

|||||  
論 文  
|||||

# 고강도 ADI의 자동차 부품개발에 관한 연구

金元鎔, 李榮商, 金光培, 康仁燦

## Development of Austempered Ductile Iron With High Strength and High Toughness for Automotive Parts

Won-Yong Kim, Young-Sang Lee, Gwang-Bae Kim, In-Chan Kang.

### Abstract

The application of this new design approach called fracture mechanics allow one to determine the maximum allowable stress from the knowledge of the largest expected flow size and the plane strain fracture toughness of a material. In this study we examined the relation between retained austenite, mechanical property and fracture toughness accompanied by austempering heat treatment. Fracture toughness values and retained austenite volume were higher with the ADI(austempered ductile iron) which were austempered at 380°C than austempered at 320°C. Additionally, fracture toughness values were increased for 1~2 hour austempering time but it was slowly decreased for 5 hour ADI maintaining the predominant fracture toughness( $K_{Ic} : 83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) is obtained following condition , namely , austempering temperature and time (380°C and 1 hour).

### 1. 서론

근래 새로운 재료로서 각광을 받고 있는 ADI (austempered ductile iron)는 종래의 단강품이나 주강재의 대체 소재로서 고강도 고인성 고경도 및 내마모성을 요구하는 자동차 기계부품 등의 활용이 기대되고 있다.

ADI는 첨가원소 및 열처리 방법의 변화에 따라 그 기계적 성질에 큰 차이를 나타내며 이미 선진 각국에서는 ADI에 대한 연구결과<sup>1~4)</sup>가 산업에 응용되고 있으나 아직 국내에서는 초기단계에 있으므로 본 연구에서는 Mo-Ni-Cu계 구상흑연주철의 오스템퍼링(austempering) 온도와 시간 변화에 따른 기계적성질 및 잔류오스테나이트의 양과 파괴인성을 규명하므로써 생산기술의 기초를 확립하여 고 부가가치형의 기술과 아울러 소재의 개발을 도모하고자 한다.

### 2. 실험방법

#### 2.1. 시편 제작

본 실험에서 사용한 Mo-Ni-Cu계 구상흑연주철의 시료는 250kg 고주파 유도로에서 강고철과 선철을 용해한 후 Fe-Si-Mg(0.3%)을 1.3% 첨가하여 Sandwich 법으로 흑연을 구상화처리하고, Fe-Si(75%) 0.3%로 접종하였으며 Fe-Mo, Fe-Ni 및 전해동을 각각 첨가하여 성분을 조정하고 25mm의 Y블럭 주형에 주입하여 제조하였다.

본 시료의 화학성분은 Table 1과 같으며 현미경 조직분포는 Table 2와 같다.

파괴인성시험에 사용한 시편은 ASTM E-399에 따른 CT(compact tension)시편을 사용하였으며 이때 시편의 폭(W)은 56mm 두께(B)는 28mm로 하였다.

인하대학교 금속공학과 (Department of Metallurgical Engineering, Inha University.)

Table 1. Chemical composition of ductile cast iron(Wt. %)

Material	T.C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cu	Mg
Mo-Ni-Cu	3.6	2.86	0.21	0.03	0.012	0.59	0.24	0.58	0.056

Table 2. Structure analysis of matrix for as cast

Material	Ferrite (%)	Ferrite (%)	Graphite (%)	Average diameter of graphite(mm)	Number of graphite (#/mm <sup>2</sup> )
Mo-Ni-Cu	0.059	88.29	11.65	0.0456	125

2.2. 열처리

가공된 인장 충격 및 CT시편은 전기 머플로에서 900℃에서 1시간 오스테나이트화한 후 380℃, 350℃ 및 320℃의 염욕(NaNO<sub>2</sub>-NaNO<sub>3</sub>)에서 10분, 30분, 60분, 120분 및 300분 항온처리 한 후 공냉하였다.

Fig.1은 열처리 싸이클을 나타내고 있다.

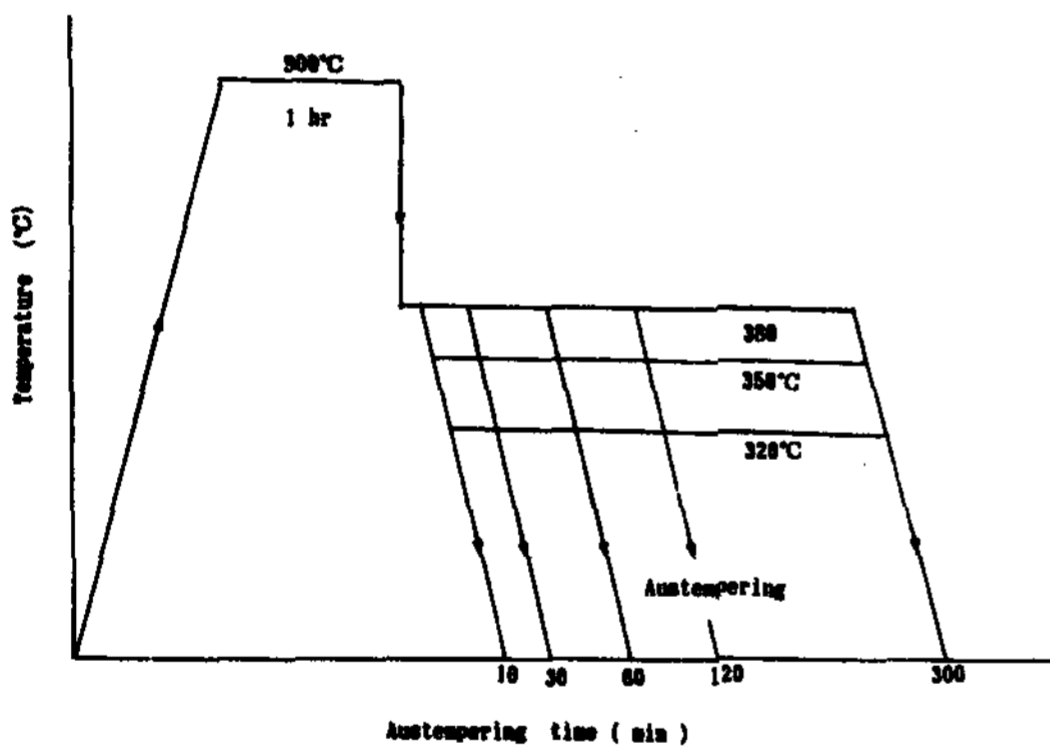


Fig. 1. Heat treatment cycle for austempering of ductile cast iron.

2.3. 파괴인성시험

파괴인성시험은 CT시편의 노치부 첨단에 피로시험기(Saginomia Seisaku co, Cap. 10ton Servopac)로 20Hz Sine파로 1.3mm 이상의 미세균열을 발생시킨 후 cross head속도를 2mm/min로 한 인장시험기 (Toyo Baldwin Co, Cap 10 ton)에 의해서 파괴시켰다. 이때 하중-균열개구변위(P-COD) 곡선은 증폭기를 통한 X-Y 기록계로 얻었으며 평면변형파괴인성치(K<sub>IC</sub>)는 ASTM E-399 규정에 따라 P-COD 곡선으로 부터 산정하였다.

2.4. 잔류오스테나이트량 측정

각 ADI시료의 잔류오스테나이트량은 CuKα target을 사용한 X-ray 회절기(Philips Co., PW 1700 system I)에 의해서 측정하였으며 자료로부터 α-Fe와 γ-Fe의 양을 직접비교법으로 계산하여 얻었다.

3. 실험결과 및 고찰


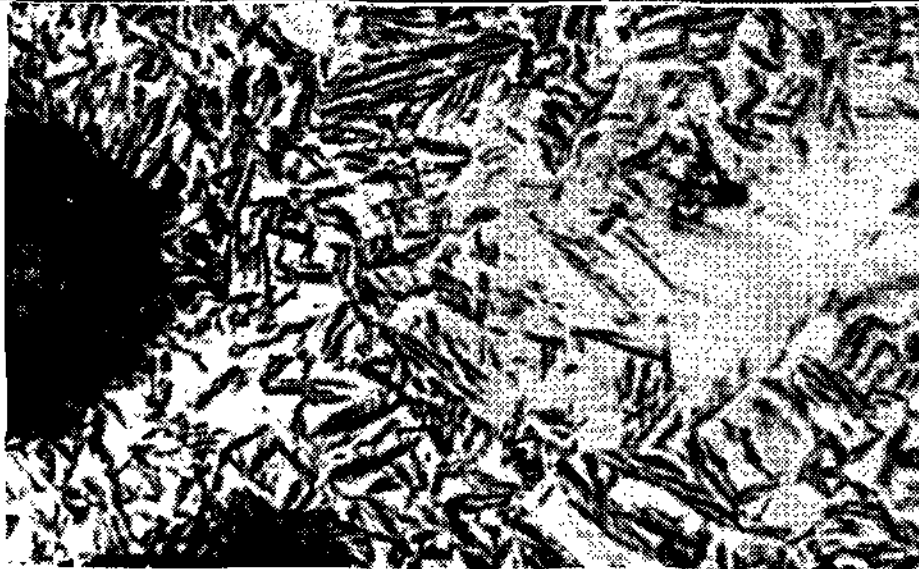

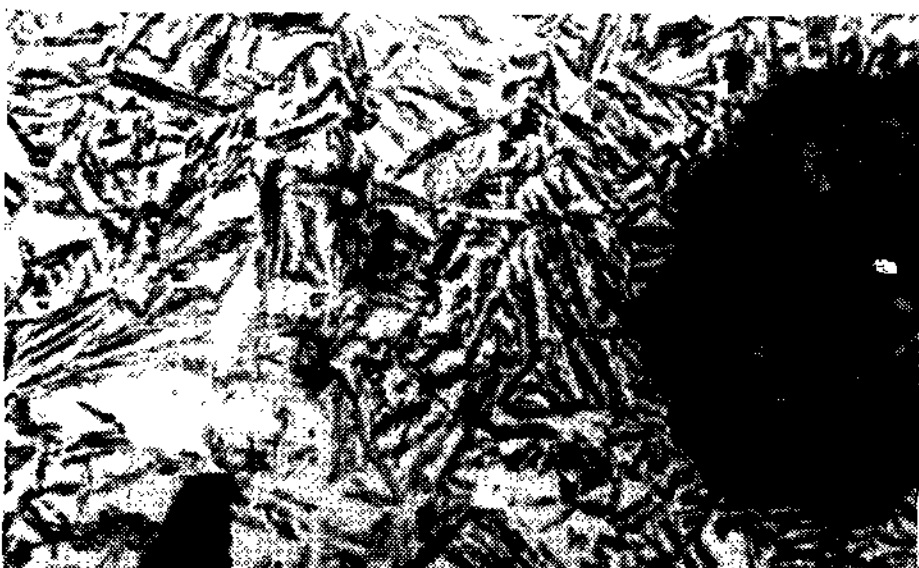
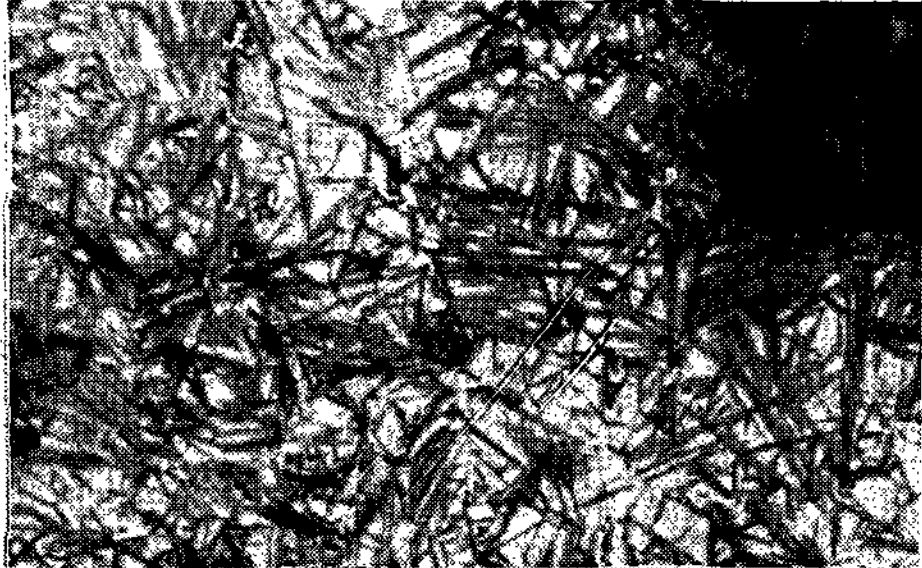

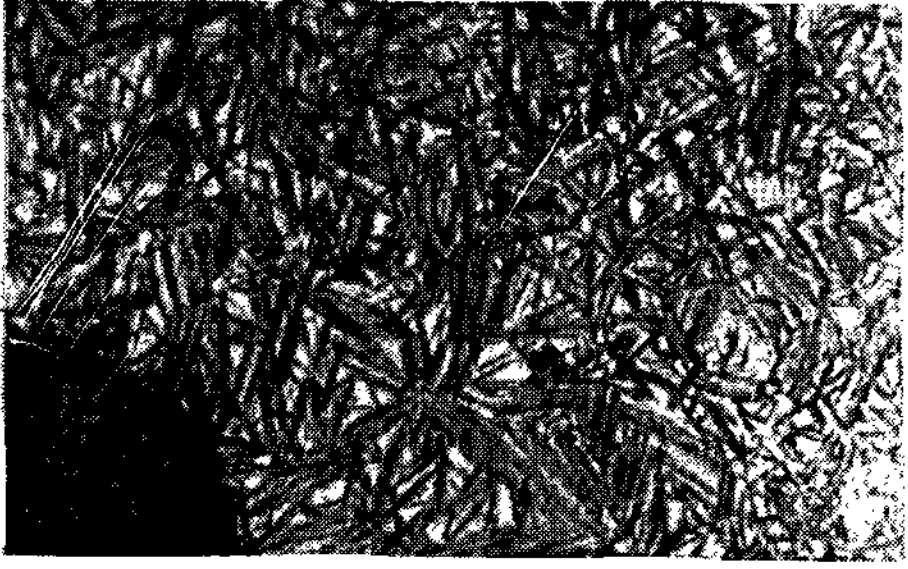

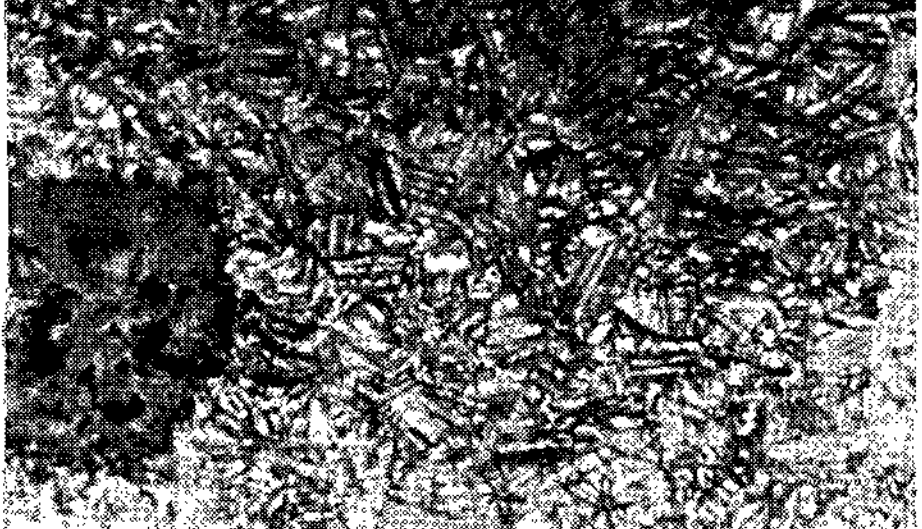

3.1. 현미경조직

Photo 1은 본 연구에 사용한 ADI 조직의 미세조직으로서 320℃와 380℃에서 각 시료를 10분, 30분, 60분, 120분 및 300분 오스템퍼링 하였을때의 조직을 광학 및 전자현미경을 이용하여 나타내었다.

상부베이나이트(380℃) 조직이 하부베이나이트(320℃) 조직에 비해서 전반적으로 조대하며, 또한 10분 오스템퍼링한 조직은 베이나이트 변태가 진행되는 stage I (γ<sub>0</sub>→β<sub>α</sub>+γ<sub>HC</sub>)의 초기 반응<sup>5-8)</sup> 중에서 일어졌으므로 미변태오스테나이트가 상당량 남아있다. 부분적으로 마르텐사이트도 볼 수 있었다. 이는 미변태오스테나이트가 고용탄소량을 적게 함유한 경우 오스템퍼링후 상온으로 냉각시, 부분적인 마르텐사이트 변태를 일으킨데 기인된다고 생각된다.<sup>9-10)</sup>

30분 오스템퍼링한 조직에서도 미변태오스테나이트가 부분적으로 나타났으며 베이나이트변태가 많이 진행되었음을 볼 수 있었다. 또한 템퍼링 시간이 1~2시간으로 길어짐에 따라 더욱 치밀하고 균일한 베이나이트 변태가 이루어지고 있었다.

한편 오스템퍼링 시간이 5시간으로 길어짐에 따라 베이나이트래스(bainite lath)의 크기는 비교적 짧고 조밀하여 졌으며 세멘타이트의 양이 증가

time (min)	320°C Austempering	380°C Austempering
10		
30		
60		
120		
300		

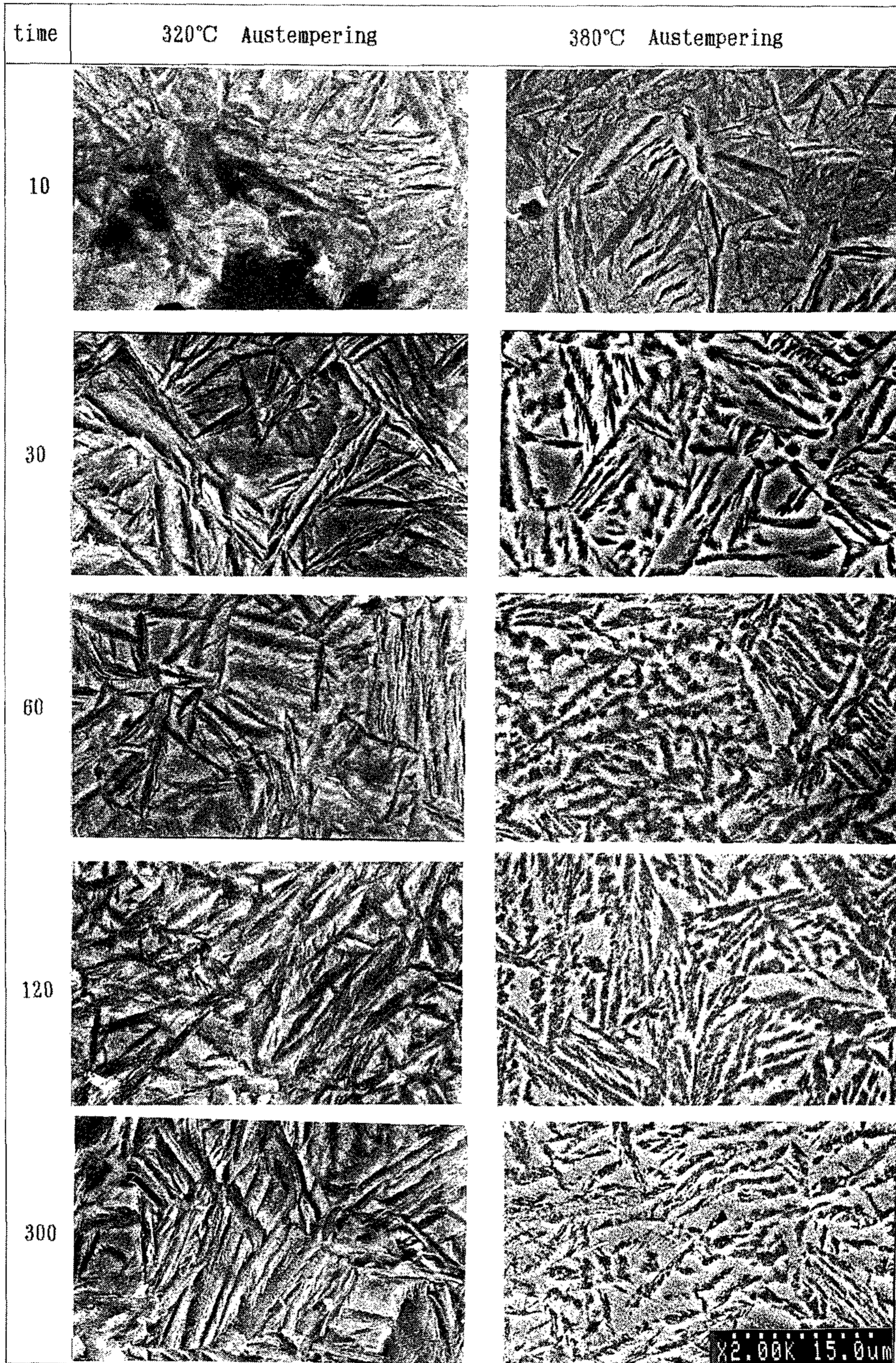


Photo 1. Optical microstructure and SEM of ADI austempered at 320°C and 380°C for 10~ 300min.

(a) 10min (b) 30min (c)60min (d) 120min (e)300min

하였다. 이는 stage I 반응이 끝나고 stage II ( $\gamma_{HC} \rightarrow \alpha + Fe_3C$ ) 반응이 시작됨으로써 고탄소 오스테나이트의 일부가 페라이트와 세멘타이트로 분해되었기 때문이라고 생각된다.

3.2 기계적 성질

본 연구에서 사용된 각 시료의 기계적 성질, 잔류오스테나이트량( $\gamma_R$ ) 및 파괴인성치는 표3과 같이 나타났다.

인장강도, 항복강도 및 경도는 오스템퍼링 온도가 320℃에서 380℃의 경우보다 크게 나타났다 이는 저온에서는 베이나이트내에 미세한 세멘타이트가 분산강화 되어있고 침상의 베이나이트 plate가 치밀하게 분포됨으로써 잔류오스테나이트량이 감소하였으며 또한 세포상간의 마르텐사이트의 체적이 크기 때문이라고 생각된다.

한편 오스템퍼링시간에 따른 연신을 및 충격치는 오스템퍼링온도 320℃와 380℃의 경우 모두 오스템퍼링시간이 10분에서 60분으로 길어짐에 따라 증가하였으며, 120분에서 300분으로 길어짐에 따라 다소 감소하였다. 이는 오스템퍼링 시간이 60분 미만일때는 불완전한 베이나이트 변태로 미변태 오스테나이트가 증가한 반면 잔류오스테나이트가 감소하였기 때문이며 또한 미변태 오스테나이트

의 일부가 오스템퍼링후 냉각시에 마르텐사이트로 변태하므로 기지조직이 다소 취성화 되는데 기인한 것으로 생각된다.

한편 오스템퍼링시간을 300분으로 길게 하므로써 기계적 성질이 다소 감소한 것은 고탄소 오스테나이트의 일부가 페라이트와 세멘타이트로 분해되므로써 잔류오스테나이트가 감소하였기 때문이라고 판단된다.

3.3 잔류오스테나이트량과 파괴인성

보통 잔류오스테나이트와 같은 연성조직이 증가함에 따라 파괴인성치가 높아지는 것으로 생각할 수 있으나 어느정도 이상으로 연성이 증가하면 재질이 약해지고 반면 경도증가와 같은 취성이 증가하면 취약해지므로 연성과 취성이 잘 조화를 이룰때 가장높은 파괴인성치를 얻을 수 있다고 생각된다.

Fig. 2는 오스템퍼링 시간에 따른 파괴 인성치를 나타낸 것으로써 본 실험에서는 오스템퍼링온도 320℃~380℃ 범위에서 오스템퍼링 시간이 10분에서 60~120분으로 길어짐에 따라 파괴인성치가 증가하여 최대값을 나타낸 후 300분에서는 다소 감소하였다. 전 오스템퍼링온도와 시간을 통하여 380℃에서 60분일때 가장 높은 파괴인성치를

Table 3. Mechanical properties, amount of retained austanite and fracture toughness of austempered ductile iron.

Austem- pering temp.(℃)	Austem- pering time.(min)	YS (MPa)	UTS (MPa)	EL. (%)	BHN	CVN Value (J)	$\gamma_R$ (%)	K <sub>IC</sub> (MPa m <sup>1/2</sup> )
320	10	721.9	946.2	3.2	494	2.5	18.7	56.5
	30	975.5	1084.8	3.6	526	5.0	19.5	76.7
	60	1063.2	1151.1	4.0	530	7.5	23.3	78.4
	120	1073.1	1170.9	4.8	563	8.0	28.1	82.5
	300	1053.5	1053.5	3.9	548	7.0	23.9	79.5
350	10	669.1	848.7	4.1	422	3.0	20.2	57.8
	30	775.5	877.9	4.4	437	6.0	21.4	78.2
	60	868.2	930.6	5.2	465	8.0	26.2	80.2
	120	907.2	946.2	5.6	494	8.5	30.6	82.9
	300	887.7	926.7	5.3	464	7.2	27.1	80.5
380	10	643.8	809.6	4.3	390	3.6	23.5	64.6
	30	712.1	848.7	4.6	416	6.5	24.1	79.1
	60	790.1	887.7	5.8	488	9.0	32.1	83.2
	120	760.9	866.2	5.7	481	8.5	31.7	81.7
	300	741.4	829.2	5.4	469	7.5	30.2	80.8

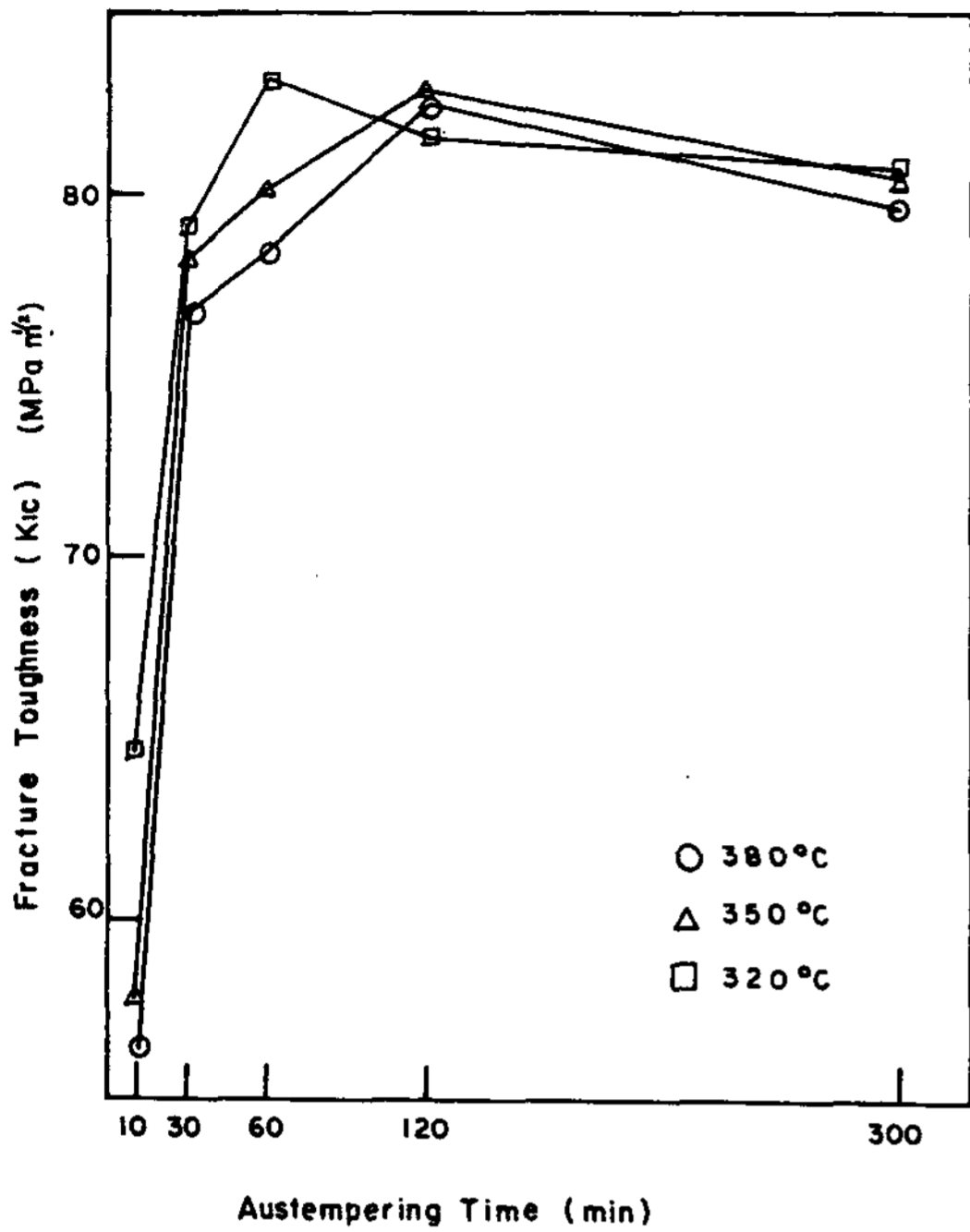


Fig. 2. The relation between fracture toughness and austempering time of ADI austempered at 320°C~380°C

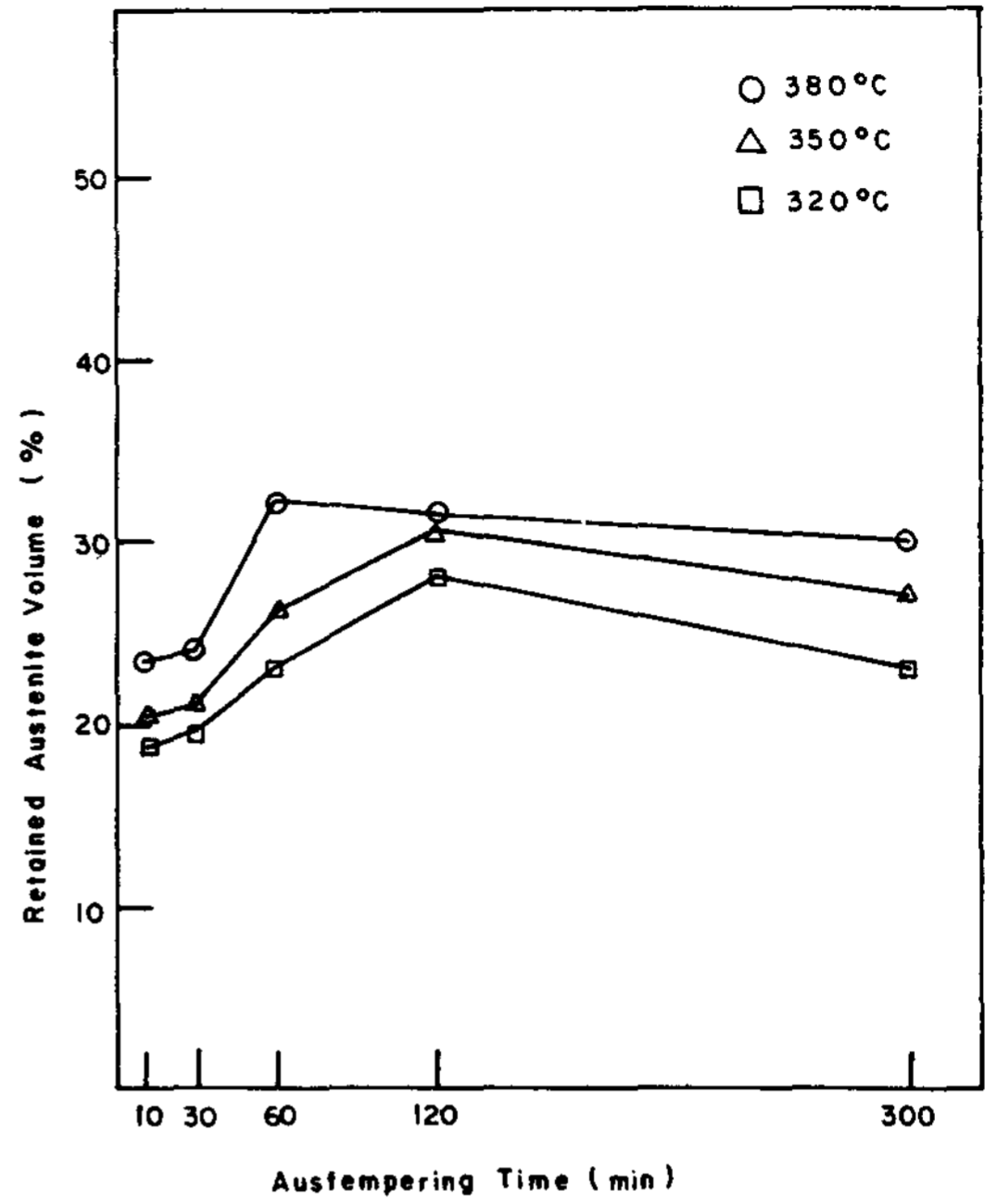


Fig. 3. The relation between austempering time and retained austenite

나타내었다. 이는 380°C에서 60분 오스템퍼링 하였을때 가장 많은 잔류오스테나이트가 얻어졌기 때문이다. Fig. 3은 오스템퍼링온도에 따른 잔류오스테나이트량을 나타낸 것이다.

본 시료에서도 잔류오스테나이트가 18%에서 32%까지 증가함에 따라 파괴인성치가 비례적으로 증가되고 있음을 알 수 있다. Fig. 4는 파괴인성치와 잔류오스테나이트량과의 관계를 나타내었다.

이와 같이 잔류오스테나이트가 파괴인성을 향상시키는 것은 균열첨단에서 변형유기 마르텐사이트를 억제하며 소성역을 증가시키는 원인이 되기 때문이라고 생각된다.<sup>11~13)</sup> Fig. 5는 오스템퍼링온도 및 시간변화에 따른 기계적성질과 파괴인성치의 적정범위를 나타냈다. 본 ADI시료의 오스템퍼링온도 380°C에 대한 파괴인성치(K<sub>1c</sub>)와 충격치(CVN)와의 관계를 Rolfe-Npvac-Barsom의 관계식<sup>14)</sup>을 적용하였을 때 아래와 같다.

$$(K_{1c} / \delta_{ys})^2 = 0.28(CVN / \delta_{ys} + 0.0048)$$

여기서 K<sub>1c</sub>, δ<sub>ys</sub>, CVN 의 단위는 각각 MPa m, Mpa, Joule이다.

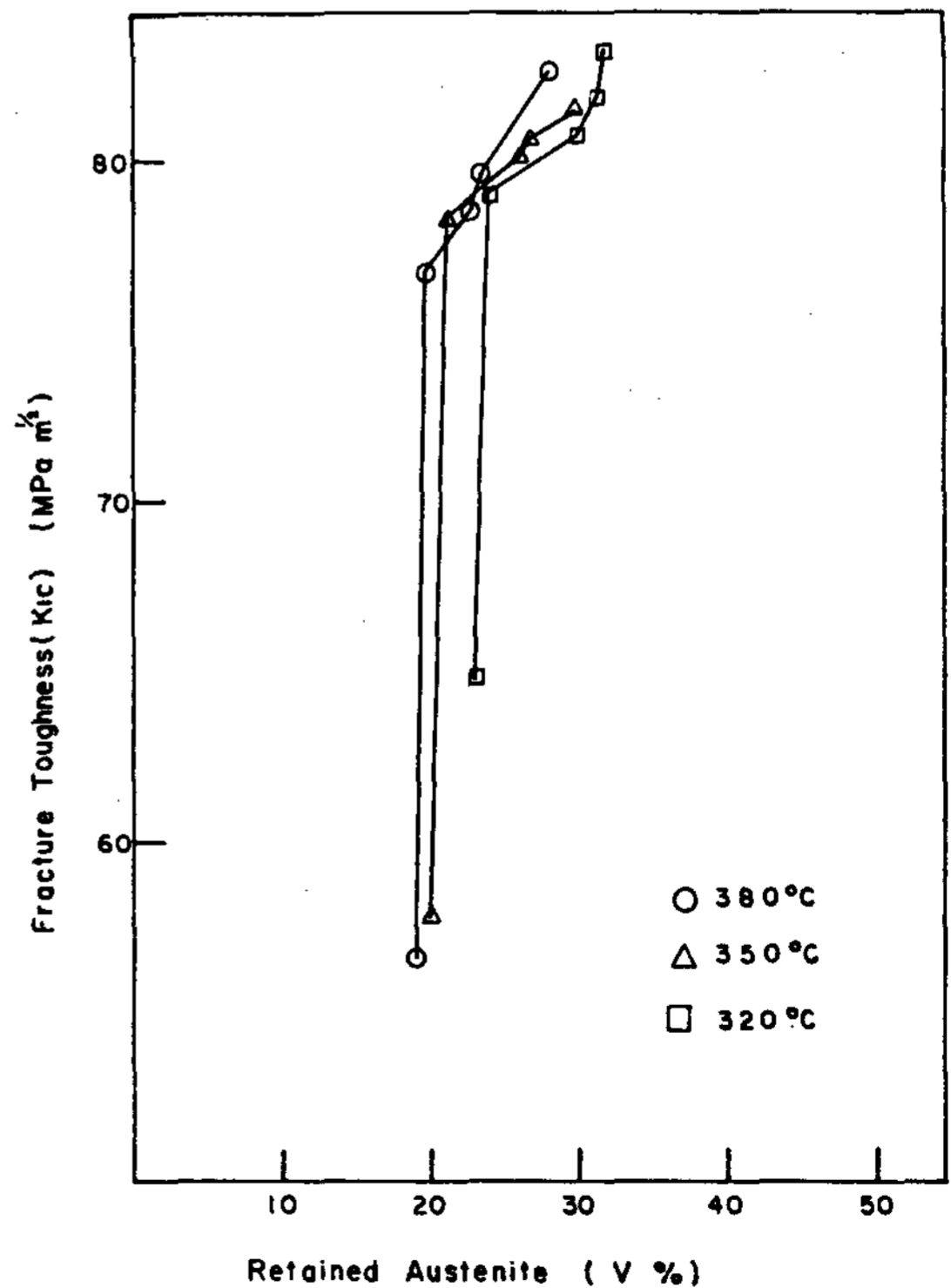


Fig. 4. The relation between K<sub>1c</sub> and retained austenite volume in ADI.

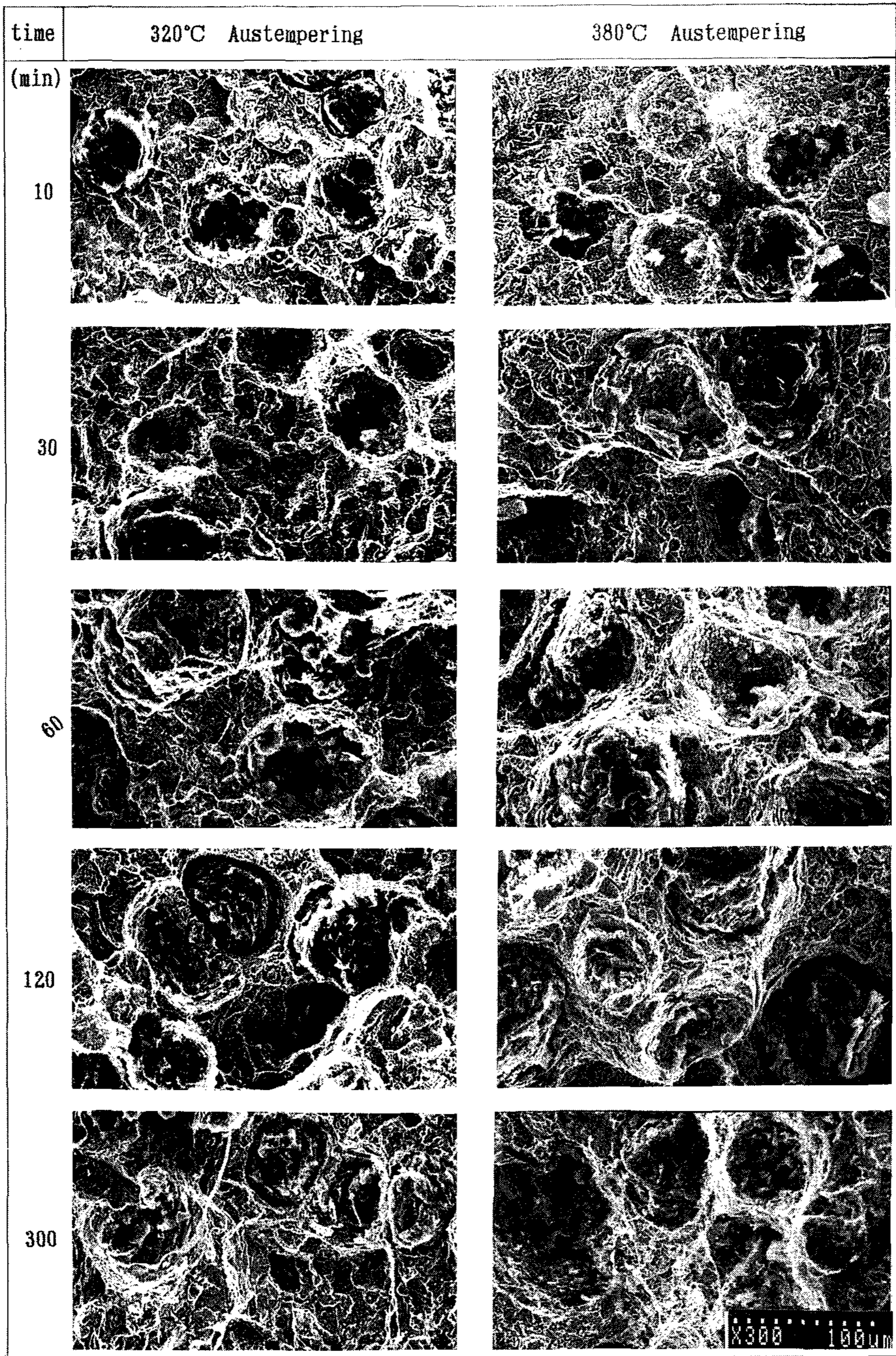


Photo 2. Fractographs of fractured CT specimen of ADI austempered at 320°C and 380°C for 10~

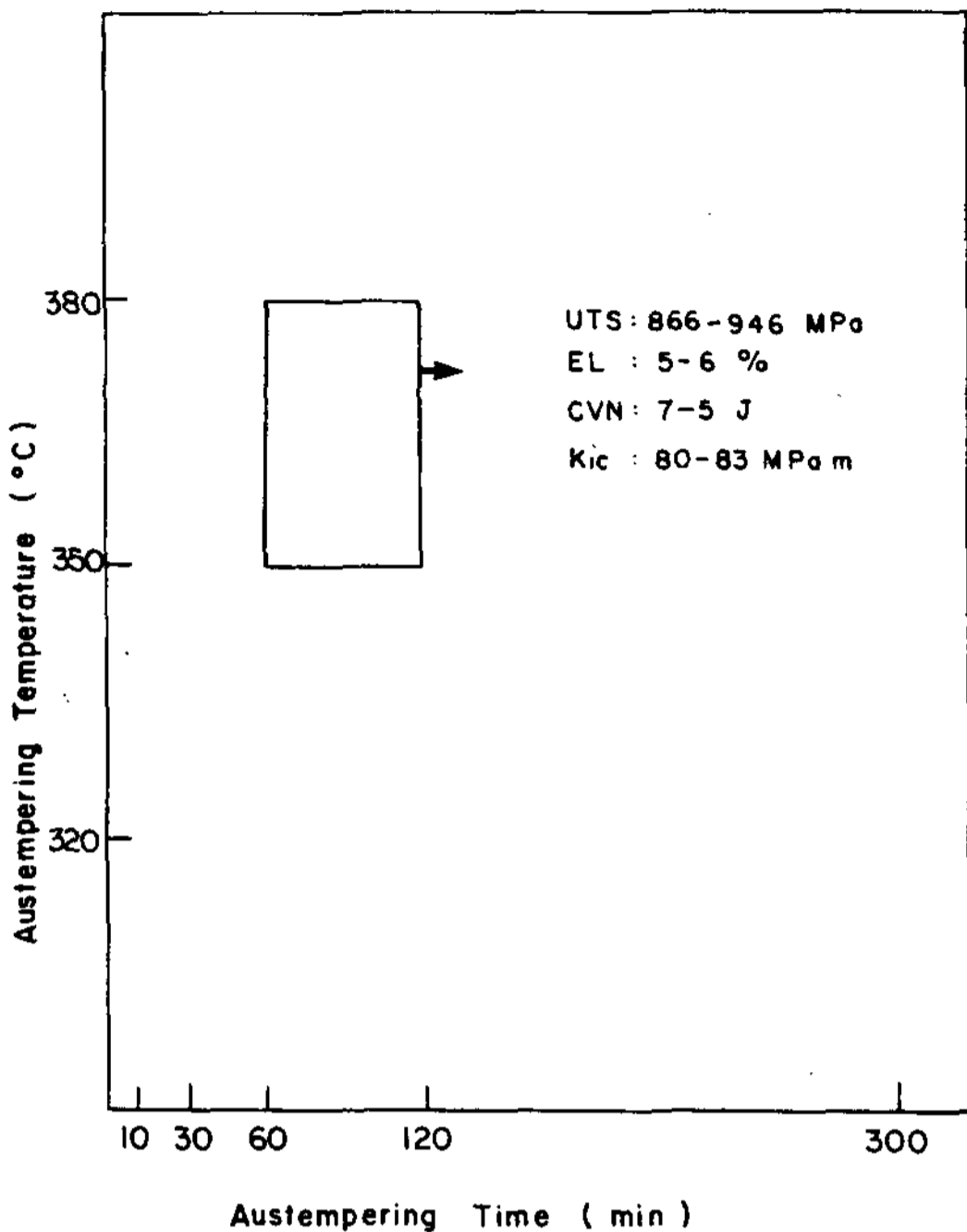


Fig. 5. Processing range for producing optimum ADI mechanical properties

3.4 파면관찰

Photo 2는 오스템퍼링 온도와 시간에 따른 CT 시편의 파면을 나타낸 것으로써 오스템퍼링 온도 380°C에서 10분에서 1시간으로 유지시간이 길어짐에 따라 quasi cleavage의 준취성파면으로 부터 micro-void가 함체된 dimple 및 섬유상의 연성 파면이 증가하고 있으나 5시간에서는 cleavage 파면이 나타났다. 이는 기지조직의 잔류오스테나이트의 감소와 제 2단계 반응으로 인한 페라이트와 세멘타이트가 혼재하기 때문이라고 생각된다.

이러한 파면의 변화는 하부베이나이트(320°C) 조직의 시료에서도 유사하게 나타났으며 상부베이나이트 조직의 시료보다는 전반적으로 연성파면이 감소하였다.

4. 결 론

Mo-Ni-Cu계 ADI의 오스템퍼링 온도 및 시간 변화에 따른 기계적성질 및 잔류오스테나이트량과 파괴특성을 고찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 오스템퍼링 온도가 증가함에 따라 베이나이트래스는 조대하여 졌으며 잔류오스테나이트도 증가하였다. 따라서 강도 및 경도는 감소하였으나 연신율 및 인성은 증가하였다.
2. 오스템퍼링 시간이 60분 미만에서는 불완전한 베이나이트변태로 미변태오스테나이트량이 많아 이것이 상온으로 냉각할 때 일부 마르텐사이트로 변태하며 또한 5시간에서는 2단계 반응으로 세멘타이트의 증가로 기계적성질 및 파괴인성치가 감소하였다.
3. 평면변형파괴인성치(K<sub>IC</sub>)는 380°C 60분의 오스템퍼링시 얻은값이 가장 우수하였으며 이때의 파면은 섬유상과 미세공동의 dimple pattern을 보였다.
4. 가장 우수한 파괴인성치는 380°C, 60분 오스템퍼링 하였을 때 83MPa m로 이때의 잔류오스테나이트량은 32%이었다.
5. K<sub>IC</sub>와 CVN의 관계는 아래와 같은 비례식이 성립하였다.

$$(K_{IC} / \delta_{ys})^2 = 0.28(CVN / \delta_{ys} + 0.0048)$$

후 기

본 연구는 산학협동재단의 1989년도 연구비에 의한 것으로서 연구비지원에 감사드립니다. 또한 matching fund를 부담하고 편의를 제공한 한국오일레스공업(주)에도 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

1. K.Rundman, T. Rouns, W. Dubensky, D. Moore ; 2nd International Conference on ADI, Univ. of Michigan, Rackham school (1986) 157
2. R.C Voigt ; AFS Trans., 83(1975) 253
3. P. Mayr, H. Vettters, J. walla ; 2nd International Conference on ADI, Univ. of Michigan, Rackham school(1986) 171
4. M. Johansson ; AFS Trans., 77(1969)117
5. J. D. Verhoeven, A. EL. Nagar and B. EL. sanagawa ; Physical Metal Cast iron(1985) P. 387~398
6. B. Kovacs ; 2nd International Conference on ADI. Univ of Michigan (1986) P.291



7. J.F Janowak and R. B Gund Lach ; AFS Trans. Vol 92. (1984) P. 489
8. R.C voigt, H. Dhane and L. Eldoky ; 2nd International Conference on ADI, Univ. Michigan, (1986 327)
9. P.A. Blackmore, R.A. Harding, 1st International Conference on ADI, 1984, P. 117.
10. J.F Janowak, P.A. Morton, AFS Trans., 1984, P.489
11. H. Collidge ; 2nd International Conference on ADI, Univ. of Michigan, (1986)95.
12. 鹽川 忠 ; 素形材, vol.2 (1985)1.
13. 龍華文隆, 鳥居良久, 上田倭完, 瀧田光晴 鐵物, 第60卷, 第10號. (1988) 615
14. J.F. Janowak and R.B. gundlach ; AFS. Vol 54 (1983) P. 377~387