

## 高力 알루미늄합금의 破壞特性에 관한 時効處理의 影響

文昌權\* · 吳世奎\*

## Effect of Aging Treatment on Fracture Characteristics of High Strength Al-Alloy

Chang-Kweon MOON\* and Sae-Kyoo OH\*

Nowdays, the high strength aluminum alloys are broadly used for structural purpose, but the practical strengthening method by aging treatment are not much available.

So that, in this study, in order to investigate the effect of aging treatment for strengthening on the fracture characteristics of the domestic high strength Al alloy (A2024BE), the variations of the aging temperature and time were taken after solution treatment. By microstructural examination, and by SEM fractographs of the fractures, the effects of aging temperature and time were investigated, considering on the fracture behaviour.

The results obtained are as follows:

1) It was confirmed by microstructural investigation that the aging temperature of 190°C and the aging time of 12hours were optimal to get more sound microstructure with distribution of uniform precipitation.

2) By step aging treatment, the proper aging time for obtaining the similar microstructure without any microstructural defects could be shortened in half the normal aging time.

3) By examining the SEM fractographs of the fracture surface, it was found that, regardless of the aging treatment time and temperature, all were intergranular ductile fractures, but the aging treatment at 190°C for 12 hours resulted in dimple-type-transgranular and [intergranular-ductile-fracture.

## 序 論

과거에는 高張力鋼이나 특수강이 使用되었던 각종 高強度材料, 導電用材料, 兵器用材料와 輕量 高強度가 요구되는 一般構造用材料, 항공기, 유압기 및 자동차의 部品材料에 대하여, 오늘날에는 高力알루미늄 합금이 대체되어 가고있어, 高力알루미늄의 수요량은 매년 증가하고 있다.

1906年 A. Wilm<sup>1)</sup>에 의해 Al-Cu-Mg계 알루미늄 합금의 熱處理 과정에서 鋼의 경우와는 달리 담금질 직후는 硬化되지 않지만 시간의 경과에 따라

점차 硬化가 일어나는 時効硬化 현상이 발견되어 고력알루미늄인 듀랄루민을 발명하였으며 1919年 Me-rica等에 의해 듀랄루민의 時効析出 硬化<sup>2,3)</sup>가 처음 說明되었다. 析出硬化에 대한 이론은 금속의 특정한 원자면의 미끄럼을 析出物이 방해함으로써 硬化된다는 Jeffries와 Archer等の 미립자 析出物에 의한 미끄럼 간섭설이 제안되어 析出說이 정립되었다. 알루미늄 합금의 熱處理方法도 많이 연구되어 Vasilevskii等<sup>4)</sup>은 알루미늄 합금에 대한 階段式 熱處理의 연구에서 固溶化와 時効熱處理 時間을 단축시킬 수 있음을 보고하였다.

\* 釜山水産大學: Fisheries National University of Pusan

材料 및 實驗方法

宇野等<sup>5)</sup>은 알루미늄합금을 가공열처리하여 延성과 파괴특성을 연구하여 담금질 후 적당한 냉간가공과 時効熱處理를 하면 延성이 증가하고, 파괴양상이 입계 파괴형에서 입내파괴형으로 변화함을 보고하고 있다. 또한 Welpmann等<sup>6)</sup>은 時効硬化된 알루미늄합금의 延성이 溫度, 분위기, 가공률 등의 영향에 관계 있음을 보고 하였다. 그러나 國產 高力알루미늄합금 A2024BE에 대한 階段式 熱處理에 의한 시효열처리의 시간단축과 파괴특성에 대한 연구는 찾아 보기 힘들다.

따라서 本研究에서는 國產 高力알루미늄합금인 Al-Cu-Mg계의 A2024BE를 소재로 용체화 처리 후의 제단식에 의한 시효열처리 시간과 온도를 變化시키고, 이때의 微視的 組織과 析出에 의한 破斷面의 走査型 電子顯微鏡(SEM) 관찰을 통하여 파괴특성을 비교검토하여, 적정시효 온도와 시효시간을 결정 함으로써, 國產 高力알루미늄합금의 생산설계에 기본적 참고자료가 되게 하였다.

1. 試驗片

本 實驗에 使用한 素材는 國產 Al-Cu-Mg계의 高力알루미늄합금 A2024BE이며 화학적 조성은 Table 1과 같다.

2. 實驗裝置

熱處理를 위한 가열로서 電氣爐(Shimadzu SMF-14)를 使用했으며, 현미경조직 관찰에는 광학현미경(Olympus MG)을 使用했고, 파단면의 관찰을 위하여 走査式電子顯微鏡(Jeol M-P15)을 使用하였다.

3. 實驗方法

熱處理는 시험前 노내온도를 정도±0.3°C의 抵抗式 디지털 溫度計(Yokogawa 2804)로써 전기로 온도저시계의 온도오차를 確認하고, Fig.1의 열처리 사이클과 같이 溶體化處理는 490°C에서 1.5시간 유

Table 1. Chemical composition of materials (W%)

Materials	Chemical composition	Al	Cu	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Ni	Ti	Cr
A2024BE		R	4.26	0.38	0.25	1.63	0.61	0.08	—	0.03	0.012

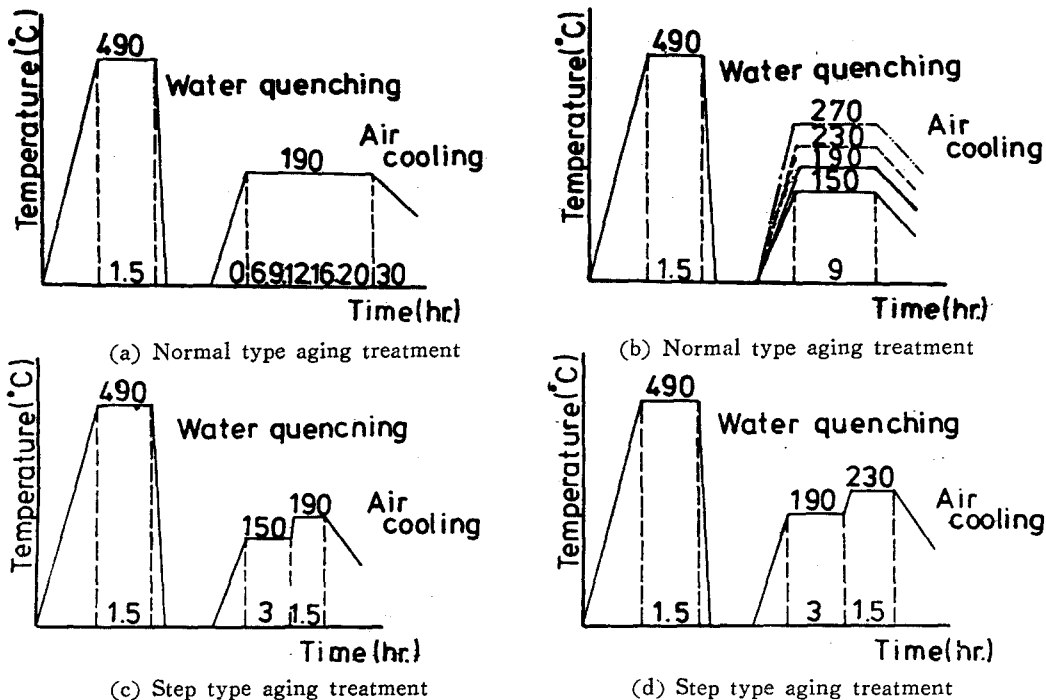


Fig.1. Heat treatment cycles.

지시킨 후 水冷하여 담금질하였다. 용체화처리 후의 경상시효열처리는 일정온도 190°C(Fig.1(a))에서 시간을 변화시킨것과 時効時間을 9시간으로 일정하게하여(Fig.1(b)) 온도를 변화시켰고, 또 階段式 時効熱處理로서는 Fig.1(c), Fig.1(d)와 같은 계단식 시효열처리를 하였다.

顯微鏡組織 觀察을 위한 試料는 押出方向에 대하여 橫方向으로 절단하고 산화 알루미늄으로 鏡面연마하여 부식액[H<sub>2</sub>O(99cc)+NaOH(1g)]으로 부식시켜서 관찰했으며, 인장파단면의 관찰은 인장시험편(φ14.5mm)의 파단부를 10mm로 절단하여 走査式電子顯微鏡으로 관찰하였다.

## 結果 및 考察

### 1. 顯微鏡組織觀察

Fig.2는 450°C에서 押出加工한 A2024BE의 母材에 대한 현미경조직이며, Fig.3은, Fig.1(a)와 같은 표준시효처리법으로서 모체를 490°C에서 1.5시간 유지 후 水冷을 시켜 溶體化處理하고 190°C에서 시효열처리 온도를 一定하게하여 시효시간을 變化시켰을 경우의 조직변화를 나타낸 것이다. Fig.3(a)에서 용체화처리한 것은 結晶粒子가 잘 나타나지 않으나, Fig.3(b)~(d)에서처럼 시효열처리시간의 경과에 따라 粒界가 뚜렷하여 析出物이 粒界와 粒內에 점차 많이 析出하고 있음을 알 수 있다. 특히 Fig.3(c)에서 알 수 있듯이 190°C, 12hr로 시효처리한 경우가 시효강화된 양호한 조직과 균일한 미세석출분포를 나타내고 있다.

Fig.3, Fig.4 및 Fig.5에서 보이는 큰 흑색의 粒子들은 Al-Cu-Mg계의 高力알루미늄 合金에서 대표적으로 형성될 수 있는 Cu-Mg-Al<sub>2</sub>, Mg<sub>2</sub>Si, Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub>Al<sub>20</sub> 및 Fe-Si등의 금속간화합물로 생각된다.

Fig.4는 역시 Fig.1(b)와 같은 표준시효처리법으

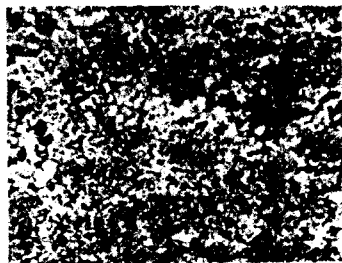
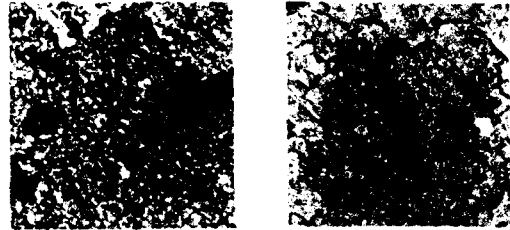


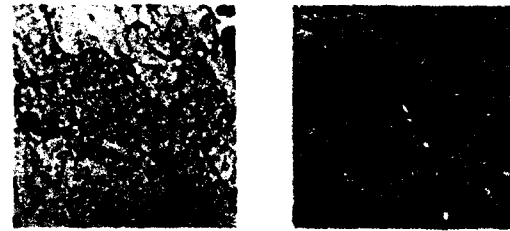
Fig.2. Microstructure of base metal (×400).

로서 母材를 490°C에서 1.5시간 유지하고 水冷하여 溶體化處理한 後 시효열처리 시간을 9시간으로 일정하게 하여 時効溫度를 變化시킨 경우에 대한 조직의 變化를 나타낸 것이다.

Fig.4에서 시효열처리시간이 같은 경우 時効溫度가



(a) As solution treated (b) 6hr aging



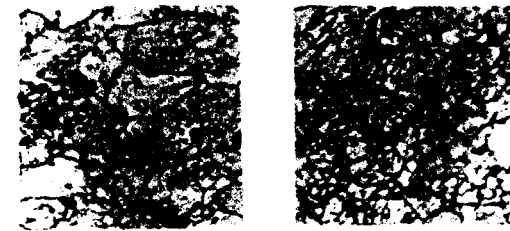
(c) 12hr aging (d) 30hr aging

Fig.3. Effect of aging time on microstructures of A2024BE after quenched from 490°C and aged at 190°C (×400).

Heat treatment cycle: as in Fig.1(a).



(a) 150°C (b) 190°C



(c) 230°C (d) 270°C

Fig.4. Effect of aging temperature on microstructures of A2024BE after quenched from 490°C and aged for 9hr (×400).

Heat treatment cycle: as in Fig.1(b).

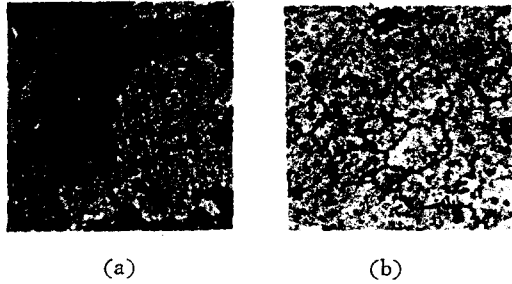


Fig. 5. Effect of step aging on microstructures of A2024BE after quenched from 490°C and aged according to (a) 150°C 3hr+190°C 1.5hr (b) 190°C 3hr+230°C 1.5hr (×400). Heat treatment cyce: as in Fig. 1(c) & (d).

높을수록析出現狀이 빠르게 진행됨을 알 수 있어서, Fig. 4(a)에서는 粒界가 명확히 나타나지 않으나 미세한析出物이析出되고 있고, Fig. 4(b)에서는 結晶粒界가 明確히 나타나며 粒界와 粒內에 많은 미세석출물이 나타나고 있다.

Fig. 4(c)에서는 粒界가 더욱 明確하고 析出物의 粒子도 점차 粗大化 되어, 과시효 경향을 띄고 있으며, Fig. 4(d)에서는 結晶粒度가 매우 작고 粒界가 뚜렷한 組織을 보이고 있으며 析出粒子도 크게 나타나 과시효 현상을 나타내고 있다.

Fig. 3(c)와 Fig. 4(b)의 조직은 GPB zone과 S'中間相의 混合組織으로서 時効處理에 의해 析出硬化된 조직으로 생각된다.

Bagaryatsky, Lambot, Hardy, Silcock 및 기타의 연구결과<sup>7)</sup>에 의하면 Al-Cu-Mg계 合金의 時効析出 과정은 過飽和固溶體→GPB zone→S'中間相→S 평형상으로 진행된다고 하였는데, Fig. 3(c)와 Fig. 4

(b)에서의 GPB zone(Guiner-Preston Bagaryatsky zone)과 S'中間相, 그리고 Fig. 3(d)와 Fig. 4(c), (d)에서의 S'中間相과 S 평형상등의 혼합조직등은 상기보고<sup>7)</sup>와 매우 일치한다.

Fig. 5에서는, Fig. 4(b)의 표준시효처리 결과와 비교하기 위하여 계단식 時効熱處理한 전형적인 미시조직 관찰 결과로서, 처리조건은, 490°C에서 1.5시간 유지시킨 후 水冷시켜서, 그다음 Fig. 5(a)의 경우는 Fig. 1(c)와 같은 열처리사이클로서 150°C, 3hr 유지시킨 後 1.5hr동안 190°C로 가열한 경우이고 Fig. 5(b)의 경우는 Fig. 1(d)와 같이 190°C에서 3hr동안 유지시킨 후 다시 230°C에서 1.5hr동안 時効熱處理한 경우이다.

이들 조직을 잘 관찰해 보면, Fig. 5(a)는 粒界가 형성되어 가고 있고 粒度가 크고 석출분포가 완전하지 못하다. 반면에 Fig. 5(b)는 粒界가 뚜렷이 나타나고 있으며 粒度도 미세하고 析出物도 전면적으로 均一하게 분포되어 있는 양호한 석출강화조직을 나타내고 있다.

여기서 특기 할만한 결과는 Fig. 1(d)와 같은 계단식시효처리에 의하면 시효처리시간이 4.5시간이며, Fig. 1(b)와 같은 표준시효처리법에 의하면 시효처리시간이 9시간으로서, 계단식인 경우가 시효시간이 반으로 단축되었으며, 이때, 시효강화조직은 둘 다 유사하게 양호한 결과가 얻어진 것이다(Fig. 4(b)와 Fig. 5(b)).

## 2. 破斷面觀察

Table 2는 490°C에서 1.5hr 유지하여 水冷시킨 후 각 조건하에서 시효열처리한 것의 인장파단모우

Table 2. Variation of the fracture mode according to heat treatment of A2024BE

Aging condition	Mode *	Aging cond.	Mode *	Aging cond.	Mode *
As solution treated	B, C	190°C 16hr	C	150°C 3hr+190°C 1.5hr	B
190°C 6hr	C	190°C 20hr	A	230°C 9hr	A, C
190°C 9hr	A, C	190°C 30hr	A, C	270°C 9hr	A, C
190°C 12hr	C	150°C 9hr	C	190°C 3hr+230°C 15hr	A

\* Fracture Mode

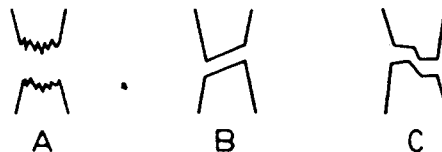




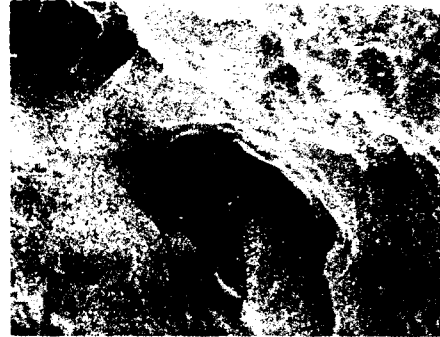
Fig. 6. Scanning electron micro graph of fracture surface in A2024BE base metal ( $\times 5000$ ).

드(mode)이며, 중복된 기호는 前者가 後者의 파괴모우드보다 강함을 표시하는 것이며, 모우드A는 컵운(Cup and Cone) 형의 딥플(dimple)형을 가진 경우이며 모우드B는 전단형 파괴를 일으켜 平滑한 슬립(slip)파면을 이루는 것으로 나타내었다.

Fig. 6은 母材의 파단면에 대한 SEM 전자현미경사진이고 Fig. 7은 490°C에서 1.5hr 유지 후 水冷하여 용체화처리한 것과 용체화 처리 후 190°C에서 시간



(a) As solution treated

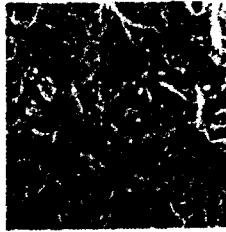


(b) 6hr aging

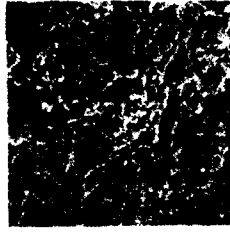


(c) 12hr aging

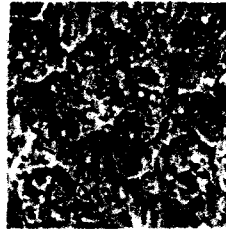
Fig. 8. SEM fractographs of A2024BE after quenched from 490°C and aged at 190°C ( $\times 5000$ ).



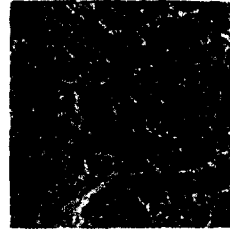
(a) As solution treated



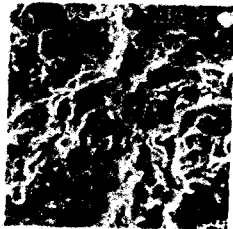
(b) 6hr aging



(c) 12hr aging



(d) 16hr aging



(e) 30hr aging

Fig. 7. SEM fractographs of A2024BE after quenched from 490°C and aged at 190°C ( $\times 200$ ).

별로 시효열처리한 시험편의 파단면을 走査電子顯微鏡으로 관찰한 것이다.

Fig. 7(a)는 용체화재의 파단면으로 연성파괴의 특징인 신연된딴플(elongated dimple)의 파면으로 되어 있으며 개재물에 의한 미시공극(micro void)이 발생한 딴플(dimple)을 가진 파면을 이루고 있다. Fig. 7(b)는 시효시간의 경과에 따라 딴플의 크기가 커지고 있으며 개재물, 析出物의 미립자를 핵으로 많은 미시공극(micro-voids)이 발생된 얕은딴플(shallow-dimple)과 잘발진된 딴플(well-developed dimple)을 가진 破面이다. Fig. 7(c)도 소형딴플(small dimple)과 얕은딴플을 가진 延性破面이나 취성 미시크랙(crack)으로 전파되어, 시효강화된 양상임을 알 수 있으며, Fig. 7(d), Fig. 7(e)에서 딴플의 크기는 시효시간이 경과함에 따라서 점차 커지는 경향이 있

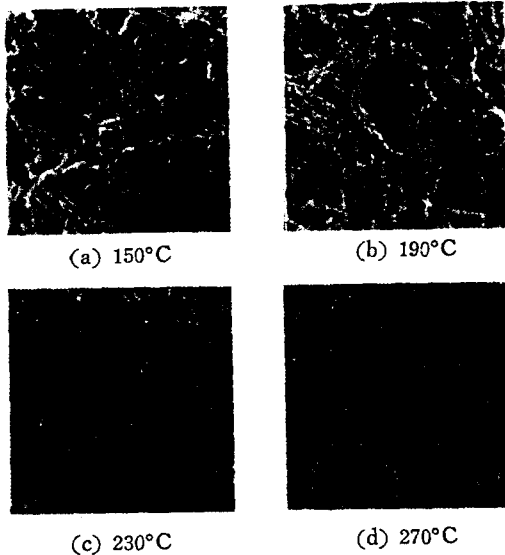


Fig. 9. SEM fractographs of A2024BE after quenched from 490°C and aged for 9hr(×200).

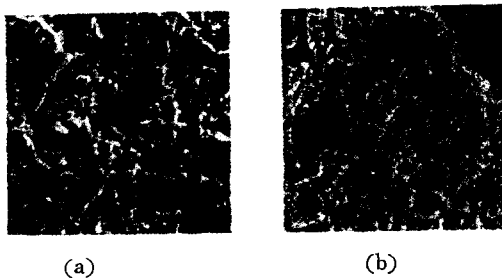


Fig. 10. SEM fractographs of A2024BE after quenched from 490°C and aged according to (a) 150°C 3hr+190°C 1.5hr, (b) 190°C 3hr+230°C 1.5hr(×200).

음을 알 수 있고, 특히 Fig. 7(e)는 粒度도 크고 粒界에 많은 析出物이 있는 것으로 미루어 입계연성파괴인 것으로서 파시효현상이라고 생각된다.

Fig. 8은 Fig. 7의 (a), (b), (c)를 고배율로 관찰한 것으로 Fig. 7(a)는 딴플형의 延性破壞이며, Fig. 7(b)는 슬립밴드(slip band)의 흔적인 서어펜틴글라이드(serpentine glide)와 리플(ripples)이 나타나고 있으며 Fig. 7(c)는 입계 및 입내파괴가 진행되고 있음을 알 수 있다.

Fig. 9는 490°C에서 1.5hr 유지 후 水冷하여 용체화처리 후에 時効時間을 9시간으로 一定하게하고 時効溫度를 변화시켜서 時効處理한 시험편의 파면으로서 대형딴플(large dimple)은 주로 금속간화합물이 핵으로되어 미시공극을 형성하여 발생된 딴플이고 소형딴플(small dimple)은 析出物의 미립자가 핵으로되어 미시공극이 발생하여 생긴 딴플<sup>9)</sup>이다.

Fig. 10은 490°C에서 1.5hr 유지 후 水冷시켜 용체화처리한 것을 150°C에서 3hr 유지 후 190°C에서 1.5hr 時効處理한 것과 190°C에서 3hr 유지 후 230°C에서 1.5hr 유지시키는 階段式時効熱處理한 것에 대한 인장파면이다.

Fig. 10(a)는 얕은딴플, 소형딴플 및 대형딴플을 나타내는 延性破面이며 Fig. 10(b)는 잘발진된 딴플과 대형딴플이 있는 破面이다.

Fig. 7, Fig. 9 및 Fig. 10의 破斷面觀察를 종합하면 시효열처리시간과 시효온도에 관계없이 딴플(dimple)을 가진 연성파괴이며, 개재물 혹은 析出物의 微粒子가 핵이 되어 미시공극이 발생하고 이들 미시공극이 인장하중을 받아 성장결합하여 크고 작은 많은 딴플이 형성되고 있다.

延性破面은 하중방향에 수직<sup>10)</sup>인 것과 경사를 이루는 것이 있는데 수직인 것은 부재의 내부에서의 평면스트레인(strain) 상태에서 파괴되기 때문에 파면에는 微細한 요철이 있는 섬유상을 가지고 있고, 경사를 이룬것은 표면부근에서 평면응력 상태에서의 파괴인데 최대전단응력방향(45°)의 전단파괴로 되어 破面은 평탄하다. 그리고 취성파면은 인장응력에 수직이며, 파면은 평평함을 나타내고 있다. 微視의 관찰의 파면에 대한 특징은 입내파괴, 입계파괴가 있고 파괴의 행로와는 관계없는 딴플파괴(dimple rupture), 피로파괴(fatigue rupture), 벽개파괴(cleavage rupture), 분리파괴(decohesive rupture)<sup>11)</sup>가 있다. 延性파괴의 대표적인 딴플파괴는 材料内部의 介在物, 析出物의 미립자가 핵으로 형성되어 外力作用에 대하여 미시공극(micro void)이 성장결합하여

## 高力 알루미늄합금의 破壞特性에 關한 時効處理의 影響

컵모양의 덩플형 破斷面의 형태로 나타난다. 파괴특성을 지배하는 요인에는 結晶粒度, 粒界析出物, 무석출대 및 입내석출물의 형상등이 알려져 있는데 結晶粒度의 영향은 結晶粒이 크게 되면 입계파괴가 일어나기 쉽고 結晶粒을 미세화한 경우에는 입계파괴가 잘 일어나지 않는다. 또 粒界析出物에 대하여서는 粒界에는 粒内보다도 粗大한 析出物이 형성되어지기 쉽기 때문에 약한 基地와 粒界析出物의 界面에서 크랙의 형성과 전파가 우선적으로 일어난다고 생각되어지기 때문에 현저한 입계석출은 입계파괴의 원인이 된다고 생각되어진다.

이상을 종합하여보면, 190°C 및 12hr로 시효처리한 경우(Fig.7의(c))의 파단편은 덩플형 입계 및 입내파괴를 나타내고 있고, 이를 제외한 대부분의 시효처리 시간과 시효온도에서는 입계연성파괴를 나타내고 있다.

## 結 論

高力알루미늄합금의 파괴특성에 미치는 時効熱處理의 영향에 대하여 검토한 결과는 다음과 같다.

1. 顯微鏡 組織의 觀察결과 190°C, 12hr로 時効熱處理한 것이 시효강화된 양호한 조직과 미세한 석출분포를 나타내고 있음을 알 수 있었다.
2. 階段式時効熱處理에 의하여 正常時効熱處理보다 時効時間을 반정도로 단축시킬 수 있었고, 이들 조직도 유사하였다.
3. 引張破斷面의 SEM전자현미경 사진관찰결과는 190°C, 12hr으로 時効熱處理한 것은 덩플형 입계 및

입내연성파괴를 나타내나, 이를 제외한 대부분은 시효열처리 시간과 온도에는 관계없이 입계연성파괴인 것이 관찰되었다.

## 參 考 文 獻

- 1) 尹日成譯(1976): 金屬熱處理 기술편람, 118-132, 693-702.
- 2) 村上陽太郎(1978): 時効에 의한 合金의 強靱化. 日本金屬學會誌 17(3), 190-194.
- 3) 韓國 비철금속 工業協同組合(1980): Technical Information for non-ferrous metals 6(6), 6-28.
- 4) Vasilevskii, K.G. and N.S. Postnikov, (1979): Heat treatment of Al alloys Translated from Metallovedeni. Termicheskaya Obrabotka Metallov 10(10), 58-59.
- 5) 宇野照生, 馬場義雄(1980): Effect of Thermomechanical treatment on the ductility and fracture behavior of Al-4.6% Cu alloy. 日本金屬學會誌, 44(10), 30-36.
- 6) Welpmann, K., Gysler, A. and G. Lutjering(1980): Effect of strain rate temperature and Environment on Ductility of age-Hardened Al-alloys. Metal Science 71(1), 7-14.
- 7) 趙顯麒(1980): 高力알루미늄합금材料. 大韓金屬學會誌 18(1), 3-17.
- 8) 小寺澤良(1974): 破面解析. 日本材料學會誌 23(248), 412-420, 479-489.
- 9) Mc Donnell Douglas Astoria Company (1975): Fractographs, 25-57, 68-123.