

〈 論 文 〉

7050Al 합금의 열처리공정 개발에 관한 연구

이 효 수* · 남 태 운* · 이병권**

*한양대학교 금속재료공학과

**창원기능대학 금속학과

A study on the heat treatment processing of 7050 aluminum alloy

H.S. Lee*, T.W. Nam*, B.K. Lee**

*Dept. of Metallurgy and Materials Science, Hanyang University

**Dept. of Metallurgy, Changwon Poly technique College

ABSTRACT

The aero-industry is union industry which includes a research development type, a knowledge accumulation type and a developed country type. The aero-industry of Korea is in semi-developed type stage but departed later than that of other country such as Taiwan, Indonesia etc. Therefore, the necessity of domestic airplane material is required.

This study on 7050Al extruded alloy aims to suggest an adequate heat treatment conditions of T73, T74 and T76. The results of this study show that:

1. The optimum conditions of T7x heat treatment in extruded 7050Al alloy show this:

T73 : 121℃ × 7hr + 177℃ × 14hr

T74 : 121℃ × 7hr + 177℃ × 10hr

T76 : 121℃ × 7hr + 163℃ × 21hr

2. The 2nd step aging heat treatment such as T73, T74 and T76 etc. is effective in 7050Al alloy but the variation of microstructure and mechanical property with dispersive inclusions produced for extrusion process causes some troubles. Accordingly, in order to produce a good 7050Al alloy, a careful attention is needed in manufacturing process.

1. 서 론

항공산업은 전형적인 연구개발형, 지식 집약형의 첨단기술 결합산업으로 국가의 산업구조와 무역구조

를 고도화하는 수출지향적인 선진국형 산업이며 1970년대 초반까지만 해도 선진국의 전유물이었던 항공산업이 최근에는 선진국이 독점하는 형태에서 중진국과의 협조 또는 공동으로 개발하는 관계로 변하고 있다.

이에 반하여 우리나라의 항공산업은 늦은 출발 때문에 부품 하청생산 및 조립을 위한 면허생산 단계의 극히 초보적인 항공 후진국에 속해 있으며, 적극적인 정책지원 및 통화가치 변동, 환경요인 등에 힘입어 가까운 시일내에 국산 항공 소재의 필요성이 대두될 전망이다.

따라서 본 연구에서는 항공기용 구조재료인 7050Al 합금에 대한 열처리의 적절한 조건을 제시하여 앞으로의 항공기 재료의 개발에 기여하고자 하였다.

2. 실험방법

7050Al 합금을 D.C(Direct Chilled) 주조법으로 빌렛트를 만들어서 압출전 균질화 처리를 행하였다. 이 합금의 경우 주조 후 응고 응력을 이완시키지 않고 24시간 방치하면 빌렛트 전체에 미소 균열과 파단이 일어난다. 따라서 타 합금과는 달리 주조 직후 응력제거를 위해 230~260℃ 범위에서 2시간 동안 저온균질화 처리를 하였다. 이러한 빌렛트를 직접압출방법으로 최대압출력 2100kg/cm², 압출비 11.41, 압출온도 384℃, 압출속도 14.3 mm/sec.의 조건으로 사각기둥 모양의 압출재를 제조하였다.²⁾ Al합금 중 열처리형 합금은 그 고용도가 온도 의존성을 갖고 있기 때문에 합금원소의 최대고용을 위해 고온에서 용체화 처리를 477℃에서 150분 동안, 승온 속도는

6℃/min., 1톤 용량의 공기 순환식 수직형 용체화처리로에서 행하였다. 그리고 용체화처리후 급냉시 잔류응력의 영향을 방지하기 위해서 2%의 stretching 처리를 하였다. 시효경화 처리는 열처리 조건을 T73, T74, T76으로 수행하였으며, Table 1은 각 규격에서 요구하는 T73, T74, T76의 열처리조건을 나타내었다. 이 합금을 120℃ 부근에서 시효처리했을 경우 10시간 전후로 G.P. zone의 성장이 둔화되는 것으로 알려졌다³⁾ 본 실험에서는 1st aging 조건을 121℃에서 5, 7시간으로 하였고 2sd aging 조건은 T73, T74는 177℃에서 각각 8, 10, 12, 14, 16, 21시간으로, T76은 163℃에서 17, 19, 21, 23시간으로 하여 항공기구조용 재료로 적절한 특성을 갖도록 최적의 조건을 평가하였다. 그리고 이러한 extrusion bar에 대해 w/2, 2/4 부분에 대해 Fig. 1과 같은 시편을 제작하여 일련의 기계적인 특성실험을 수행하였다.

Table 1 Specification of heat treatment

	AMS ⁴⁻⁶⁾	Mil-H-6088 ⁷⁾
Solution Heat Treatment	471~477℃	471~482℃
Stretching	1~3%	1~3%
T73	117~123℃×4hrs ↑ +172~178℃×8hrs ↑	-
T74	115~125℃×1~24hrs +170~180℃×9~11hrs	116~127℃×3~6hrs +157~168℃×24~30hrs
T76	116~127℃×3~8hrs +157~168℃×15~18hrs	116~127℃×3~8hrs +157~168℃×14~18hrs

Unit:mm

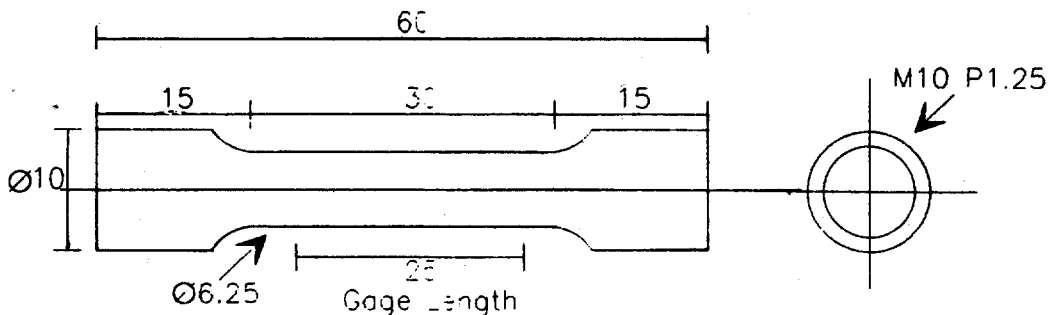


Fig. 1 Tensile specimen of 7050Al alloy

3. 실험결과 및 고찰

3.1 7050Al 합금의 열처리 특성 고찰

7050Al 합금은 일반적으로 T73, T74, T76의 세 종류의 열처리를 행하는데 T73⁸⁾, T76 열처리는 Cu가 1.25% 이상 포함된 7xxx계열의 전신용 합금에서 개발된 열처리로서 박리부식, 응력부식 균열 및 파괴인성을 개선하고 피로 균열성장속도를 저하시킬 목적으로 사용되는 열처리법이다.

특히 T76 열처리는 EX-CO(exfoliation corrosion) 특성이 우수한 범위 내에서 최대강도를 나타나게 하는 열처리 방법⁹⁾으로 SCC저항성이나 파괴인성은 T73 열처리에 비해 떨어지기 때문에 응력부식의 위험이 적은 곳에 쓰이고 T74 열처리는 SCC가 더욱 심각한 부분 즉, 접합부 또는 정하중을 계속해서 받는 부분에 쓰인다.

기존의 7050Al 합금의 경우 T6 열처리시 강도는 높아지나¹⁰⁾ 파괴인성 및 내응력부식성이 낮아지고 T73 열처리로는 내응력부식성은 높으나 강도가 너무 낮아 균형있는 조합을 이루기가 어렵다. 반면에 일반 7xxx계 합금과는 달리 7050Al 합금은 Cr 대신에 입자 미세화를 위해 Zr을 0.12wt% 첨가하여 우수한 파괴인성 및 응력부식 저항성을 갖고 있다. 이 합금은 1970년대 미국의 Alcoa에서 개발되어 일반 구조용 및 항공기와 미사일의 기본 소재로 쓰이며 1980년대 우주 항공용 소재로 널리 사용되고 있는 고강도 Al합금이다. 또한 기존의 7075Al합금과 같이 높은 강도를 유지하면서 7075Al합금의 단점인 내식성과 파괴 인성값을 크게 향상시킨 합금으로 많은 부분에서 7075Al합금의 단점인 내식성과 파괴 인성값을 크

게 향상시킨 합금으로 많은 부분에서 7075Al합금 대신에 사용되고 있다. 특히 7075Al합금의 quenching에 대한 높은 민감도의 결점을 보완하여 느린 냉각속도에서도 그리 큰 기계적 특성의 변화를 보이지 않는다. 이와 같이 7075Al합금이 7075Al합금의 단점을 개량하게 된 이유는 Table 2에 나타낸 바와 같이 7075Al합금에 비해 불순물의 규제를 강화하고 Cr 대신 Zr을 첨가하였기 때문이다. Zr의 효과는 소입민감도를 낮춰서 두꺼운 소재를 제조하는 데 유리하고 열처리 조건에 따라 강도와 내응력부식성 및 파괴인성의 조합을 크게 향상시킨다. 그리고 7075Al합금에서 Zn, Mg은 MgZn₂ 및 그 중간상을 형성시켜 경화원소로서의 역할을 하고 Cu는 석출물변태 속도 조절과 보조 경화를 위해 첨가하며^{8,11)} Zr은 조직의 미세화를 위해 첨가하였다.

3.2 7050Al 합금의 기계적 특성

Table 3에서 보여지듯이 1차 시효시간에 따라 기계적 특성이 변화된 것을 볼 수 있다. G.P. zone의 핵생성속도는 $\exp(-A/T)$ 의 함수로 온도에 의존하며¹²⁾, zone과 Al기지상 사이에 발생한 계면에너지의 변화가 G.P. zone에서 반정합 η' 이나 부정합 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 상으로 변태하는데 구동력으로 작용한다. 시효에 따른 경도의 변화는 G.P. zone과 석출물이 최적의 혼합을 이룰 때 최대로 나타나며 1차 시효시간이 길어질수록 2차시효에서 G.P. zone은 쉽게 η 상으로 변태하게 되고 최대경도를 얻는 시간도 짧아지게 되며 과시효가 진행됨에 따라 상대적으로 단시간내에 석출물로 변태되어 경도가 크게 떨어지게 된다.

Table 2 Chemical compositional composition of 7xxx series Al alloys

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
7050Al	0.12	0.15	2.0~2.6	0.1	1.9~2.6	0.04	5.7~6.7	0.06	0.08~0.15
7075Al	0.40	0.50	1.2~2.0	0.3	2.1~2.9	0.18~0.28	5.1~6.1	0.20	-
7175Al	0.15	0.20	1.2~2.0	0.1	2.1~2.9	0.18~0.28	5.1~6.1	0.10	-

Table 3 Comparison of mechanical property of 7050Al alloy with aging treatment

w/2	1st aging	2nd aging	UTS (kgf/mm ²)	YS (kgf/mm ²)	EL (%)	HRB	w/4	UTS (kgf/mm ²)	YS (kgf/mm ²)	EL (%)
1	121℃×5h	177℃× 8h	46.7	37.5	13.7	84.8	1	46.9	32.3	10.3
2		×10h	47.8	40.3	13.1	84.0	2	48	36	14.1
3		×12h	44.9	36.8	9.1	83.5	3	44.8	35.3	13.5
4		×14h	44.9	35.3	11.1	81.8	4	44.3	34.1	11.4
5		×16h	44.9	34.5	12.66	81.5	5			
6		163℃×17h	49.9	42	15.2	87.0	6	57	50	11.4
7		×19h	48.3	38.1	11.1	87.0	7	49.6	42.4	13.7
8		×21h	47.6	40.5	14.0	87.0	8	48.2	41.3	14.1
9	121℃×7h	177℃× 8h	52.0	44.0	12.6	84.3	9	49.8	40.9	9.3
10		×10h	53.4	45.7	14.2	83.3	10	50	41.3	13.0
11		×12h	46.4	39	9.6	83.5	11	47.2	37.5	10.0
12		×14h	55.0	45.2	12.6	82.5	12	51.6	45.8	11.5
13		×16h	44.7	36	13.1	80.8	13	44.4	34.5	8.1
14		163℃×19h	44.8	34.5	7.65	88.0	14	49.3	40.5	13.7
15		×21h	59.6	54.9	13.8	87.0	15	45.4	37.5	12.8
16		×23h	54.6	44.7	12.7	87.3	16	56	44.3	8.7

시효시간의 변화를 주어 열처리를 한 결과 Fig. 2와 같은 인장강도와 경도를 나타내었다. 사각기둥모양의 압출재에서 W/2 부분과 w/4 부분의 인장강도가 큰 차이를 나타내지 않았으므로 w/2 부분의 인장강도만을 나타내었고 경도는 10회 측정 한 후 최대값, 최소값을 제외한 평균값으로 구하였다. Fig. 2의 결과에서 보여지는 것과 같이 1st aging 조건은 121℃에서 7시간 열처리한 경우가 5시간 열처리한 것보다 경도의 큰 차이는 없었으나 10~15kgf/mm²의 향상된 인장강도를 보였고 항복강도는 10~12kgf/mm²으로 증가한 경향을 띠었으며, 반면에 연신율은 큰 변화가 없었다. 이러한 이유는 저온의 시효온도에서 7시간으로 시효처리를 하였을 경우 기계적 특성에 큰 영향을 미치는 η 상이 G.P. zone으로부터 충분히 성장하여 5시간 시효처리한 경우보다 숫적으로도 증가하였고 그 결과로 재료의 단위부피당 G.P. zone과 η 상이 이루는 밀도가 증가한 것으로 판단할 수 있다. 따라서 적합한 T73, T74, T76의 열처리조건을 제시하기 위하

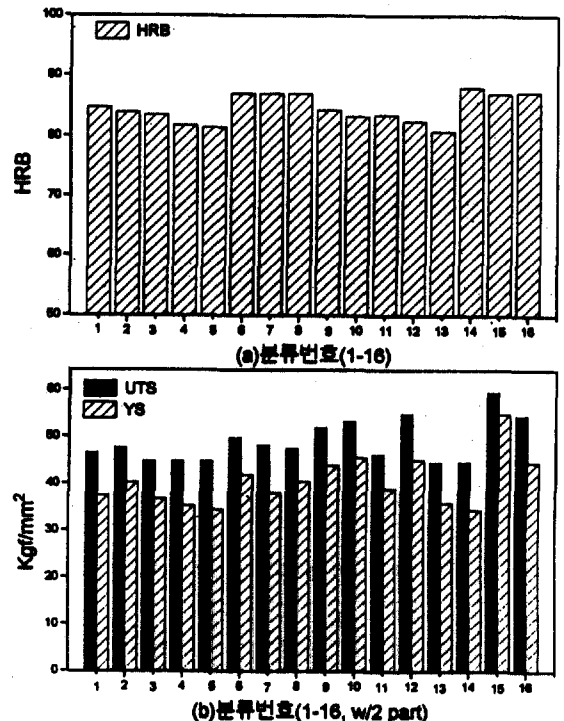


Fig. 2 (a)HRB and (b)UTS & YS of 7050Al alloy

여 2nd aging한 결과를 보면, 분류번호 15, 12, 19 번 순으로 인장강도가 높은 값을 나타내었음을 알 수 있다. 즉, 열처리에 따른 특성에 따라서 exfoliation corrosion에 대한 저항성을 갖는 범위에서 최대강도를 나타내는 T76열처리는 $121^{\circ}\text{C} \times 7\text{h} + 163^{\circ}\text{C} \times 21\text{h}$ 의 조건으로, T73열처리는 $121^{\circ}\text{C} \times 7\text{h} + 177^{\circ}\text{C} \times 14\text{h}$, 그리고 정하중을 계속해서 받는 곳에 스이도록 인장강도는 물론 연신율이 개선되어야 할 재료에 알맞는 T74 열처리는 $121^{\circ}\text{C} \times 7\text{h} + 177^{\circ}\text{C} \times 10\text{h}$ 의 조건으로 하였다.(분류번호: T73-12번, T74-10번, T76-15번)

1st, 2nd aging 열처리한 시간에 따라서 인장강도의 증가경향은 보였지만 다만 압출방향으로 분포된 개재물에 의한 기계적 특성의 변화로 다소 불규칙한 결과를 얻은 것으로 보아서 7050Al합금의 제조를 위해서는 주조공정 등 각 제조공정에 있어서 보다 면밀한 주의가 있어야 할 것으로 여겨진다.

7050Al합금의 시효경화특성은 Al-Zn-Mg계 Al합금으로 석출경화는 주로 η' 상(MgZn_2)에 의해 이뤄지고 이 석출상의 핵생성과정은 일반적으로

Supersaturated Solid Solution \rightarrow

G.P. zone $\rightarrow \eta' \rightarrow \eta(\text{MgZn}_2)$

로 알려져 있다.¹³⁾ 용체화 처리시 477°C 까지 가열하여 Zn과 Mg를 모두 고용시킨 후 상온의 물에 급냉하면 Al기지 내에 Mg과 Zn은 불규칙한 치환형의 과포화 고용체가 되며 전위의 분포와 밀도도 고온 상태의 것을 그대로 유지하게 된다. 이를 121°C 에서 시효처리를 하면 용질원자의 공공이 전위 주변으로 확산 이동되며 G.P. zone의 핵이 될 수 있는 응집체를 형성하며 입계주변의 기지에는 공공의 sink가 발생하므로 전위밀도와 공공의 수가 적어진다. 시효시간이 길어짐에 따라 구형의 G.P. zone은 판상의 석출물로 변하고 그 숫자도 많아지게 되며 성장하여 크기도 커진 η' 상이 출현한다. 이러한 η' 상이 형성되면 G.P. zone이 소멸되고 η' 상의 밀도가 높아지더라도 G.P. zone+ η' 의 전체적인 밀도가 감소되므로 이미 강도는 떨어지기 시작하며 이 때 η' 상은 기지 조직과 격자

정합 관계를 갖지 않게 되므로 재질의 강도는 α 상내에서 η' 상의 분산강화효과로 나타나는 것이라 볼 수 있다. 가열시간이 더욱 길어지면 즉, 시효시간이 길어질수록 η' 상이 성장하여 η 상(MgZn_2 , hexagonal)으로 변화한다. η 상 역시 기지조직인 α 상과 격자 부정합을 이루며 형상은 판상 또는 막대형이 된다.

열처리를 통하여 우수한 기계적 성질을 얻기 위해서는 작고 조밀한 석출물을 고르게 분포시켜야 하며 일반적으로 시효온도가 낮을수록 석출상의 G.P. zone이 조밀해진다. 그러므로 저온에서 1차 시효처리를 수행하면 G.P. zone이 형성되고 고온에서 2차 시효를 하게 된다면 조밀하게 분포된 G.P. zone에서 η' 중간상이 생성되어 짧은 시간에 미세하고 조밀한 중간상이 생성되므로 석출강화효과를 얻을 수 있을 것으로 기대된다.

만약 2단 시효처리를 거치지 않고 고온의 2차 시효처리만을 시행한다면 η 상의 nucleation site가 되는 G.P. zone은 형성되지 않고 급냉으로 형성된 G.P. zone은 그 크기도 작아서 거의 재고용되므로 η' 상의 밀도가 낮게 형성되므로 기계적인 특성에도 영향을 미치게 된다. 또는 저온의 1차 시효로 요구되는 물성치를 얻으려면 열처리시간이 1000시간 이상으로 길어지게 된다. 따라서 7050Al 합금을 T7조건으로 열처리를 할 경우는 2단시효법이 효과적이라고 생각된다.

3-3 7050Al 압출재의 미세조직 관찰

16종류로 시간을 달리한 열처리 시편 중 가장 적당한 T73, T74, T76의 열처리에 따른 미세조직의 차이를 Fig. 3에서 압출방향면과 transverse한 면으로 나타내었다.

T73, T74, T76으로 시효시간이 변화됨에 따라 조직의 큰 차이는 보이지 않았지만 시효시간의 증가에 따라서 점차 미세화되는 경향을 띠었다고 말할 수 있으며 7050Al 합금의 제조공정 중 발생한 개재물이 압출방향으로 나열되어 있는 것을 관찰할 수 있었다. 이러한 개재물들의 재료내에 분포되는 정도에 따라 기계적 특성에 영향을 끼치므로 앞선 기계적 특성의

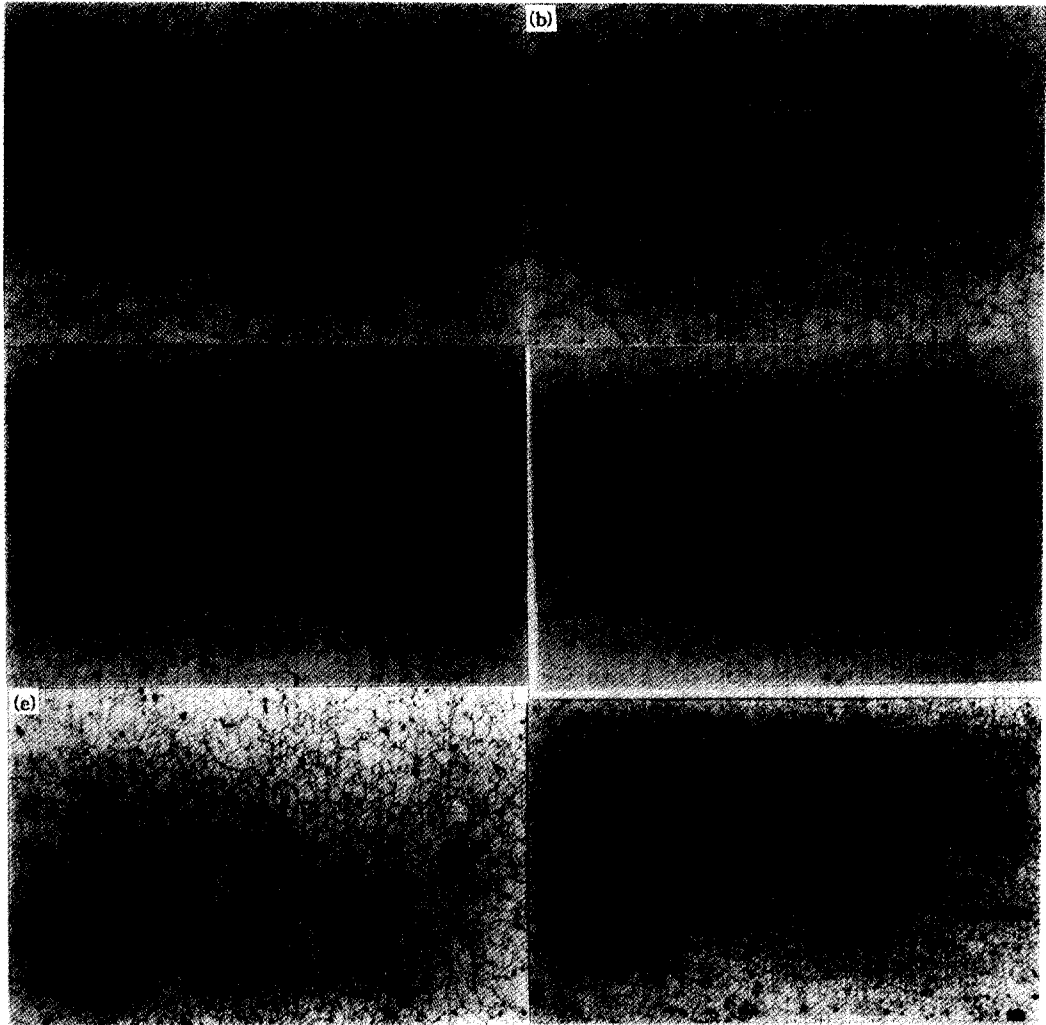


Fig. 3 Micrographs of 7050Al alloy extruded
 extrusion direction: (a)T73 (c)T74 (e)T76, transverse direction: (b)T73 (d)T74 (f)T76

결과에서 보여졌던 것처럼 어떤 경향을 띠지 않는 예상외의 결과를 초래할 수도 있다고 생각된다. T76 열처리한 시편의 조직은 Fig. 4의 SEM 사진을 비교하더라도 T73, T74 열처리한 시편의 경우보다 미세한 조직을 관찰할 수 있었다. 이는 1st aging 시간이 같고 2nd aging 시간이 다르다는 것으로 보아서 2nd aging 시간이 조직의 미세화에 상당한 역할을 하였음을 예상할 수 있다. 그러나 21h 동안 장시간 열처리

한 재료의 조직내에도 공공이 잔류하는 것을 보면 열처리로는 적합한 기계적인 특성을 갖는 범위에서, 잔류공공을 크게 억제하기에는 어려울 것으로 생각되고 압출재의 제조시 조절하는 것이 가장 중요한 변수일 것으로 판단된다. Fig. 5는 인장시험한 시편의 파단면을 나타낸 것으로서 입계파괴의 형태를 띠었고¹⁴⁾, T76 열처리한 시편의 경우가 가장 미세한 dimple 파단면을 나타내었다. 이는 실제 인장강도와 연신율이

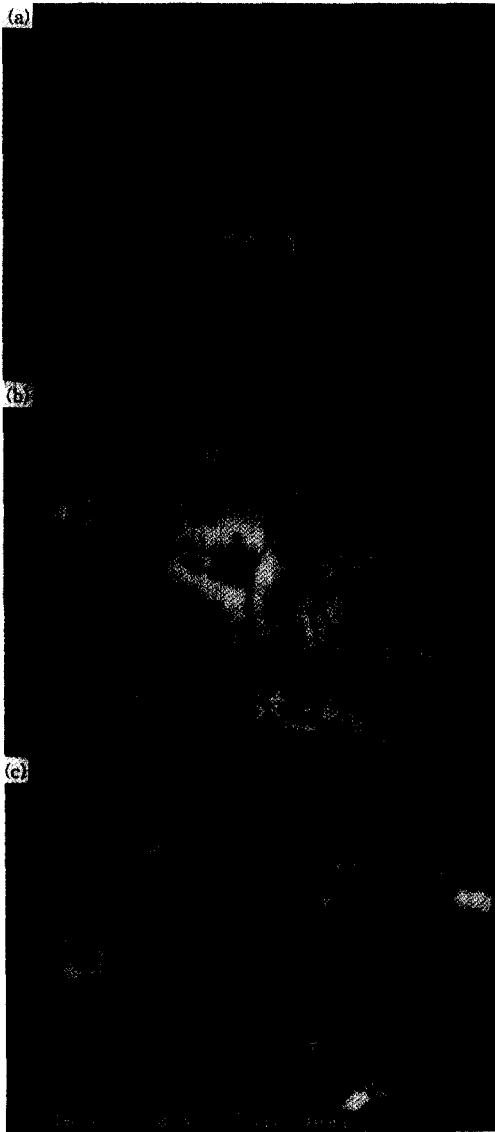


Fig. 4 SEM micrographs of 7050Al alloy extruded (a)T73 (b)T74 (c)T76

다른 열처리에 비해 높은 수치를 나타내는 것과 일치하는 결과이고 반면에 12.6%로 선택된 것중 가장 낮은 연신율을 보인 T74열처리 경우에는 그 파단면이 T76열처리에 비해 dimple 구조도 크고 거친 형태를 나타내었다.

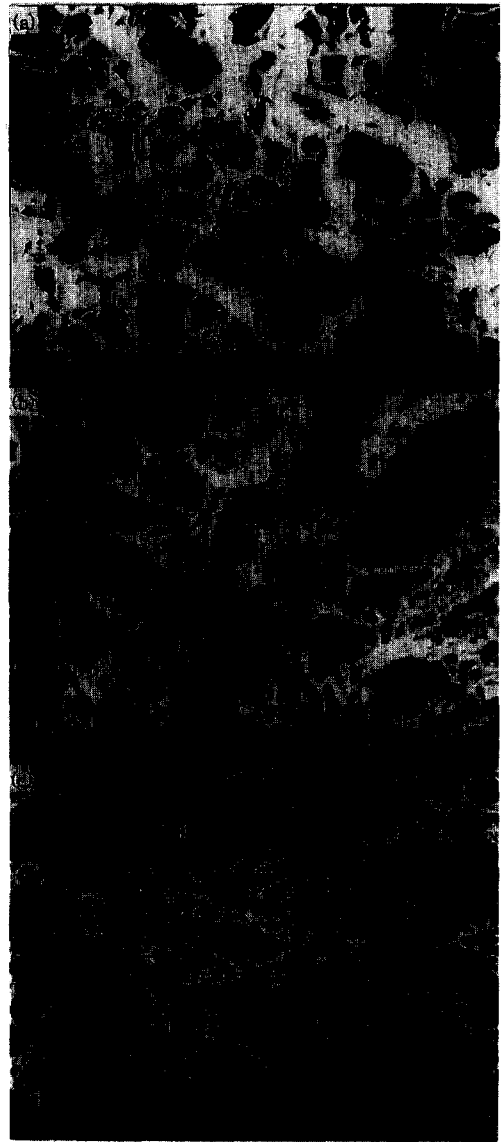


Fig. 5 SEM micrographs of fracture surface of tensile specimens (a)T73 (b)T74 (c)T76

4. 결 론

본 실험을 통하여 얻은 결과는 다음과 같다.

- 1) 7050Al 합금의 열처리 결과 최적의 열처리 조건은 다음과 같다.

T73 : 121℃×7hr+177℃×14hr

T74 : 121℃×7hr+177℃×10hr

T76 : 121℃×7hr+163℃×21hr

- 2) 2단계 시효처리 등 열처리에 대한 연구결과 T73, T74, T76 등 열처리는 적합한 것으로 생각되며 단지 압출방향으로 분포된 개재물에 의한 미세조직 및 기계적 특성의 변화가 문제점으로 나타났다. 따라서 7050Al 합금의 제조를 위해서는 주조공정 등 각 제조공정에 있어서 보다 면밀한 주의가 요구된다.

참고문헌

1. Kurt Laue and Helmut Stegner: Extrusion, ASM (1976) p.1
2. Alcoa Green letter no. 220
3. T.H. Sanders, Jr. and E.A. Starke, Jr.: "The Relation of Microstructure to Monotonic and Cycle Straining of Two Age Hardening Aluminum Alloy" Metall. Trans. vol. 7A(1976) no. 9, pp.1407-1418
4. AMS 4340B "Aluminum Alloy Extrusions 6.2Zn-2.3Cu-2.2Mg-0.12Zr (7050-T76511) Solution Heat Treated, Stress Relieved and Overaged" (1986)
5. AMS 4341B "Aluminum Alloy Extrusions 6.2Zn-2.3Cu-2.2Mg-0.12Zr (7050-T73511) Solution Heat Treated, Stress Relieved and Overaged" (1986)
6. AMS 4342 "Aluminum Alloy Extrusions 6.2Zn-2.3Cu-2.2Mg-0.12Zr (7050-T74511)(formerly-T736511) Solution Heat Treated, Stress Relieved and Overaged" (1986)
7. Mil-H-6088G "Heat Treatment of Aluminum Alloy" (1991)
8. J.E. Hatch: Aluminum properties and physical Metallurgy, ASM McGraw-Hill (1981)
9. D.O. Sprowls and R.H. Brown: Metal Progress, no.181(1962) p.77
10. J.T. Staley: Aluminum alloy-contemporary research and applications, Treatise on Material science and technology, vol.31(1989)
11. W.F. Smith: Structure and properties of engineering alloys (1984) p.159
12. H.A. Holl, Corrosion, 173(1967)
13. R.B. Nicholson et al: J. Inst. Metals, vol.87(1958) p.429
14. Gerard M. Ludtka and David E. Laughlin: "The Influence of Microstructure and Strength on the fracture Mode and toughness of 7xxx series Aluminum alloys" Metall. Trans. vol.13A(1982) no.3 p.411~425