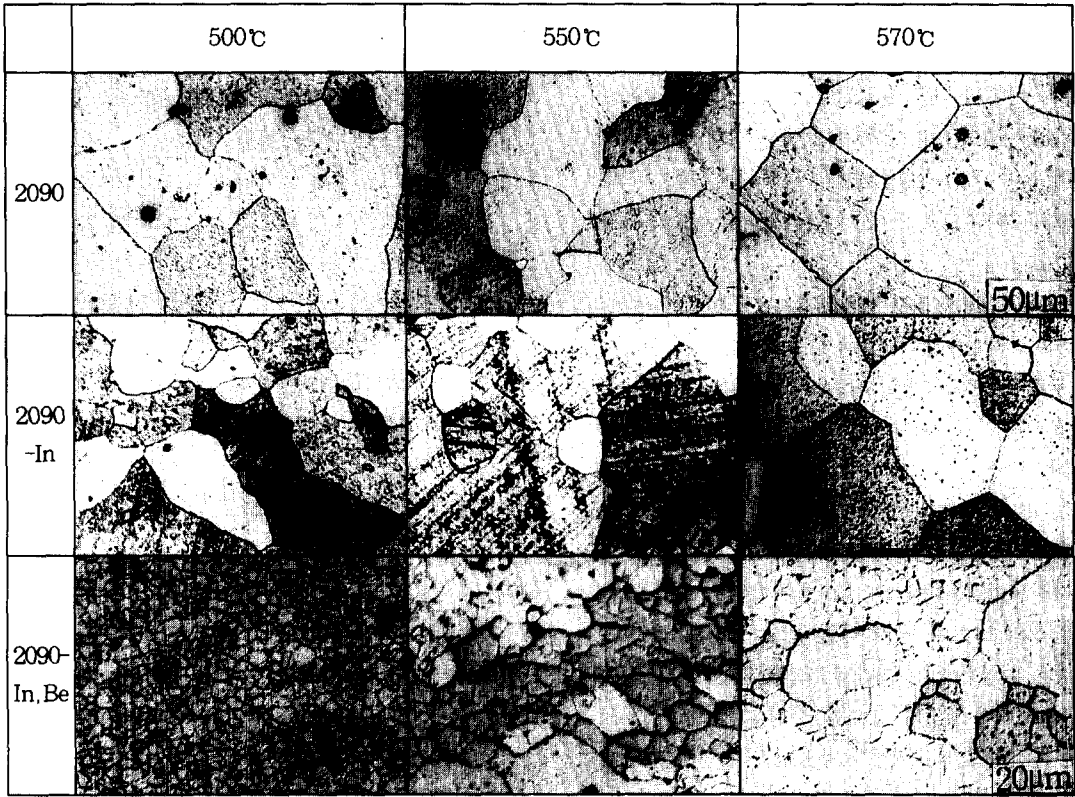


Photo 7. Scanning electron microstructure of tensile fracture surfaces of 2090-X(In, Be) alloys aged at 160℃ for 96hr

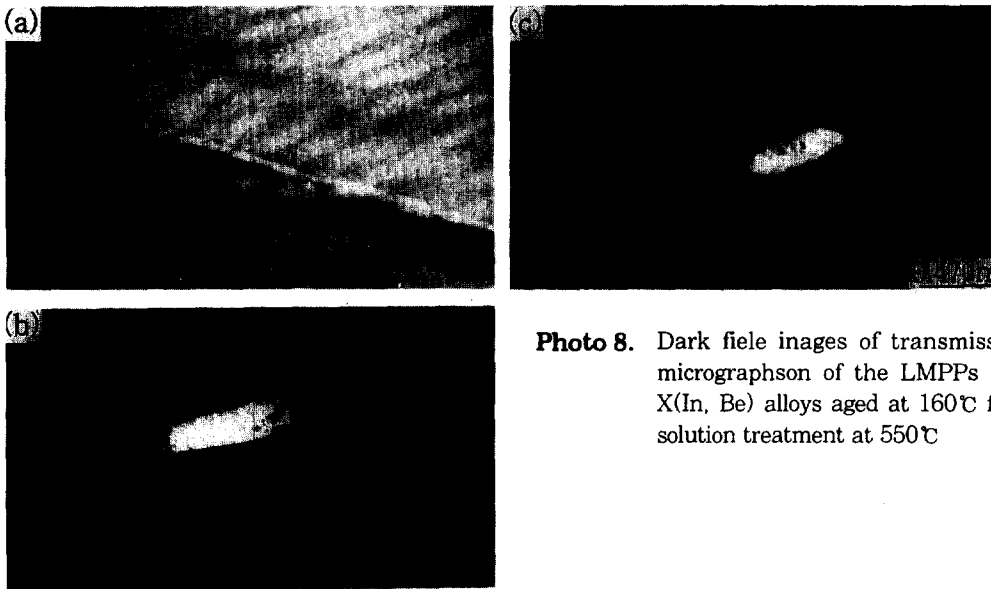


Photo 8. Dark field images of transmission electron micrographson of the LMPPs in Al-Cu-Li-X(In, Be) alloys aged at 160℃ for 96hr after solution treatment at 550℃

파괴와 덩플이 나타나는 입내 파괴가 혼합된 형태를 나타내고 있으나 550℃에서는 입계 또는 아결정립계에서 2차 균열이 다수 발생되었다. 반면 In, Be 복합첨가 합금의 경우에는 모든 온도에서 입계 및 입내 파괴 형태가 아니고 아결정립계 파괴와 같은 특이한 파괴 형태를 나타내고 있으며 연신율은 타합금보다 약간 저하되었다.

Photo 8은 550℃에서 용체화 처리후 160℃에서 96시간 시효처리한 시편의 입계에 존재하는 저용용점상의 투과전자현미경 조직사진으로서 2090합금의 경우 주조재와 같이 입계를 따라서 방향성이 있는 저용용점상이 다량 연속적으로 석출되어 있으며 반면 In 첨가 및 In, Be 첨가합금의 경우에는 입계에서 방향성이 없는 저용용점상이 불연속적으로 존재하며 그 량도 저하되었다. 특히 In, Be 첨가합금은 이들 입계의 석출상의 밀도가 거의 적었고 그 크기도 작았다. 이와 같은 현상은 앞서 기술한 In, Be 복합첨가시 Be에 의하여 저용점상의 용체화 처리시 성분인 Cu의 확산을 촉진시켜 입계에서 저용용점상의 형성이 억제되었기 때문이라 생각된다. 2090합금의 강도가 In 첨가 In, Be 복합첨가 합금보다 낮은 것은 Lee⁹⁾ 등의 연구결과에서와 같이 T_1 , θ 상의 밀도가 낮고 Photo 6에서와 같이 결정립 조대화 때문이라 생각된다.

4. 결 론

Al-Cu-Li-X(In, Be) 합금의 기계적 성질에 미치는 저용점상의 영향을 조사하기 위하여 기계적 성질 측정, 열분석, 미세조직관찰 등을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 균질화 처리 온도가 570℃에서는 저용점상이 다량 재용용되어 입계에 film 형태의 상이 생성되었다.
2. 2090알루미늄 합금에 In 및 In, Be 복합첨가시의 최적의 용체화 처리 온도는 550℃이었다.
3. 용체화 처리 온도를 500~570℃로 변화시켜도 최종시효처리재의 기계적 성질에 미치는 저용점상의 영향은 거의 없었으며 주로 입내석출상의 밀도와

결정립 크기에 영향을 받았다.

4. In, Be을 복합첨가한 Al-Cu-Li-In-Be 합금의 T_6 처리재는 기존에 개발된 2090합금의 T_8 처리재보다 높은 강도를 나타내었다.

후 기

본 연구는 1994년 교육부 신소재 분야 연구 지원에 의해 수행된 연구 결과로서 이에 감사드리며, 또한 본 연구의 실험결과에 대하여 조언을 주신 東京工大 神尾彰彦 教授, 里 達雄 助教授에게 감사드립니다.

참고문헌

1. M.H. Toston, A.K. Vasudevan, P.R. Howell : Aluminum-Lithium Alloys III (Ed. By C. Baker, P.J. Gregson, S.J. Harris and C.J. Peel), The Institute of Metals, London, (1986) 483-489
2. P. Bourgasser, J.A. Wert and E.A. Stark, Jr. : Mater. Sci. Tech., 5 (1989) 1102.
3. 은일상 : 박사학위 논문, 경북대학교 (1990)
4. H.K. Hardy and J.M. Silcock : J. Inst. Metals, 84 (1995-56) 423
5. Y.L. Wu, J. Qiang, S.C. Wang and B.C. Liu : Mater. Sci. Tech., 9 (1993) 114.
6. Sinn-Wen Chen, Howard W. Beumler, and Y. Austin Chang : Metall. Trans. 22A (1991) 203-213
7. 우기도 : 신소재 연구 결과 보고서 (1995)
8. L.B. Blackburn and E.A. Starke, Jr. : Proceeding of the 5th International Al-Li Conference, ed. by E.A. Starke, Jr and T.H. Sander, Jr. (1989) 751
9. 이승호, 이종수, 우기도 : 대한금속학회지, 33 (1995) 252