

論 文

# 7075 Al 합금의 파괴특성에 관한 연구

정 태 승\*, 강 인 찬\*\*

## A Study on the Fracture Characteristics of 7075 Aluminum Alloy

Tai-Seoung Joung\*, In-Chan Kang\*\*

### Abstract

In this study, electron microscopy, Fractography and J<sub>1c</sub> test have been used to investigate the fracture behaviour in the scope of aging temperature which 7075 Al-alloy can have high strength.

Conclusions obtained on this study are as followed.

- 1) When the 7075 Al-alloy was aged for 24hrs at 120°C, it's mechanical properties was excellent but fracture toughness decrement resulted from intergranular fracture was emerged.
- 2) The state of aged for 24hrs at 100°C, had the highest fracture toughness.
- 3) We could infer that intergranular fracture occured because preferential precipitated precipitates in the grain boundary grewed in the form of colinear along the grain boundary.

### 1. 서 론

7075 Al합금(Al-Zn-Mg-Cu)은 다른 Al 합금에 비해 고용체 범위가 대단히 넓고 용해도 곡선의 변화도 크기 때문에 용체화 처리성, 소입 감수성 및 시효성에 대단히 우수한 특성을 갖고 있다. 철강재에 비해서 비강도가 약 3배정도가 되며 가공성, 용접성이 우수하고 또한 면심입방 결정구조를 갖기 때문에 저온취성이 거의 없어 구조 용재료, 항공산업, 군수산업 등에 널리 사용되고 있다. 그러나 강도의 향상과 더불어 연성 및 인성의 감소가 발생되어 실용상 문제를 나타내고 있다.<sup>1)</sup>

지금까지 7075 Al합금에 대한 파괴인성에 관한 연구동향을 살펴보면 Kirman<sup>2)</sup>은 Kahn Type Tester를 이용하여 비교적 소성역이 큰 상태에서 시효온도 및 시간의 변화에 따른 파괴거동을 연구하였으며, Gerald M Ludca와 David E Laughlin<sup>3)</sup>은 용질(Mg+Zn)의 양을 변화시켜 일정한 시효조건하에서 파괴특성을 조사하였다. 또한 Kawa-bada<sup>8)</sup>는 고강도 Al합금의 입계파괴에 대한 전반적인 내용을 연구하였으나 현재까지 뚜

렷한 영향을 밝혀 내지 못한 상태이다. 본 연구에서는 7075 Al 합금이 고강도는 얻을 수 있으나, 반면에 연성 및 인성이 떨어지는 시효온도 구간에서<sup>4)</sup> 각각 24시간 시효처리하여 석출형태의 변화에 따른 기계적 성질을 검토하고 파괴거동 및 고유변수인 파괴인성치의 변화를 조사하였다. 파괴거동을 조사하기 위해 광학현미경과 주사 및 투과전자현미경을 이용하였다.

### 2. 실험방법

#### 2.1 시료제작

본 실험에 사용한 7075 Al합금은 반사로에서 690°C로 용해하여 연속주조를 하였으며, 460°C에서 균질화 처리를 하여 400°C에서 압출비 22.8로 1500ton press에서 압출하였다. 시료를 Spectrometer로 분석한 화학성분은 Table 1과 같다.

Table 1. Chemical composition(wt%)

Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Si	Mn	Ti	Al
5.41	2.50	1.64	0.26	0.21	0.21	0.01	0.01	Rest

\* 만도기계연구소(Dept. of Materials Research Eng., Mando Machinery Center)

\*\* 인하대학교 공과대학 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Inha University)

2.2 열처리

Fig. 1은 열처리 공정을 나타냈으며 시료는 465°C에서 1.5시간 용체화처리 후 25°C의 물에 바로 급냉하여 100°C, 120°C, 150°C에서 각각 24시간씩 시효처리를 하였다.

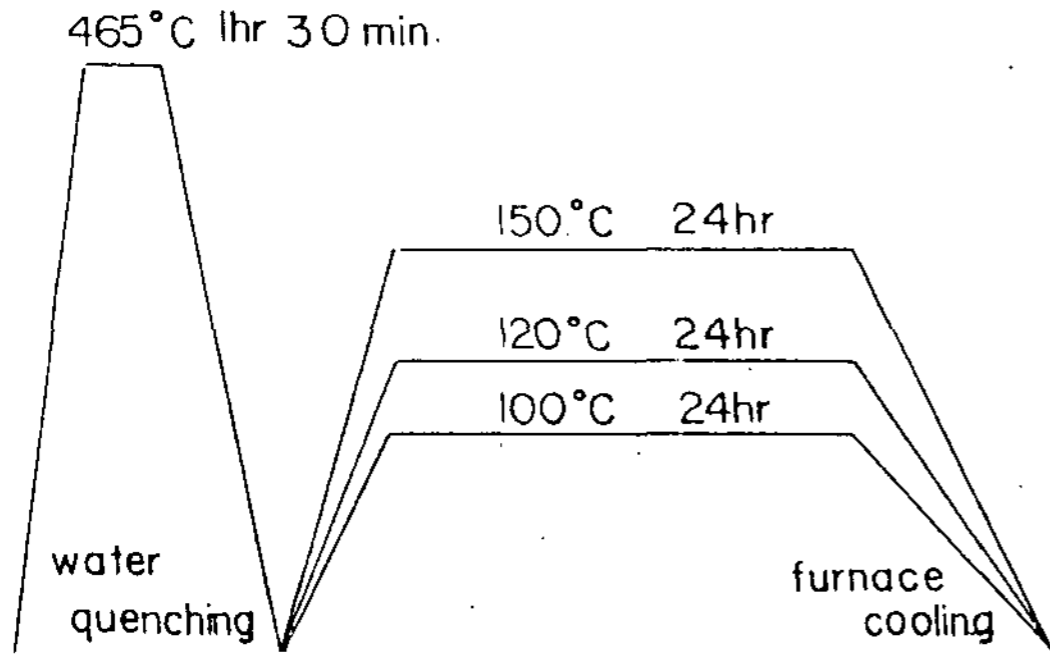


Fig.1. Schematic representation of heat treatment.

2.3 파괴인성시험

일반적으로 파괴인성 실험방법에는 여러가지가 있으나 본 실험에서는 Compact Tension 시험편을 이용하여 ASTM E-318<sup>5)</sup> 규정된 J<sub>1c</sub> Test절차에 따라 Multi specimen방법을 택하여 상온에서 실시하였다.

본 실험에서 사용한 시편의 치수는 Fig. 2에 나타내었으며, 피로 Crack은 시험편의 인공 notch 선단에 Saginomiya Servopac(용량 10ton)을 이용하여 20Hz 범위에서 sin파로 정적하중 0.35 ton, 동적하중 0.15ton으로 하여 ASTM규정에 따라 1.27mm 이상 발생시켰다.

하중측정은 load cell(Toyo Baldwin Co. Cap. 10ton)을 사용하였으며, 균열의 개구변위를

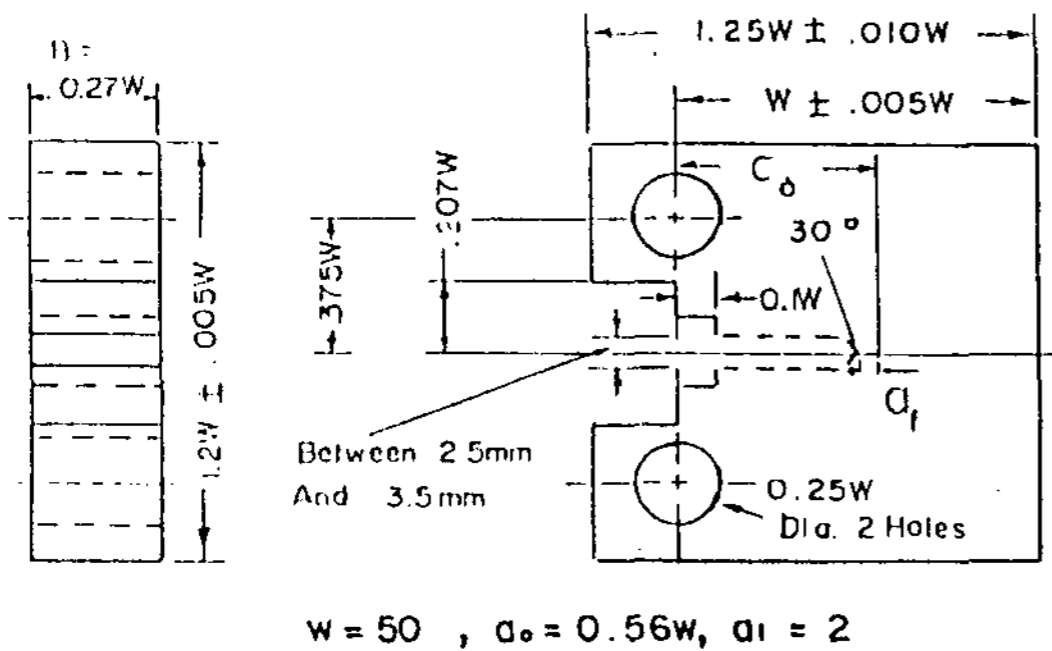


Fig.2. Compact tension specimen for J<sub>1c</sub> (mm).

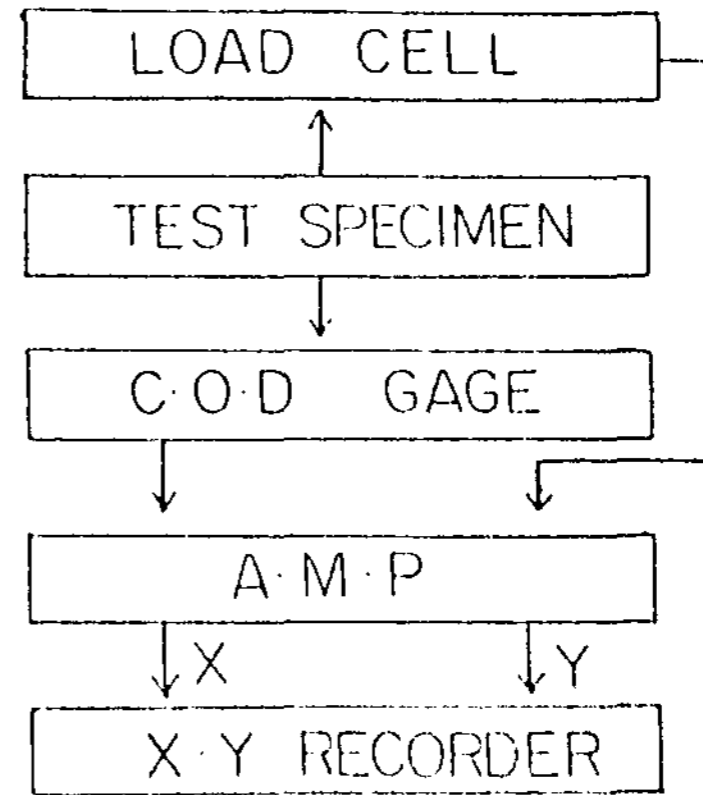


Fig.3. Block diagram of testing apparatus.

기록하기 위해 crack 변위장치(COD Gage)을 제작하여 사용하였다. 시험기는 Tensilon을 사용하여 하중과 하중 변위와의 관계를 증폭기를 통해 X-Y기록기에 연결하여 기록하였다.

Fig. 3은 실험장치의 Block Diagram을 나타냈다.

2.4 DATA 처리 방법

실험시 crack에 미소증분을 주기 위해서 하중을 Fig. 4(a)와 같이 증가시켜, 각각에 대하여

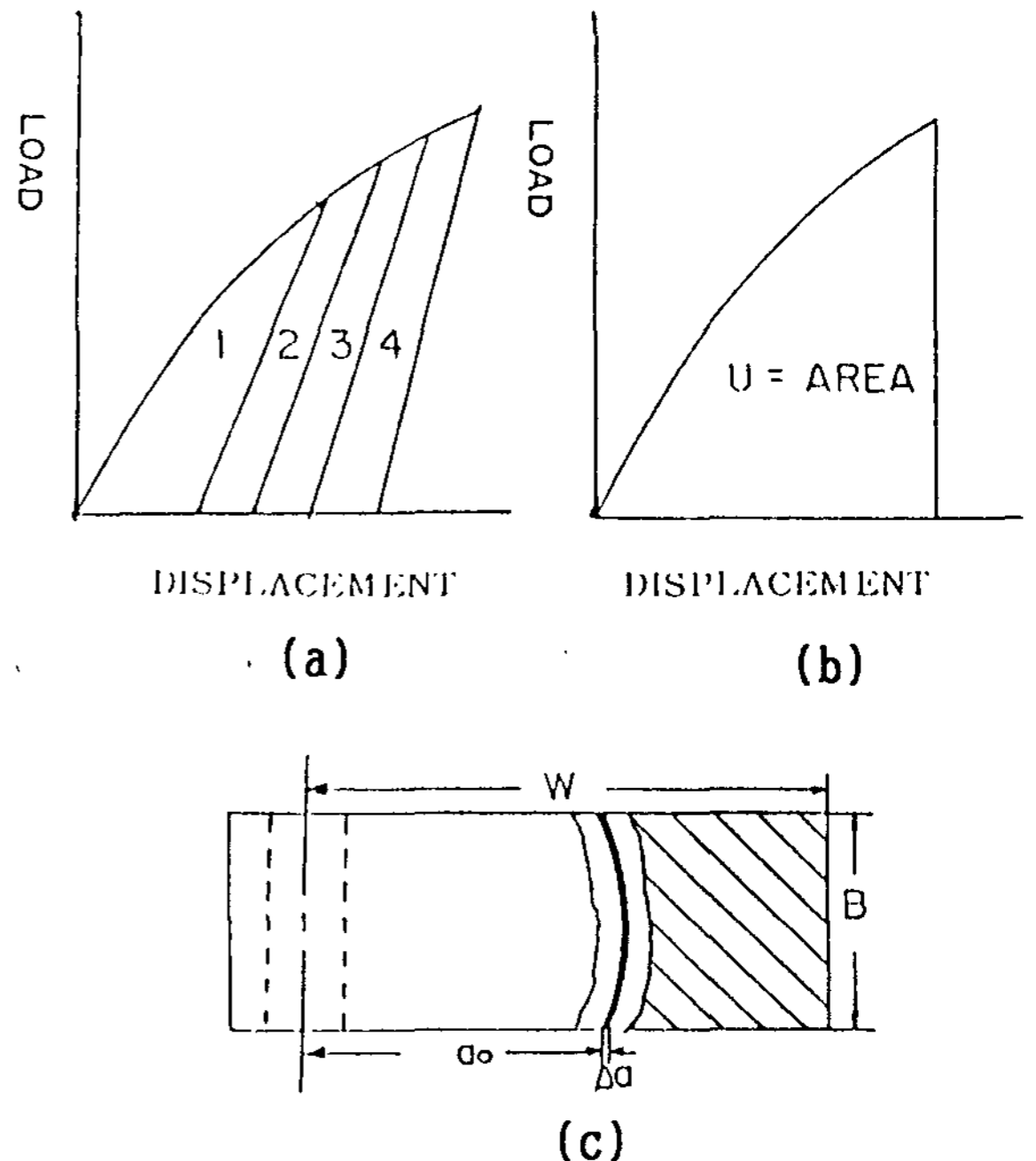


Fig.4. Procedure for experimental measurement of J<sub>1c</sub>.

P-S곡선이 작도되면 이때 Fig. 4(b)와 같이 면적을 계산하여 J값을 얻었다. 진전된 crack의 길이는 crack이 발생된 시험편에 피로 crack을 재차 발생시켜 표시 한 후 파단하여 측정하였다.

측정장치는 Profile Projector를 사용하였으며, ASTM규정에 따라 9개점을 Fig. 4(c)와 같이 측정하여 평균 $\Delta a$ 값을 구하였다. 이리하여 산출된 4개이상의 J- $\Delta a$ 값을 Least Square Method를

이용하여 R-Curve를 얻었다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 조직관찰

Photo 1은 시효온도100, 120, 150°C때 투과전자현미경으로 관찰한 것을 나타냈다. Photo 1(a)는 100°C에서 24시간 시효처리 한 조직으로서 기

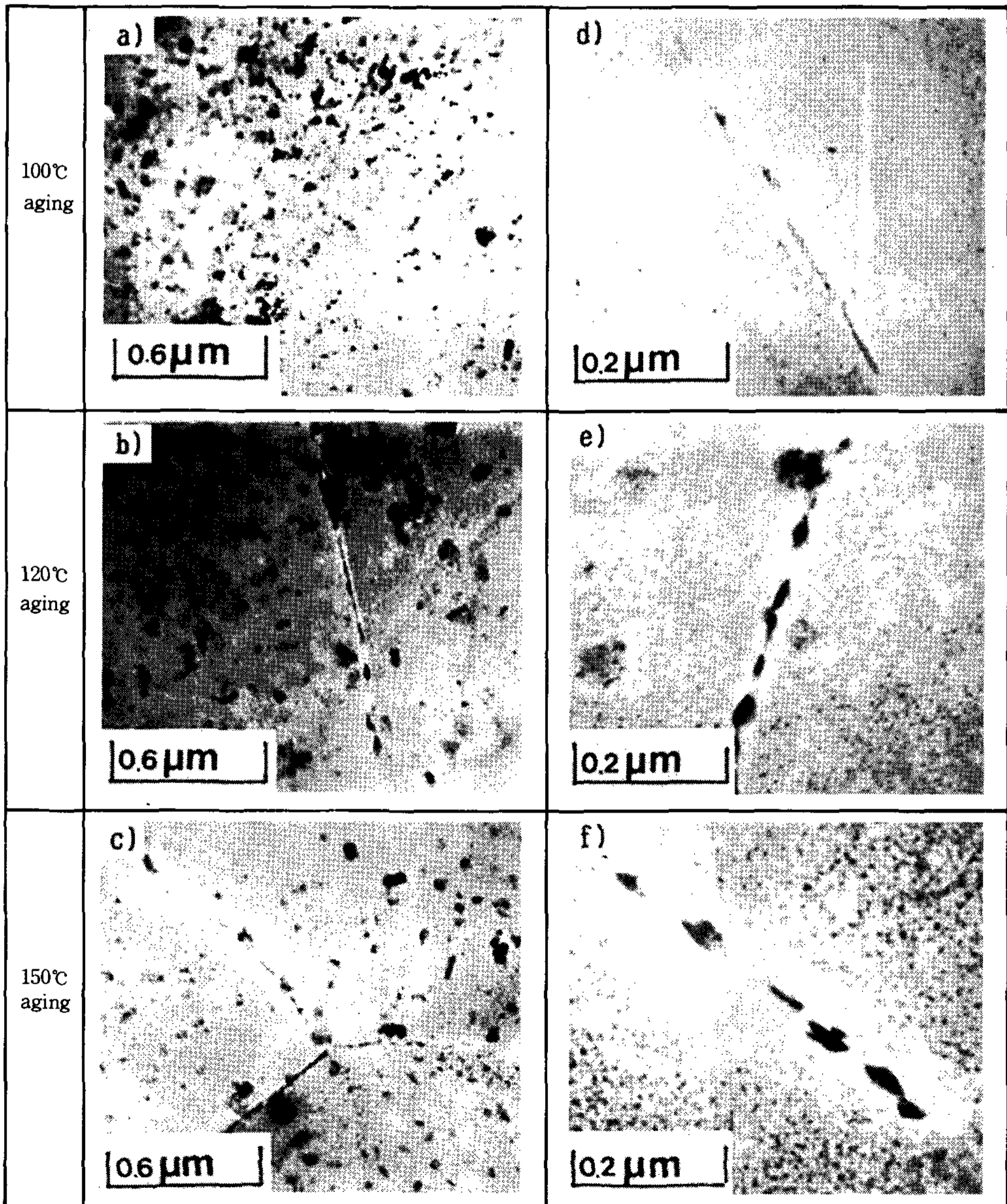


Photo 1. TEM micrographs of 7075 Al-alloys after aging.

지조직내에 석출물(MgZn<sub>2</sub>)형상은 뚜렷이 관찰할 수 없으며 G.P.Zone과 약간 성장된 중간상인 η'상이 공존하는 것으로 생각된다. 크게 보이는 입자는 화합물이거나 Cr계 불용성화합물이다.<sup>3)</sup> Photo 1(b)는 120°C에서 24시간 시효처리한 경우이며, 100°C때보다 더 성장된 중간상인 η'상과 η''상이 혼합되어 존재한다고 생각되며 결정입계를 따라 양편으로 PFZ(Precipitate Free Zone)를 관찰할 수 있다. Photo 1(c)는 150°C에서 시효처리한 경우이며 기지조직내에 석출물이 120°C때에 비해서 조대하여 졌으며 중간상인 η'상과 안정상인 η상이 공존하고 있는 것으로 사료된다.<sup>7)</sup>

3.2 기계적 성질

Table 2는 각 온도조건에 따른 기계적성질의 변화를 나타내었다. 각 온도에 따라 기계적성질의 차이가 약간 나타났으며 이는 석출물의 종류와 성장에 따른 시효경화 정도의 차이 때문이다.

120°C에서 시효처리한 경우 충격값을 제외하고는 비교적 높은 기계적 성질을 나타냈는데 이는 석출입자의 성장에 의해 기지에 대해 탄성변형 energy가 비교적 높은 상태이고, 정합상태를 유지하는 η''상과 반정합상태를 갖는 η'상의 혼합조직으로 예상되어지므로 이때 전위가 탄성변형

Table 2. Mechanical properties of 7075. (Aging time : 24hr)

Mechanical Properties	Aging Temp(°C)		
	100	120	150
Tensile Strength (Kgf/mm <sup>2</sup> )	58.7	60.2	57.8
Yield Strength (Kgf/mm <sup>2</sup> )	53.5	54	52.8
Elongation (Kgf/mm <sup>2</sup> )	10.6	8.5	9.2
Young's Modulus (Kgf/mm <sup>2</sup> )	6168	7138	7273
Poisson's Ratio	0.28	0.29	0.3
Hardness (HRC)	84.8	89.2	88.8
Impact, T-L (Kgf-m/cm <sup>2</sup> )	0.77	0.61	0.64
Impact, L-T (Kgf-m/cm <sup>2</sup> )	1.27	1.005	1.04

energy가 큰 분위기로 통과하려면 큰 응력이 필요하기 때문에 사료된다.<sup>8)</sup> 그리고 120, 150°C에서 시효 처리한 경우, 비교적 낮은 충격값을 나타내고 있으며 이는 입계파괴가 발생되기 때문이며, 입간파괴를 띠는 100°C조건에서는 약간 높은 충격값을 보이고 있다.

3.3 파괴인성

일반적으로 A1합금은 제 2상 입자에 의해서 void가 생성, 성장, 합체의 과정으로 파괴가 진행된다. 7075 A1 합금의 경우, 합금 중에 존재하는 비교적 큰 Fe, Si 계의 화합물에서 void가 생성되어 Cr계 불용성 화합물과 석출물들에 의해 void가 합체(Link-up)되어 crack이 전달되는 것이다.<sup>2,3)</sup> 따라서 시효처리에 의해서 거의 영향을 받지 않는 화합물과 분산강화재의 영향보다는 석출물에 의해서 파괴인성은 영향을 받게되며, 석출거동이 인성에 영향을 미치는 중요한 인자가 된다.

파괴인성 실험결과는 Fig. 5~Fig. 7과 같으며 Fig. 8은 이 결과를 종합하여 시효온도에 따른 탄소성 파괴인성의 차이를 나타낸 것이다.

압출방향(L-T)의 경우, 100°C에서 시효처리 하였을 때 J<sub>IC</sub>=1.14Kgf/mm 120°C의 경우는 J<sub>IC</sub>=0.96Kgf/mm 그리고 150°C 경우에는 J<sub>IC</sub>=1.02Kgf/mm 로 미소하지만 감소하다 증가하는 경향을 볼 수 있다. 압출 직각 방향(T-L)의 경우 100°C에서 시효처리 하였을 때, J<sub>IC</sub>=0.08Kgf/mm, 120°C의 경우 J<sub>IC</sub>=0.509Kgf/mm, 그리고 150°C에서는 J<sub>IC</sub>=0.51Kgf/mm로 압출방향과

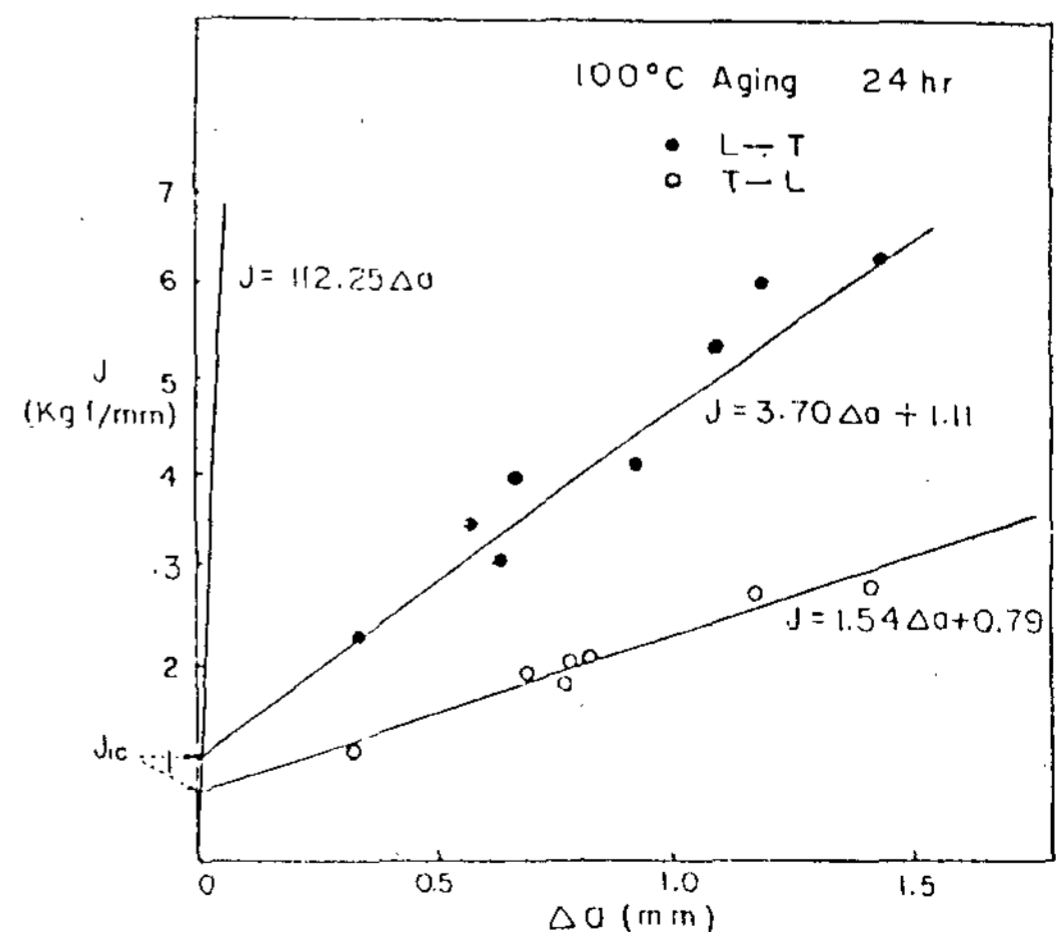


Fig.5. Plot of J vs crack extension data for 100°C aged.

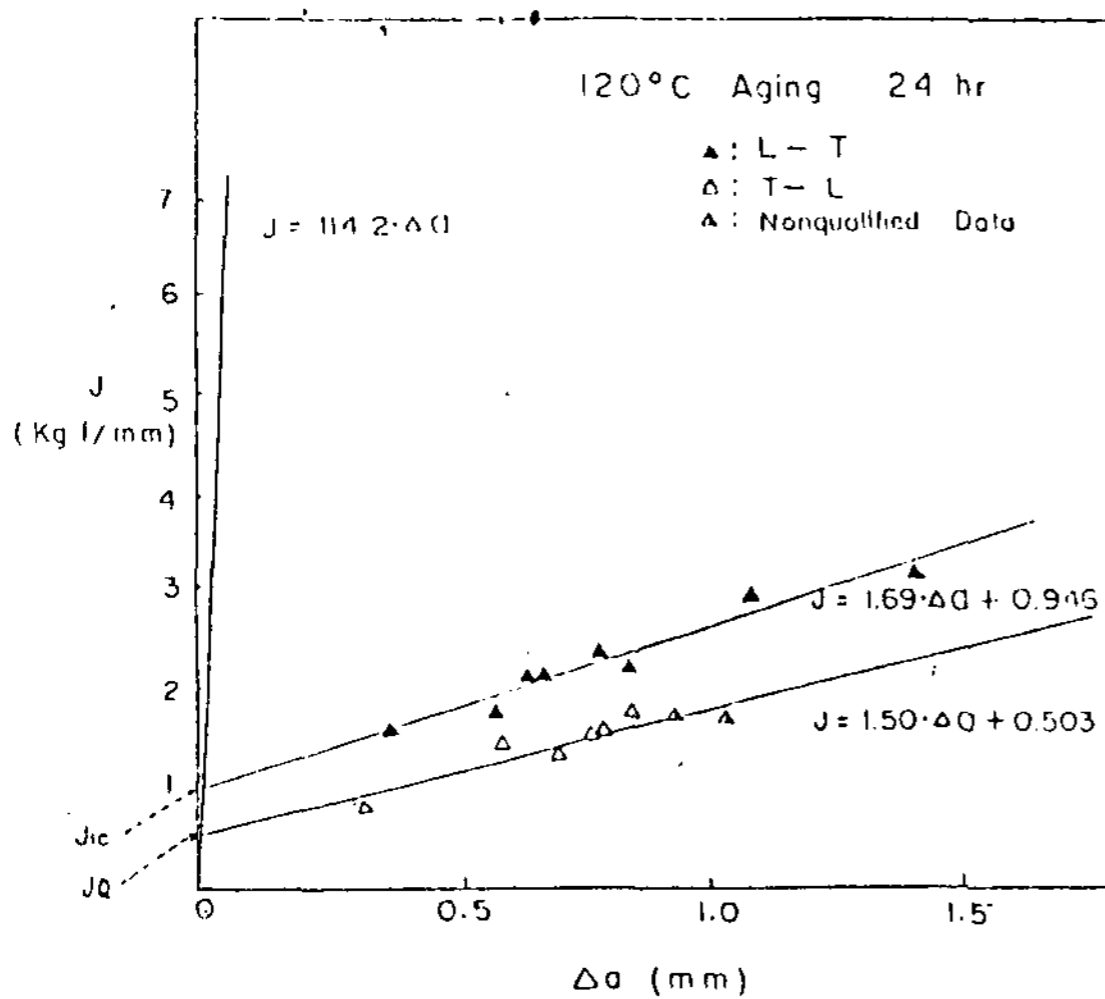


Fig. 6. Plot of J vs crack extension data for 120°C aged.

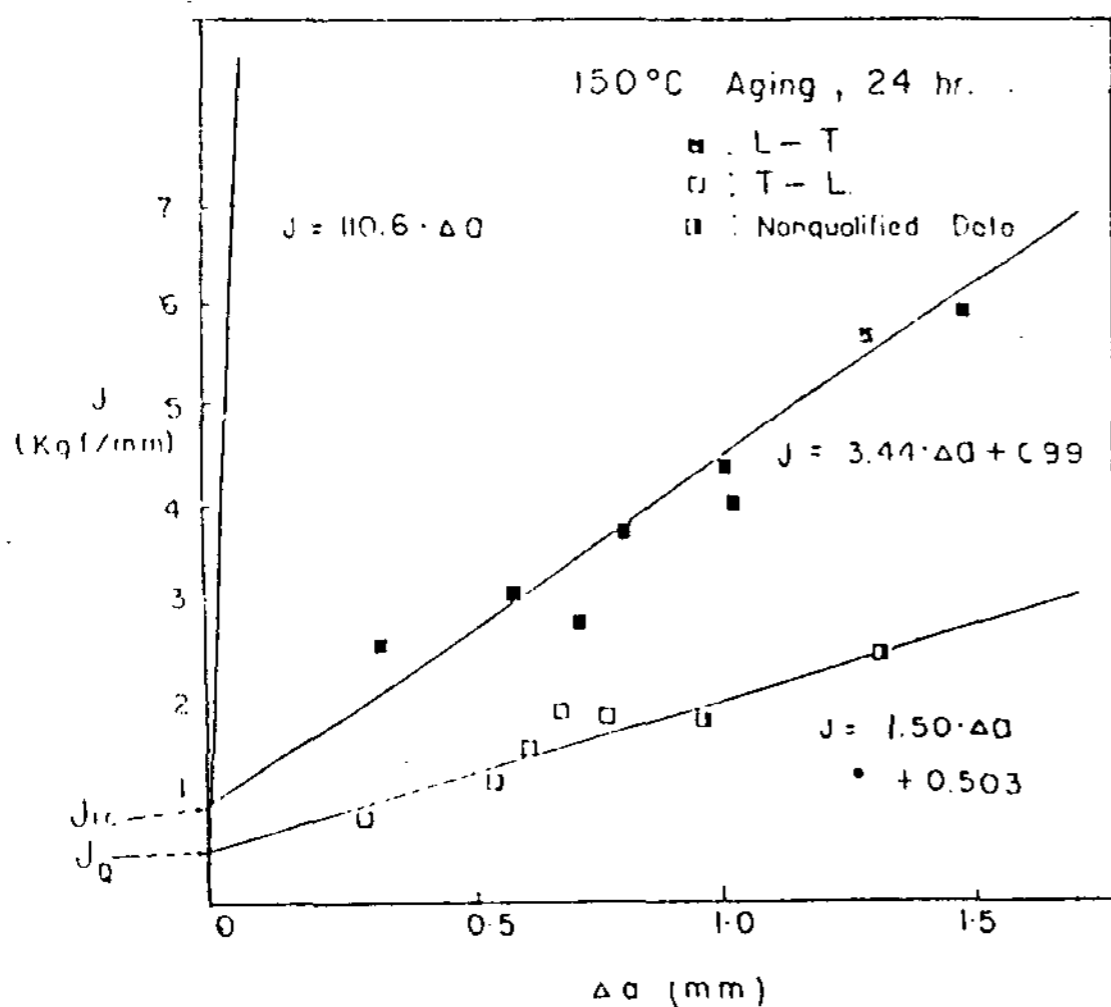


Fig. 7. Plot of J vs crack extension data for 150°C aged.

동일한 경향을 나타냈다.

파괴인성에 대한 석출물의 영향을 살펴보면 100°C에서 시효처리한 경우, Photo 1(d)와 같이 핵생성 속도가 빠른 결정입계에 우선적으로 석출물이 석출하여 성장함에 따라 거의 안정성에 가깝게 되나, 파괴기구에 영향을 미칠 정도로 성장은 되지 않은 상태이다. 따라서 이때는 주로 결정입 내부와 결정입계에 존재하여 열처리에 영향을 받지 않는 화합물과 분산 강화재 자체가 깨지거나,<sup>10)</sup> 기지와 박리에 의해 void가 형성되어 합체되는 입간파괴 형태로 되어 비교적 높은 인성을

나타내게 된다. 그러나 120°C경우, 결정입계에서 우선적으로 석출한 석출물은 시효가 진행됨에 따라 더욱 성장하고 Photo 1(e)와 같이 거의 일렬(colinear)로 배열을 하게 된다. 따라서 결정입계에서 응력집중이 발생되고 결정입계내에 큰 제2상 입자들이 void를 형성하면 결정입계의 일렬로 배열된 석출물들은 void를 합체(link-up)시켜 주는 역할을 하여, 결국 저 energy 파괴형태인 입계파괴를 발생시키고, 150°C에서 시효처리한 경우는 Photo 1(f)와 같았으며, 시효가 더욱 진행됨에 따라 G.P.Zone 등의 석출물이 약간 분해되는 현상이 발생되며, 120°C에서 시효처리한 경우에 형성된 일렬로 배열된 석출물은 더욱 안정된 상태로 성장하기 위해, 표면 energy가 낮은 구형의 형태를 띠게 되므로 부분적으로 합체가 발생된다. 결국 결정입계에 석출한 석출입자의 간격이 넓어지며,<sup>10)</sup> 주로 입계파괴의 형태를 나타내나 약간의 입간파괴도 관찰할 수가 있다. 따라서 120°C에서 시효처리한 경우 보다는 탄소성파괴인성이 약간 증가한 것을 볼 수 있다.

### 3.4 파괴인성 data 고찰

압출 직각방향 조건인 경우, 120°C, 150°C에서 시효처리 하였을 때 J<sub>IC</sub>값이 아닌 J<sub>Q</sub>값을 얻었으며, 이는 ASTM E-813 J<sub>IC</sub> Test규정에 맞지 않는 data로서 약 1mm정도 crack이 진전된 후, 파괴인성의 증가를 수반하지 않는 불안정한 crack이 진전되었기 때문이다. 7075 Al합금의 평면 변형 파괴인성치 K<sub>IC</sub><sup>11)</sup>와 본 실험에서 구한 J<sub>IC</sub>를 이용하여 ASTM E-318 규정에 의해(1)식으로 유도한 K<sub>IC</sub> 값을 비교해본 결과, 본 실험에서 구한 K<sub>IC</sub>값이 더 작은 것으로 나타났다.

$$J_{IC} = (1 - \nu^2) K_{IC}^2 / E \dots \dots \dots (1)$$

V : Poisson's Ratio

K<sub>IC</sub> : Plane Strain Fracture Toughness

E : Young's Modulus

이는 본 실험에 사용된 재료에 불순물이 많이 함유된 것에도 기인하며, K<sub>IC</sub>와 J<sub>IC</sub>의 실험방법에 있어 파괴인성을 측정하는 차이에 의해서 발생된다고 사료된다. 즉 J<sub>IC</sub>는 crack 진전 초기의 측정값이며, K<sub>IC</sub>는 crack이 약 2%정도 진전된 상태에서 측정값이기 때문이다.<sup>12)</sup>

### 3.5 파면관찰

Photo 2의 주사전자현미경을 이용한 관찰결과

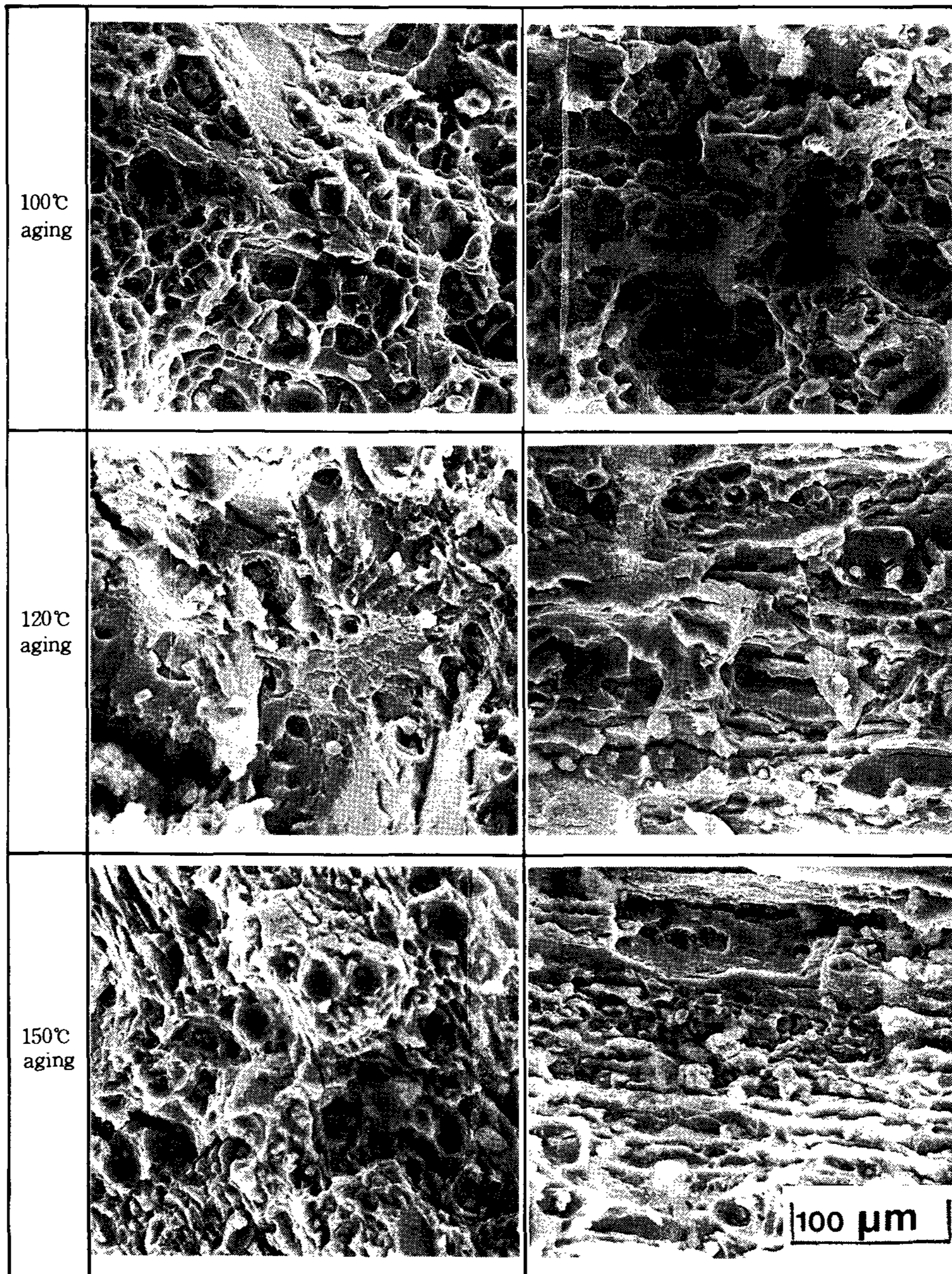


Photo 2. SEM micrographs of the fractured surface of compact tension specimen.

는 다음과 같다. 압출방향의 경우, 100°C에서 시효 처리한 경우에는 입간파괴 형태인 dimple을 뚜렷이 볼 수 있었다. 큰 dimple 중앙부에서는 화합물이 존재함을 볼 수 있으며, 작은 dimple은 Cr계 분산강화재가 핵으로서 형성된 것이다. 따라서 파괴인성은 높은 것으로 예상할 수 있다. 120°C에서 시효처리한 경우에는 입계파괴형태를 볼 수 있으며, 이는 화합물이나 분산강화재에서 void가 형성

되어 석출물이 일렬로 배열되어 있어 응력집중을 받고 있는 결정입계를 통해 전파된 것이다. 150°C에서 시효처리한 경우에는 우선 결정입과 결정입계에 존재하는 화합물과 분산강화재에 의해 void가 생성되거나 석출물이 크게 성장된 결정입계에서 void 성장이 조장되어 하중방향에 평행하게 void가 성장하게 된다. 이때 결정입계 석출물의 입간거리는 비교적 넓은 상태이므로 결정입

계를 따라 전파되기가 힘들 경우 결정입계에서 분리된 각각의 결정입에서 기지조직의 연화에 따른 necking이 발생되어 결국 입간파괴도 약간 관찰할 수가 있다. 파면에서 볼수 있는 하중축에 평행하고 긴 dimple 형태는 입계 fissure로 결정입계에 존재하는 성장된 석출물에 의해 발생된 입계파괴를 보여준다.

따라서 150°C에서 시효처리한 경우의 파면에선 거의 입계 파괴형태를 떠나 약간의 입간파괴 형태도 관찰할 수 있다.

압출 직각방향(T-L)의 경우, 100°C에서 시효처리한 경우에도 약간의 입계파괴 형태를 볼 수 있으나, 대부분 dimple 형태를 띠며, 120°C, 150°C에서 시효처리한 경우에는 모두 입계파괴가 발생된 것을 볼 수 있으나, 150°C의 경우, 파면상단에서 약간의 dimple을 볼 수 있었다.

Photo 3은 압출방향(L-T)의 경우 120, 150°C에서 시효처리한 조건의 파면 <Photo 3의 압출방향b), c)파면사진>중에서 입계파괴를 뚜렷이 나타내는 부분을 고배율로 관찰한 사진이다. 120°C에서 시효처리한 경우 입계면에서 미세한 dimple을 관찰할 수 있으며 이는 결정입계에 존재하는 분산 강화재와 석출물에 의해서 형성된 dimple로서 결정입계의 석출물과 분산강화재들이 void를 합체(link-up)하여 입계파괴가 진행된 것을 알

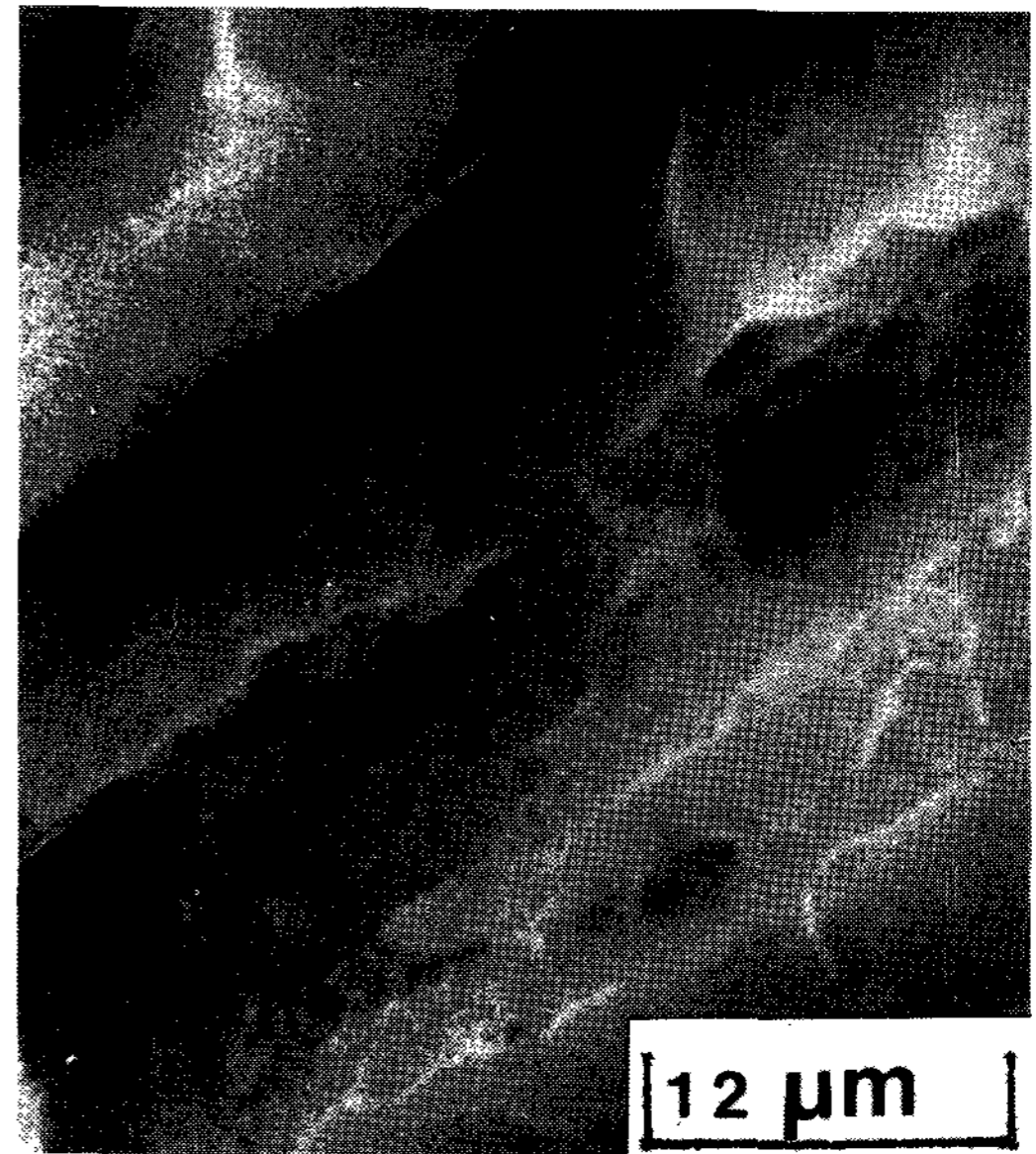
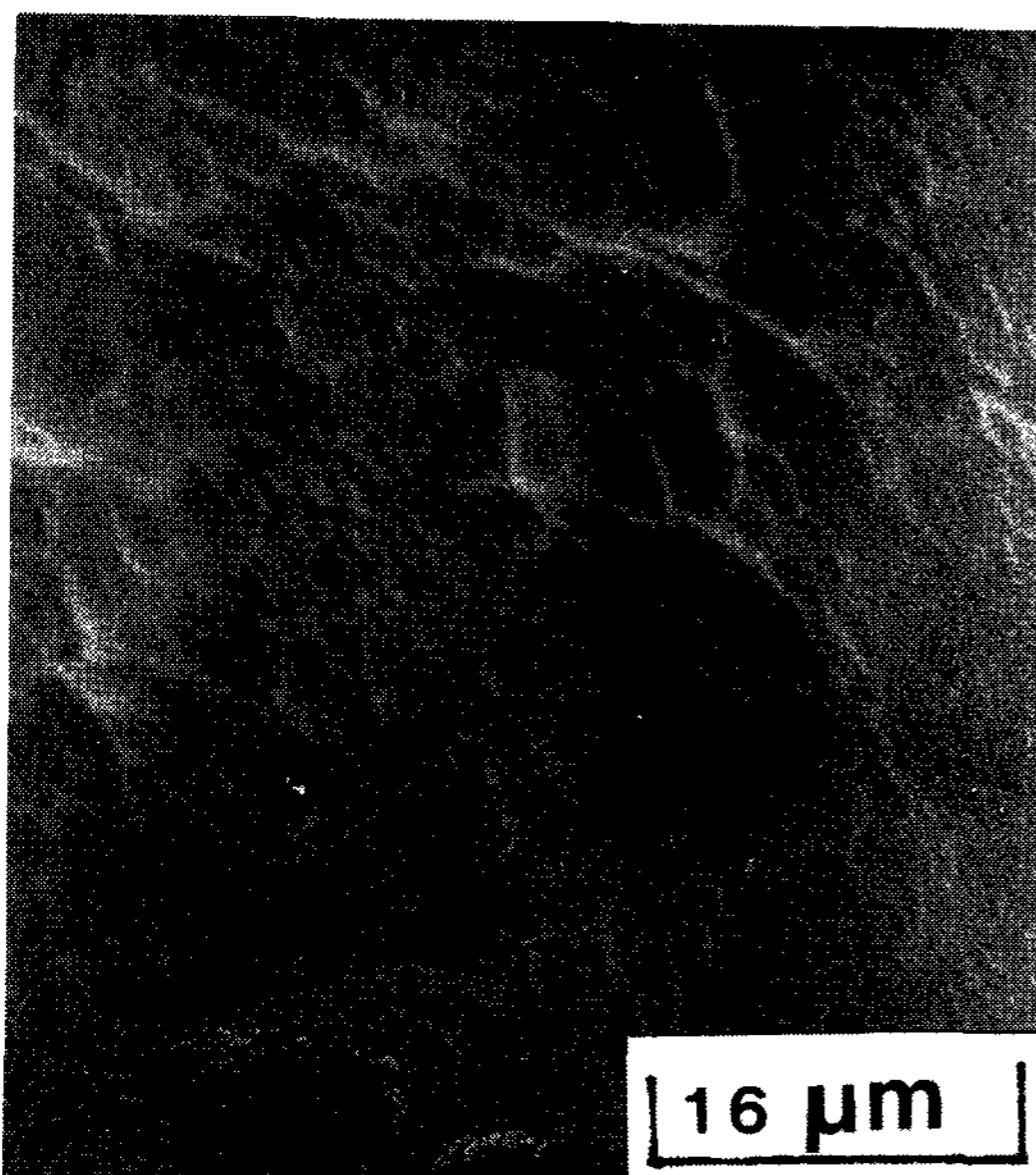


Photo 3. Intergranular facets shown in photo at a higher magnification.



Photo 4. SEM micrographs of fatigue crack surface.

수 있다. 사진4의 b)를 통해서 150°C경우, 전술한 바와 같이 입계파괴와 좁은 띠를 이루는 입간파괴가 혼합된 상태임을 알 수 있었다.

Photo 4는 광학현미경으로 화합물에서의 void 생성 및 전파거동을 관찰한 것이다. Fig. 5(a)의 경우 인장시험편의 파단부위에 약 3cm 떨어진 지점에서 혼입물에 의해 void가형성된 것을 보여 주고 있다. 그리고 Fig. 5(b)(c)는 Compact Tension 시험편을 이용해 하중에 차이를 두어 실험을 하여 void형성 및 전파를 관찰한 것이다. 이와같이 거시적으로 관찰한 결과, 화합물에서 void가 생성되는 것을 알 수 있었다.

#### 4. 결 론

본 연구에서 7075 A1합금의 시효온도 변화에 따른 파괴인성실험을 행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 120°C에서 24시가 시효처리한 경우 기계적 성질은 우수하였으나 입계파괴에 따른 파괴인성의 저하가 나타났다.
- 2) 파괴인성치 100°C에서 24시간 시효처리한 경우에 가장 좋았다.
- 3) 결정입계에서 우선적으로 석출한 석출물들이 결정입계를 따라서 성장하여 일렬(colinear)로 배열하므로 입계파괴가 발생됨을 알 수 있었다.

#### 참 고 문 헌

- 1) 小林俊郎 : 輕金屬 32 (1982) 539~551.
- 2) I.KIRMAN : Met. Trans., 2 (1971) 1762~1770.
- 3) Gerald M.Ludka, David E.Laughlin : Trans., 13A(1982) 411~425.
- 4) Kent R.Vamhorn : American Society For Metals, 'Aluminum' 1(1967) 153~155.
- 5) Standard Test Method for J<sub>1c</sub>, A Measure of Fracture Toughness, 1981, ASTM. Part 10, E-813, P. 822.
- 6) Standard Method of Test for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, 1975, ASTM. Part10, E-399, p. 561.
- 7) 鈴木, 管理 : 輕金屬 31 (1981) 277~297.
- 8) 川畑武 ; 輕金屬 33(1983) 38~54.
- 9) A.J.Cornish, M.K.B.Day ; J. Inst, Metals, 97(1969) 44-52.
- 10) B.V.Narasima : Met. Trans., 12A(1981) 1356~1359.
- 11) J.E.Cambell, W. E. Berry and C. E. Federson : Damage Tolerant Design Handbook, 1973, Sept.
- 12) D.T.Read and R.P.Reed ; Int.Journ. of Fracture, 3 (1977) 201~213.