

.....
 論 文

Al-Cu-Li-X(In,Be) 합금의 조직과 기계적 성질의 상호관계

이승호*, 이종수, 김석원, 우기도

Interrelationship between Structure and Mechanical Properties of Al-Cu-Li-X(In,Be) Alloy

Sung-Ho Lee*, Jong-Soo Lee, Suk-Won Kim and Kee-Do Woo

Abstract

The effects of In and Be additions on the aging behaviors and mechanical properties in the Al-Cu-Li alloy were investigated using the transmission electron microscope, the scanning electron microscope, hardness and tensile strength measurement.

The aging is promoted and the double hardness peak is appeared by the addition of In and Be in the Al-Cu-Li alloy.

The strength is increased, but the elongation and toughness are decreased by the addition of In in the Al-Cu-Li alloy. And the Al-Cu-Li-In-Be alloy has good combination with the strength, the elongation and toughness than Al-Cu-Li-In alloy.

1. 서 론

Starke등[1]은 Al-Cu-Li합금에 0.18%In을 첨가함으로써 고밀도의 T_1 상(Al_2CuLi)과 θ 상(Al_2Cu)이 균일하게 분포하여 강도, 경도 및 신율이 증가하며, 0.14%Cd를 첨가할때도 고밀도의 T_1 상과 θ 상이 균일하게 분포하지만 강도 및 경도는 오히려 감소한다고 하였다. Lee등[2]에 의하면 2090 합금에 0.15%의 In을 첨가하면 전구 생성물 및 δ 상의 생성이 억제되고, θ 상의 생성이 촉진된다고 하였다.

Luo등[3]은 8090 Al-Li합금에 0.15%Be을 첨가했을 경우 S' , δ , GP zone의 밀도가 증가하며 연성, 인성의 감소없이 경도, 강도가 증가한다고 보고하였다.

Eun등[4]에 의하면 2090합금에 미량의 Be을 첨가하면 크기가 다양하고 미세한 θ' 및 θ 상의 석출이 조장되며 시효도 촉진된다고 하였고 또한

Park등[5]에 의하면 Al-Li합금에 Be첨가시 δ 상이 미세화되고 강도는 감소하지만 균일변형 및 무석출물대(PFZ) 폭의 감소로 인해 신율이 증가한다고 하였다. In과 Be을 복합첨가함에 따른 시효석출거동에 대해서는 조사한 결과 In첨가로 GP zone 및 δ 상의 생성이 억제되었으며 θ 상 및 T_1 상의 생성이 촉진되었다. 또한 In과 Be을 복합첨가하므로 In첨가로 억제되었던 GP zone 및 δ 생성이 다시 촉진되었으며 θ 및 T_1 상의 생성은 In단독첨가보다 더욱 촉진되었다. [6] 이와 같은 석출거동의 결과가 강도 및 인성에 미치는 영향을 조사할 필요가 있다고 사료되어 본 연구에서는 Al-Cu-Li 합금에 In을 단독 첨가한 합금과 In 및 Be을 복합첨가한 합금의 조직과 기계적성질의 상호관계를 인장시험, 충격시험, 노치인장시험 및 투과전자현미경에 의하여 비교, 분석하고자 한다.

전북대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Chonbuk National University)

*대한중석 소재개발실(Korea Tungsten Mining Co., LTD)

2. 실험방법

Al-Cu-Li-(In,Be)계의 시료합금은 고순도의 Al(99.99%), Li(99.9%) 및 In(99.9%) 그리고 Al-40wt.%Cu, Al-5wt.%Zr 및 Al-2.5wt.%Be의 모합금을 소정의 합금조성으로 정량하여 아르곤가스 분위기하의 고주파진공유도로(ULVAC VIMF SYSTEM, JAPAN, FHI-1-15)에서 용해 및 주조하였으며 각 시료합금의 화학조성은 Table 1과 같다.

압출용 주괴는 표면절삭가공후 아르곤분위기의 진공열처리로서 540°C까지 2°C/min으로 승온한 다음 24시간동안 유지한 후 공냉하여 균질화처리를 하였다. 균질화상태의 압출용 주괴는 직접압출기에서 $\phi 9.8 \times L3000$ mm 봉재로 압출하였다. Billet 및 container의 가열온도는 각각 420°C 및 340°C로 하였고 압출비는 약 26이었으며 최대 압출압력은 2090합금이 155Kg/cm², In 및 Be이 첨가된 2090합금이 145Kg/cm²이었다. 압출속도는 약 6.0m/min이었으며 압출후 교정을 위해 1.5%의 stretch를 가했다.

이와같은 주조 및 균질화 상태의 주괴 그리고 압출봉재로 부터 미세조직관찰용 시편과 경도, 인장 및 노치인장시험용 시편을 제작하여 550°C의 NaNO₃+KNO₃(1:1)염욕에서 1시간동안 용체화처리를 하였으며 모든 시편은 얼음물에 퀘칭하여 과포화 고용체로 만든 후 소정의 시효처리를 하였다. 시효처리는 130°C, 160°C, 190°C 및 320°C에서 100시간부터 960시간까지 하였다. 130°C, 160°C 및 190°C에서의 시효는 $\pm 1^\circ\text{C}$ 로 조절된 silicon유욕중에서 실시하였다. 320°C에서의 시효는 $\pm 2^\circ\text{C}$ 로 조절된 NaNO₃+KNO₃의 염욕중에서 실시하였다. 염욕중에서의 시효는 염과

시편중의 Li과의 반응을 방지하기 위하여 시편을 알루미늄박판으로 싸서 실시하였다.

경도는 소정의 열처리 후 조연마 및 세연마한 후 록웰경도기(TRADE SATO MARK-3R, Japan)를 이용하여 측정하였으며, 경도값은 7회 측정하여 최대 및 최소값을 제외한 후에 평균값으로 하였다.

인장강도 측정은 Shimadzu 인장시험기(DSS-10T-S)를 이용하였다. 사용한 시편의 규격은 ASTM E-8의 subsize이고 시험방법은 KS B 0802에 규정된 금속재료 시험방법에 따라 상온에서 10mm/min의 cross head speed로 실시하였다.

노치인장시험은 재료의 인성을 비교평가할 수 있는 간편한 방법으로서 ASTM E 602의 규정을 참고하여 인장시험과 같이 Shimadzu 인장시험기로 상온에서 실시하였다. 광학현미경 조직관찰은 시편을 조연마 및 세연마하고 회석된 Keller시약으로 부식한 후 수행하였다.

인장파면을 관찰하기 위하여 주사전자현미경(Hitachi X-650)을 이용하였으며 가속전압은 25kV로 하였다. 시효처리에 따른 미세조직의 변화를 관찰하기 위하여 투과 전자현미경(JEM 200CX)을 이용하였으며 사용된 가속전압은 160kV로 하였다.

각종 열처리한 시편은 투과전자현미경 관찰을 위하여 연마지를 이용하여 약 70 μm 두께까지 기계적으로 연마한 후 double jet법으로 전해연마한 후 산화막 제거를 위하여 최종적으로 Bolman법으로 전해연마하였다. 전해연마는 30vol.% HNO₃ : 70vol.% CH₃COOH의 전해액을 -30°C ~ -40°C로 유지하면서 100~200mA의 전류 밀도와 50~60V의 전압하에서 행하였다.

Table 1. Alloy design and chemical composition of 2090-(In,Be) alloys

Alloys	Alloy design	Chemical composition (wt.%)							
		Cu	Li	Zr	Fe	Si	In	Be	Al
2090	Al-2.5Cu-2.4Li -0.1Zr	2.50	1.84	0.14	0.011	0.005			bal.
2090-In	Al-2.5Cu-2.4Li -0.1Zr-0.18In	2.53	1.85	0.14	0.012	0.027	0.182		bal.
2090-(In,Be)	Al-2.5Cu-2.4Li -0.1Zr-0.18In -0.005Be	2.52	1.85	0.14	0.012	0.031	0.188	0.0025	bal.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 기계적성질에 미치는 In, Be 첨가영향

Photo 1은 2090합금, In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가합금의 주조조직을 나타내는 광학현미경사진으로서 α -Al의 cell들이 응고방향으로 성장되어 있는 것을 나타낸다. 2090합금은 α -cell



Photo 1. Optical micrographs of Al-Cu-Li-X (In, Be) alloys as cast condition
(a) 2090 (b) 2090-In (c) 2090-In, Be

의 크기가 크고 주사전자현미경으로 분석한 결과 입계에 θ , T_2 및 δ 상으로 사료되는 조대한 저융점상들이 응고도중 주로 α -cell경계에 정출되어 있는 것을 알 수 있으며 또한 T_1 상도 석출되어 있다. 반면 In을 단독첨가한 경우와 In 및 Be을 복합첨가한 경우는 cell경계에서 이들 상들의 부피분율이 감소되었으며 이들의 분포도 일정하게 되었다. 이는 2090합금에 In을 첨가함으로써 α (Al)의 고용한을 확대하여 θ , T_2 및 δ 와 같은 안정상이 형성되는 온도를 낮추어 핵생성이 어렵게 되며 In이 응고중 입계에 편석되어 입계에서의 안정상 형성에 영향을 미치는 것으로 사료된다. 특히 In, Be 복합첨가합금의 경우는 α -cell이 균일하고 미세하게 되었으며(직경이 약 60 μ m) 이는 Be이 액상 Al의 표면장력을 감소시켜 주조용 Al합금의 유동성을 개선하며[7] 결정립 미세화 및 재결정온도 상승등의 효과가 있는 것으로 알려져 있으며[8] 본 실험에서도 Be을 In과 복합첨가함으로써 결정립이 미세해졌음을 알 수 있다.

Photo 2는 용체화처리후 160 $^{\circ}$ C에서 피크시효 처리한 (2090 : 480시간, In첨가합금과 In, Be복합첨가 합금 : 96시간) 각 합금들의 광학조직사진이다. 2090합금 및 In 단독첨가합금의 경우 용체화처리전에 존재했던 큰 입자내의 미세한 등축 아결정이 재결정되고 성장하였으며 반면 In, Be 복합첨가합금의 경우는 결정립성장이 거의 일어나지 않았다. 이로 보아 In과 Be을 복합첨가함으로써 결정립이 미세해짐을 알 수 있다.

Fig. 1은 130, 160, 190 및 320 $^{\circ}$ C에서 시효처리의 시효시간에 따른 2090합금, In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가합금의 경도변화를 나타낸 것이다. 전반적으로 시효초기에는 2090합금보다 In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가합금의 경도가 높게 나타났으며 이는 In 및 Be을 첨가함으로써 $T_1(+\theta)$ 상의 석출이 촉진되었고 이것은 In과 Be의 고용강화 및 In-Cu-공공의 집합체 형성등이 강화에 기여하였기 때문으로 생각된다[4]. 130 $^{\circ}$ C시효시에는 960시간까지 시효처리한 결과 경도의 피크가 나타나지 않았으며 160 $^{\circ}$ C는 190 $^{\circ}$ C에서의 시효경도곡선에서와 같이 In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가합금의 경우 2090합금에 비해 모두 시효가 촉진되었으며 또

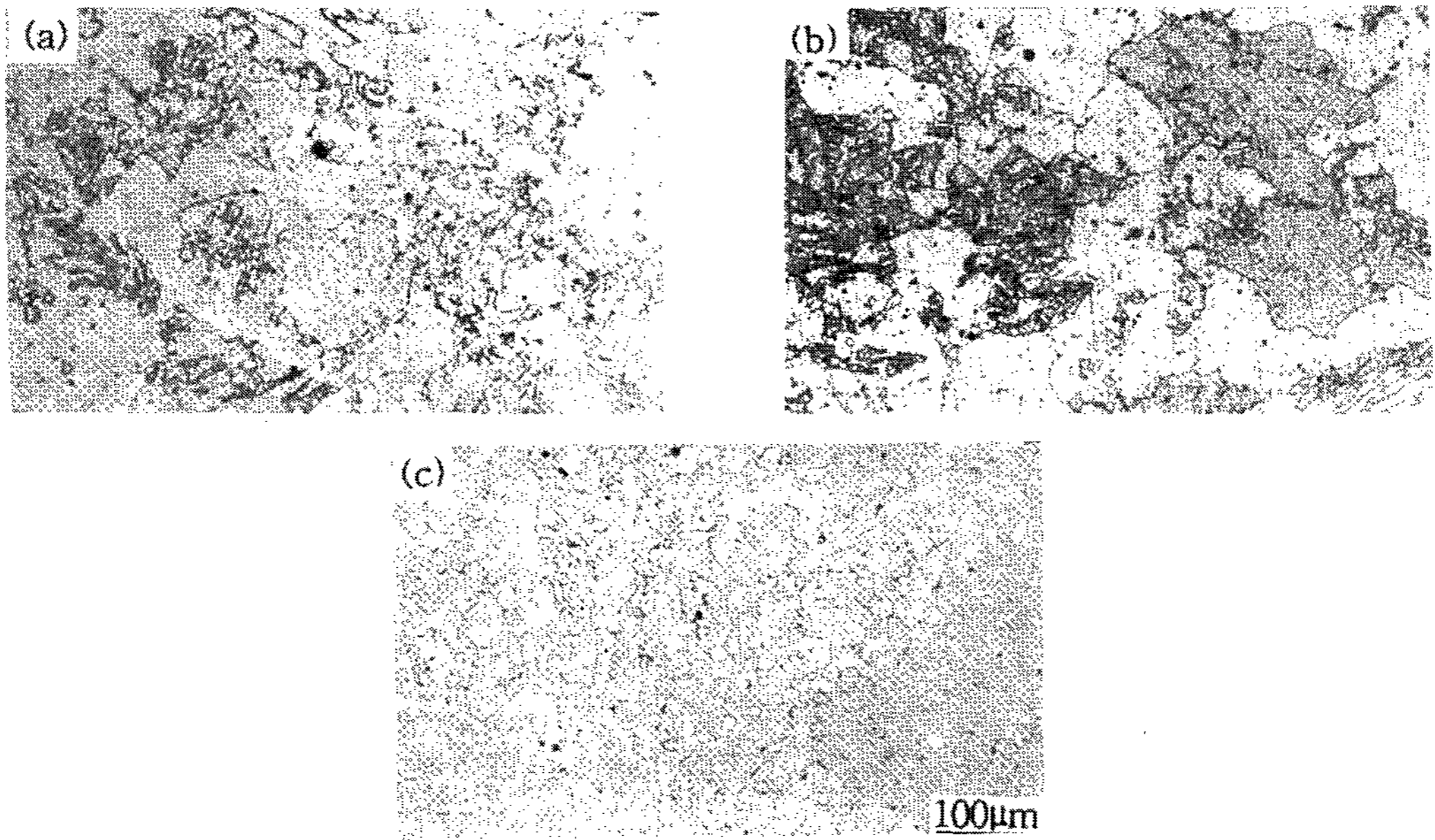


Photo 2. Optical micrographs of the peak aged specimens at 160°C
 (a) 2090 (b) 2090-In (c) 2090-In, Be

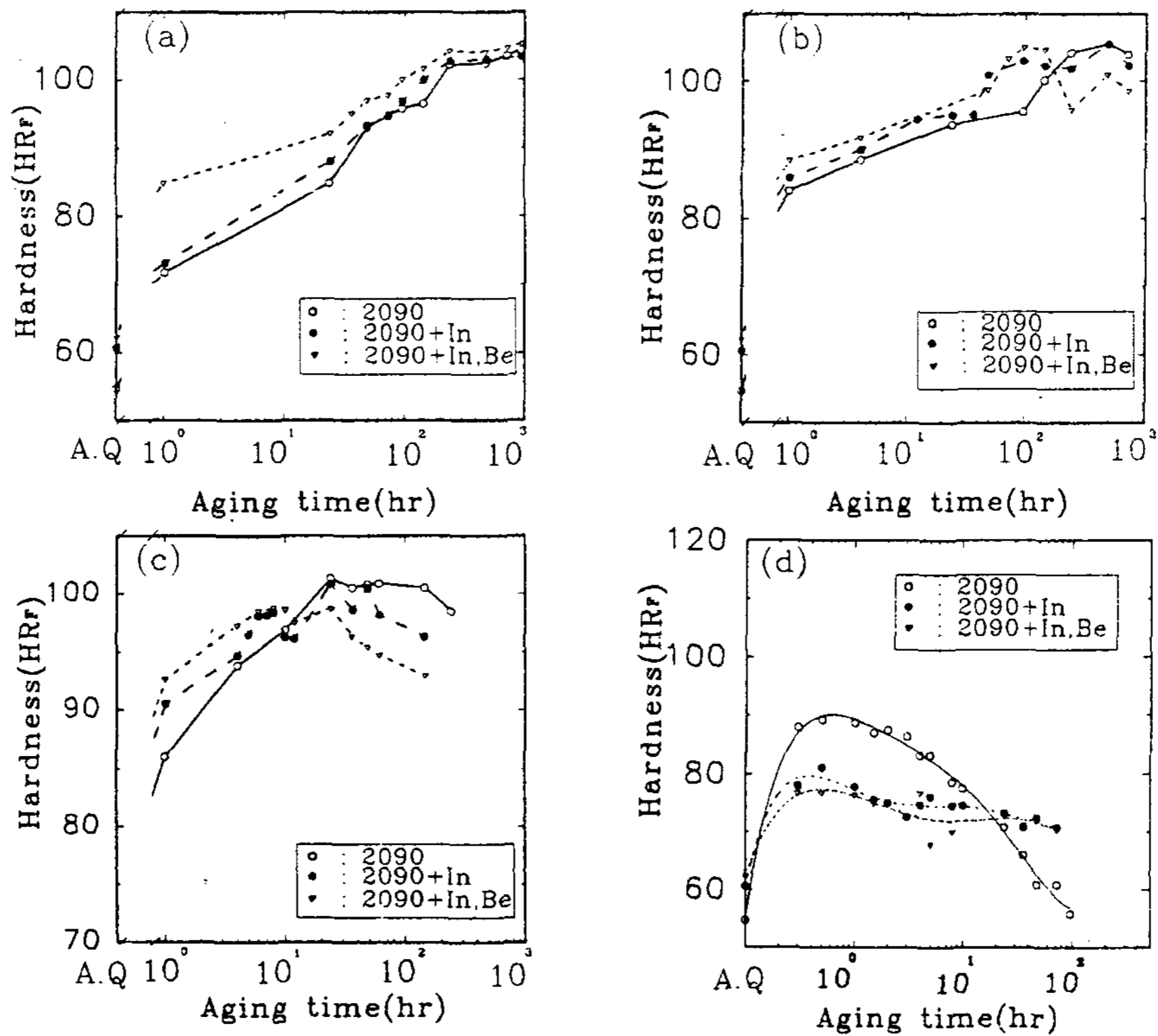


Fig. 1 Variation of hardness with aging time of Al-Cu-Li-X(In, Be) alloys
 (a) 130°C (b) 160°C (c) 190°C (d) 320°C

한 이중 경도피크도 나타났다.

190°C 및 320°C에서의 시효곡선에서는 피크 경도가 160°C 시효시 보다 낮고 모든 합금에서 과시효가 촉진되었으므로 본 실험에서는 160°C를 최적의 시효온도조건으로 선택하였다.

Table 2는 160°C에서 시효처리시의 시효시간에 따른 인장강도와 항복강도의 변화를 나타냈다. Fig.1의 경도결과와 같이 In 단독첨가 및 In, Be 복합첨가합금이 2090합금보다 시효가 촉진되었고 또한 인장강도 및 항복강도가 2090합금에 비해 높게 나타났으며 In, Be 복합첨가합금의 경

우가 In 단독첨가합금보다 높은 1차 피크 강도 값을 나타냈다. 또한 In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가합금의 경우 경도변화와 마찬가지로 경도상의 2차 피크 발생시간에 인장강도가 약간 증가하는 현상을 보이고 있다. 연신율은 In 단독첨가합금의 경우 2090합금보다 전반적으로 감소하는 반면 In 및 Be을 복합첨가합금으로서 다소 증가하였으며 2차 피크조건에서 상당히 큰 증가를 나타내고 있다. 이는 Be 첨가합금의 결정립이 미세하고 T_1 상들이 다양한 크기로 분포함으로써 균일 변형에 도움을 주었기 때문이라고 생각한다.

Table 2. Tensile properties of Al-Cu-Li-X(In,Be) alloys aged at 160°C

Alloy	Aging Time(hr)	T.S. (kg/mm ²)	Y.S. (kg/mm ²)	E (%)
2090	A.Q.	33.80	20.70	18.00
	4	33.95	28.08	15.20
	96	41.08	38.77	7.50
	240	44.64	40.03	4.50
	480	49.04	47.50	4.00
	720	48.00	45.00	4.00
2090-In	A.Q.	35.80	25.00	17.70
	4	37.52	35.42	10.80
	96	54.07	51.77	5.60
	240	47.00	46.74	4.00
	480	47.50	47.00	4.40
	720	42.13	37.73	3.60
2090-(In,Be)	A.Q.	34.00	22.00	16.30
	4	44.79	41.23	12.00
	96	55.10	52.20	5.80
	240	44.00	40.45	6.40
	480	46.00	43.00	8.00
	720	39.61	34.58	6.40

Table 3은 160°C에서 시효처리시 피크시효 상태의 노치인장시험 및 밀도와 탄성계수 측정 결과로서 노치인장시험은 K_{IC} 의 유용한 자료로서 가치가 있으며 평면변형조건을 유지하면서 재료의 인성을 경제적으로 간편하게 비교평가 할 수 있는 방법으로 알려져 있다.[9] 상호비교를 위해 7075합금 및 2090에 0.004%Be을 첨가한 합금 [10] 과 2090- T_8 처리재의[1] 실험결과를 함께 나타내었다.

파괴인성의 간단한 척도로 알려진 NYR값 (Notch Strength/Yield Strength)은 In, Be 복합첨가합금이 2090합금과 In 단독첨가합금보다 다소 높게 나타났으며 이는 다량의 T_1 및 θ 상의 석출에 의한 평면 슬립의 억제가 주요 원인으로 판단된다. 그리고 밀도와 탄성계수는 모든 합금에서 유사한 값을 나타내었다.

3.2 파괴형태에 미치는 In, Be 첨가 영향

Photo 3은 160°C에서 96시간 시효처리한 2090합금, In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가

Table 3. Notch tensile properties and physical characteristics of peak aged alloys at 160°C

alloy	Y.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	NTS (kg/mm ²)	NYR	Estimated K_{IC} (MPa \sqrt{m})	Density (g/cm ³)	Elastic Modulus(Gpa)
2090	47.50	49.04	50.34	1.06	20.18	2.57	70.7
2090+In	51.77	54.07	53.20	1.03	21.33	2.58	70.8
2090+(In,Be)	52.20	55.10	58.46	1.12	22.47	2.57	70.1
2090+0.004Be[10]	46.00	52.23	56.74	1.24	25.87	-	-
7075-T6[10]	61.49	65.27	81.17	1.32	36.75	-	-
2090-T8[1]	49.90	53.80	-	-	-	-	-

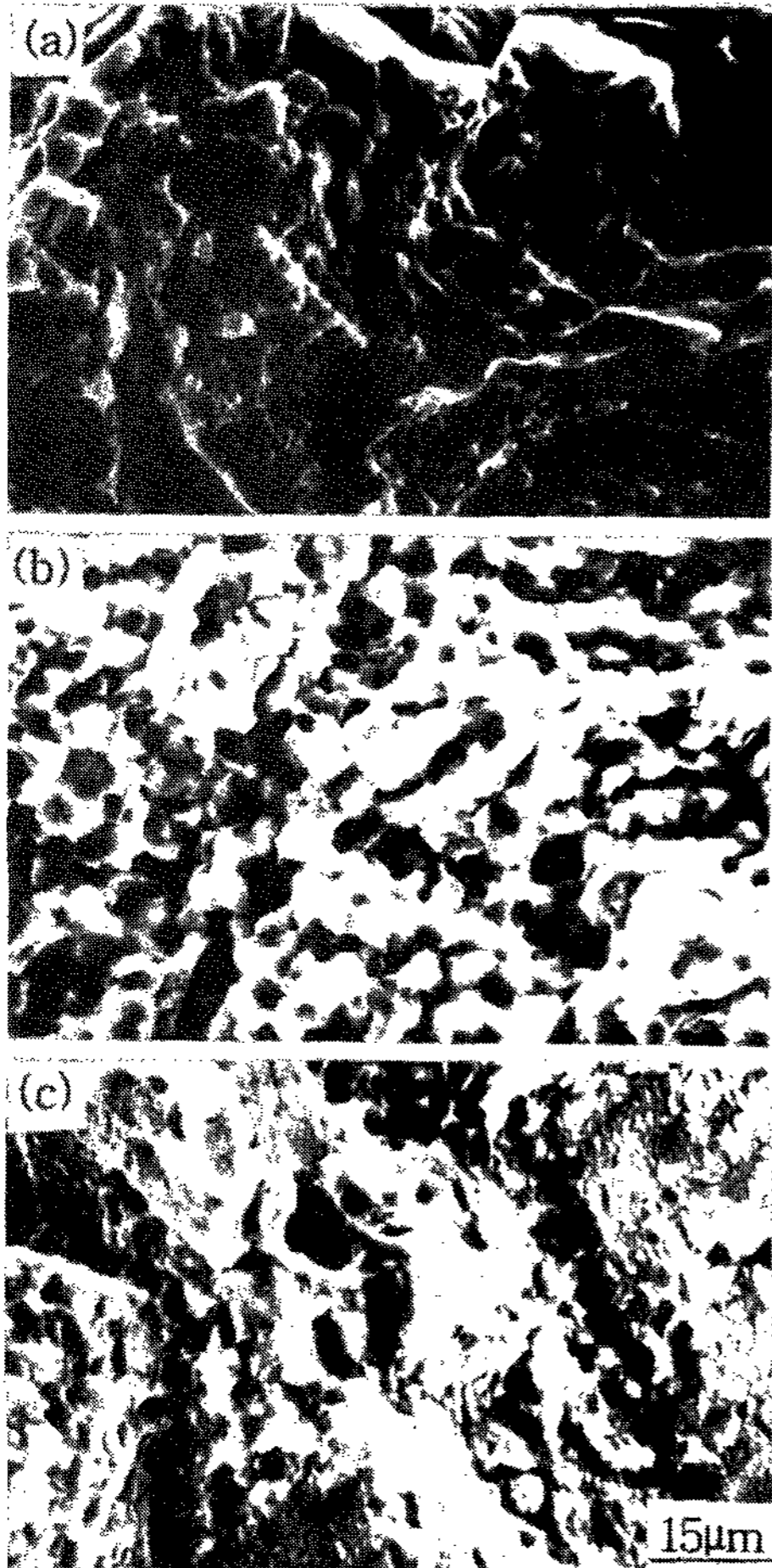


Photo 3. Scanning electron micrographs of tensile fracture surface in Al-Cu-Li-X(In, Be) alloys aged at 160°C for 96hr
 (a) 2090 (b) 2090-In (c) 2090-In, Be

합금의 인장파면을 관찰한 주사전자현미경 조직 사진이다. 2090합금은 연성파괴형태를 나타내는 반면 In 단독첨가합금의 경우 미세한 아결정립계에서 저에너지형태의 입계파괴를 일으키고 있다. 반면 In, Be 복합첨가합금은 In 단독첨가합금과는 달리 아결정립계에서의 입계파괴는 일어나지 않았으며 결정립계파괴와 덩풀이 나타나는 연성파괴가 혼합된 파괴형태를 나타내고 있다. 이와 같은 결과는 신울의 결과와 잘 일치하고 있다.

이상과 같은 인장파면에서 피크시효상태의 2090합금은 정합 δ 상에서의 슬립집중을 통한 파괴 및 인접계면에서의 파괴가 주로 이루어졌

다. In 단독첨가합금은 결정립계 및 미세한 아결정립계에서의 평면슬립 및 2차균열에 의한 파괴가 지배적라 생각된다. 즉 정합 δ 상이 전단되고 변형이 slip band에 집중되어 먼저 강한 band에서 파괴가 일어나고 응력이 아결정립계에 집중되어 입계파괴를 일으키고 또한 변형이 아결정립계에 인접한 약한 PFZ에 국부적으로 작용하여 아결정립계의 3중점에 응력이 집중되고 이 3중점에 균열이 형성되어 PFZ로 균열이 진행된다고 생각된다. 반면 In, Be 복합첨가합금은 평면슬립에 의한 파괴와 연성파괴 형태인 덩풀이 다소 관찰되었다. 이와같은 파괴는 입내에 균일하게 석출된 $T_1(+\theta)$ 상에 기인된 것으로 사료된다.

Al-Cu-Li계 합금은 시효가 진행됨에따라 T_1 상과 θ 상이 주강화상으로 석출하여 강도와 인성을 지배하는 것으로 알려져 있다. Huang등 [11]에 의하면 주로 전위 또는 아결정립계에 불균일 핵생성하는 T_1 및 θ 상은 전단되지 않고 전위의 loop형성 및 우회를 유도하며 따라서 T_1 및 θ 상의 체적분율, 미세화 또는 크기분포의 변화가 Al-Cu-Li계 합금의 인성에 영향을 줄 수 있을 것이다. 본 실험에서도 In과 Be을 복합첨가함에 따라 노치인성이 향상되는 이유는 다양한 크기의 T_1 및 θ 상의 미세분산효과에 의한 평면슬립의 억제가 주요 원인으로 판단되며 결정립의 미세화효과도 일부 기여하는 것으로 판단된다.

3.3 미세조직에 미치는 In, Be 첨가영향

투과전자현미경 조직관찰에서는 Al-Cu-Li합금의 주강화상인 δ , T_1 및 θ 상을 주로 관찰하였으며 일반적으로 T_1 상은 모상과 $(0001)_{T_1} // (111)_\alpha : [1010]_{T_1} // [110]_\alpha$ 와 같은 방위관계를 가지며 $\{111\}$ 모상면에서 얇은 육각판상의 형태로 생성되고 θ 상은 모상과 $(100)_\theta // (100)_\alpha : [100]_\theta // [100]_\alpha$ 와 같은 방위관계를 가지며 [12] 본 실험에서는 $[112]$ 와 $[110]$ 을 zone axis로 하여 δ , T_1 및 θ 상을 관찰하였다.

160°C에서 96시간 시효처리한 2090합금, In 단독첨가 합금 및 In, Be 복합첨가합금의 저자들의 연구결과[6]에서 160°C에서 72시간 시효처리한 합금들의 미세조직과 유사하였다. 즉 2090합금에 비해 In 단독첨가합금의 경우 δ 상의 크

기 및 밀도가 작았으며 반면 In, Be 복합첨가합금의 경우 In 단독첨가시보다 δ 상의 크기 및 밀도가 증가하였다. 이로 보아 In을 첨가함으로써 δ 상의 형성을 억제하며 In과 Be을 복합첨가함으로써 δ 상의 형성이 다시 촉진되었음을 알 수 있었다.

θ 상의 경우 In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가합금의 경우 2090합금에 비해 미세하고 고밀도로 석출되었으며 특히 Be을 복합첨가함에 따라 In 단독첨가합금보다 θ 상의 크기와 밀도가 약간 감소하였으며 또한 2090합금에서 T_1 상은 입내에서는 그 밀도가 아주 작지만 In 단독첨가합금과 In, Be 복합첨가합금의 경우에는 다량의 T_1 상이 입내에 석출되어 있었다. 특히 Be을 복합첨가함으로써 T_1 상의 크기는 작아지면서 고밀도로 석출되었다. In 및 Be을 첨가했을 경우 T_1 상 및 θ 상의 생성이 촉진되는 것은 이동 가능한 첨가원소-Cu-공공의 집합체가 형성되어 공공을 포획함으로써 이들 집합체에서 T_1 상 및 θ 상이 핵생성되기 때문[13]이라고 생각된다. 이상과 같이 2090합금에 In 단독첨가 및 In, Be 복합첨가시 T_1 상 및 θ 상의 석출이 촉진되어 고밀도의 T_1 상 및 θ 상의 존재에 의해 강도가 상승되는 것으로 판단된다.

Photo 4는 경도의 saddle point가 존재하는 160°C에서 240시간 시효처리한 2090합금, In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가합금의 투과전자현미경 조직사진에 의하면 96시간 시효시보다 δ 상의 크기는 모든 합금에서 증가하였으나 그 밀도는 In 단독첨가합금과 In, Be 복합첨가합금의 경우는 감소하였으며 2090합금의 경우는 약간 증가함을 알 수 있었다. θ 상의 경우는 2090합금 및 In 단독첨가합금의 경우는 96시간 시효시보다 크기는 증가하지만 밀도가 감소한 반면 In, Be 복합첨가합금의 경우 크기와 밀도가 모두 감소하였다. T_1 상의 경우 2090합금은 성장한 1차 T_1 상만 존재하는 반면 In 단독첨가합금 및 In, Be 복합첨가합금의 경우 미세한 2차 T_1 상이 석출되고 있다. 따라서 In 단독첨가 및 In, Be 복합첨가에 의해 δ 상과 T_1 상 및 θ 상의 분해가 촉진되며 이에 따라 경도가 감소하고 saddle point가 나타나며 1차 피크시효시간 직후부터 새롭게 석출, 성장하는 2차 T_1 상에 의해 경도가 재

차 상승하여 이중피크 현상이 나타나는 것으로 판단된다.

2차 피크 시효조건인 160°C에서 480시간 시효처리한 2090합금의 강도는 240시간 시효처리보다 고강도를 나타내는 것은 T_1 상과 θ 의 밀도가 증가되었기 때문이라 사료된다. In, Be 복합첨가합금에서 강도는 240시간 시효처리재보다 강도가 저하되는 것은 미세한 2차 T_1 상의 존재와 δ 상과 θ 상이 저밀도로 존재하기 때문이라는 것을 저자들의 연구결과[6]로 부터 알 수 있었다. 이와같은 결과에 의하면 In, Be 복합첨가합금의 경우 θ 상의 크기 및 밀도가 타 합금에 비하여 매우 낮았다. 이는 In 및 Be을 복합첨가함으로써 θ 상의 분해가 촉진되었다는 것을 알 수 있었다. 2090합금에서는 조대한 1차 T_1 상만이 다량 석출되어 있고 In, Be 복합첨가합금의 경우는 In 단독첨가합금과 같이 1차 및 2차 T_1 상이 미세하며 고밀도로 석출되어 있었지만 In 단독첨가합금과는 달리 장시간 시효한 경우에도 2차 T_1 상이 크게 성장되지 않았다.

이와 같은 전자현미경 조직사진으로 볼 때 160°C 시효곡선에서 이중피크를 나타내는 원인으로서는李동[6]에 의하여 기술한 바와 같이 In 단독첨가 또는 In, Be 복합첨가에 의해 δ 상과 θ 상의 분해가 촉진되며 1차 피크시효시간 직후부터 새롭게 석출, 성장하는 2차 T_1 상에 기인하는 것으로 판단된다.

또한 In 단독첨가합금보다 In, Be 복합첨가합금의 강도가 높은 이유는 1차피크의 경우 Be을 복합첨가함으로써 Al-Cu-Li계합금의 주강화상인 δ , T_1 및 θ 상이 입내에 균일하게 석출되었으며 결정립이 미세하기 때문이라고 판단된다.

240시간 시효처리시 2090합금의 경우에는 δ 상과 T_1 및 θ 상에 의하여 강화상된다고 판단되며, In 단독첨가합금의 경우에는 δ , θ 상과 1차 T_1 상 및 성장한 2차 T_1 상이 고밀도로 석출되어 강화에 기여하는 반면 In, Be 복합첨가합금의 경우는 δ 상과 1차 및 2차 T_1 상이 고밀도로 석출되어 있지만 In 단독첨가합금과는 달리 장시간 시효한 경우에도 2차 T_1 상이 크게 성장되지 않았으며 또한 Be의 복합첨가로 θ 상의 분해가 촉진되어 2차 피크에서 θ 상의 크기 및 밀도가 낮게 되었다고 하였다[6]. 따라서 In 단독첨가합금

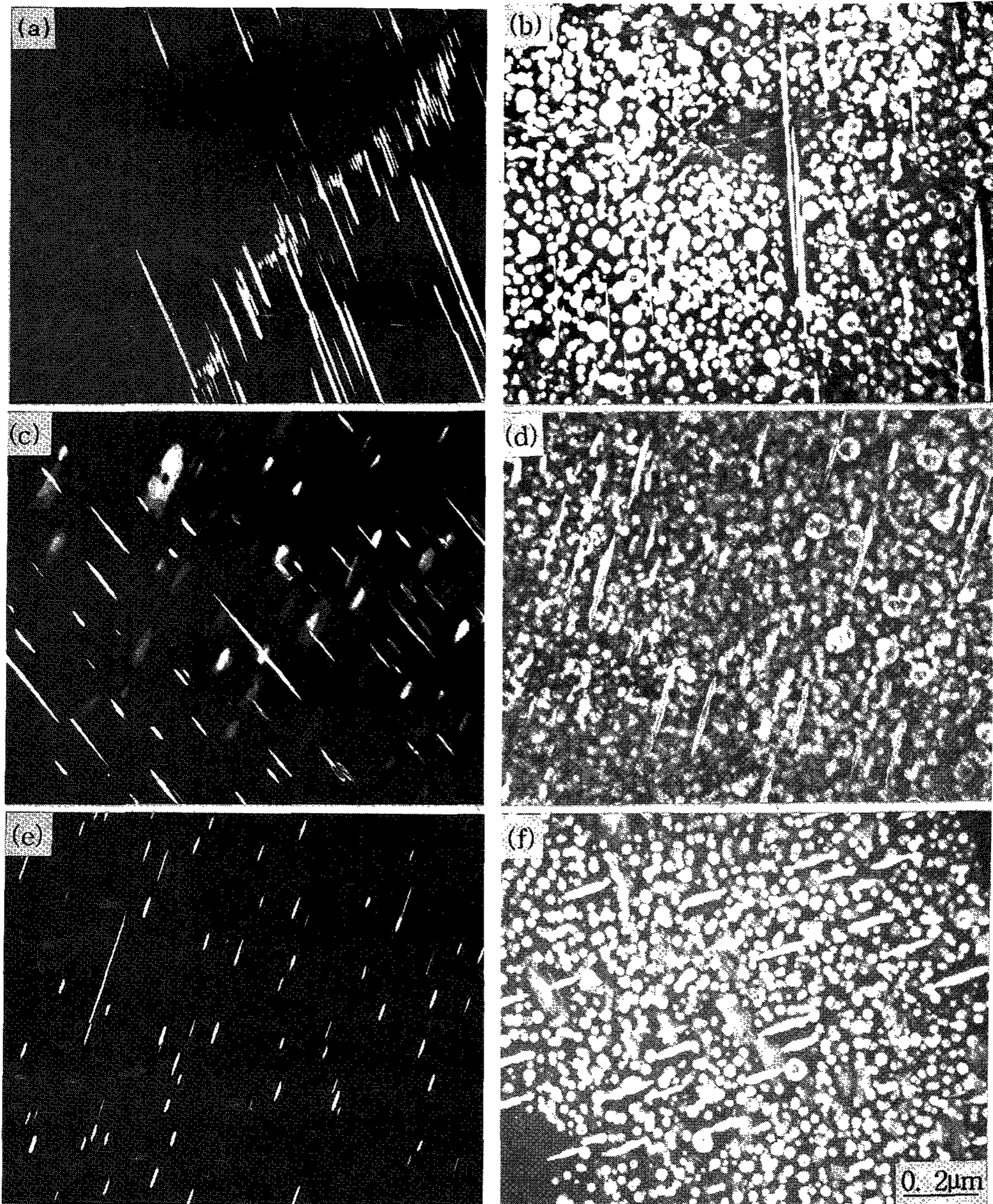


Photo 4. Transmission electron micrographs of 2090, 2090-In, and 2090-In, Be alloys aged for 240hr at 160°C

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

의 경우 성장한 2차 T_1 상이 In, Be 복합첨가합금에서의 미세한 2차 T_1 상보다 강도에 대한 기여가 크며 In 단독첨가합금의 경우 T_1 상 및 θ 상이 복합적으로 강도에 기여하기 때문에 θ 상의 밀도가 상대적으로 낮은 In, Be 복합첨가합금보다 고강도를 나타내었다.

4. 결 론

Al-Cu-Li-X(In,Be)합금의 조직과 기계적성질의 상호관계를 기계적성질 측정 및 미세조직관찰 등에 의하여 연구한 결과 아래와 같은 결론을 얻었다.

1) Al-Cu-Li합금에 In을 단독첨가함으로서 강도는 증가하는 반면 신율은 저하하였으며 노치인장특성으로 보아 인성이 감소되었다.

2) Al-Cu-Li합금에 In, Be을 복합첨가함으로서 In 단독첨가합금보다는 신율의 감소없이 강도가 증가하였으며 노치인장특성으로 보아 인성이 개선되었다.

3) Al-Cu-Li합금에 In, Be을 복합첨가하여 160°C에서 시효처리하므로서 가공열처리한 Al-Cu-Li(2090)합금보다 높은 강도를 갖는 합금을 제조할 수 있었다.

후 기

본 연구는 1993년 교육부 지원 학술진흥재단의 지방대 중점과제 학술연구조성비 지원에 의해 수행된 연구 결과의 일부로 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] 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
- [2] 李龍淵, 千炳善 : 대한금속학회지, 32 (1994) 156
- [3] A. Luo and W. V. Youdelis : Canadian Metall. Quarterly, 31 (1992) 283
- [4] I. S. Eun, S. T. Lim, K. D. Woo, D. S. Chung and H. K. Cho : PRICM-1, ed. by Chang Shi, Hengde Li and Alexander Scott, The Mineral, Metals & Materials Society, (1992) 1017
- [5] S. D. Park, J. W. Paeck, B. H. Yoo, and H. K. Cho : Light Mater. for Transp. Systems (1993) 151
- [6] 李承昊, 李鍾洙, 禹基道 : 대한금속학회지, 33 (1995) 252
- [7] C. A. Hample : Rare Metall. Handbook, Rorbert E. Kineger Publishing Co. Inc., N. Y. (1971) 56
- [8] W. J. Kroll : Light Metal Age, Dec. (1945) 23
- [9] J. G. Kaufmann : Sharp-notch Tensile Testing of Thick Aluminium Alloy Plate with Cylindrical Specimen, ASTM STP 514 (1972) 82
- [10] 殷一相 : 博士學位論文, 경북대학교 (1990)
- [11] J. C. Huang and A. J. Adell : Proceeding of the 4th Interernational. Al-Li Conf., ed. by G. Champier, B. Dubost, D. Mainnay and L. Saketay, Journal De Physique, C3 (1987) 373
- [12] J. M. Galbraith and P. R. Howell : Proceedings of the International Conference on Light Metals, ed. by T. Khan and G. Effenberg, Amsterdam, (1990) 57
- [13] J. M. Silcock : J. Inst. Metals, 88 (1959~1960) 357