

<論 文>

복합조직강의 균열선단에서의 파괴저항에 관한 연구†

김정규\* · 오재민\*\* · 김형채\*\*

(1985년 5월 31일 접수)

A Study on the Fracture Resistance at the Crack Tip in Dual Phase Steel

Jung Kyu Kim, Jae Min Oh and Hyung Chai Kim

Key Words: Dual Phase Steel(복합조직강), Stretched Zone(스트레치존), R-Curve(R 곡선), Plastic Blunting(소성둔화), Elasto-Plastic Fracture Toughness(탄소성 파괴인성), Plastic Constraint(소성구속성)

Abstract

The estimation of fracture toughness in inhomogeneous material is still insufficient because it is difficult to get information of fracture initiation at the crack tip. Therefore, martensite-ferrite dual phase steel was prepared for a model material and micro-fracture behavior was investigated in the region of pre-fatigue crack in order to understand the characteristic of fracture resistance in inhomogeneous materials.

In the case of severely inhomogeneous state, micro-fracture appearance is not distributed homogenously so that the estimation of fracture toughness is hardly possible. On the other hand when the grain size is refined or the strength of martensite is lowered, micro-fracture appearance is distributed homogenously and fracture toughness remarkably increases.

1. 서 론

조직이 균질한 구조용강에서는 안정파괴의 이행이 균열선단의 둔화영역과 미소공동의 연결 및 미소공동사이의 전단파괴에 의하는 것으로 알려져 있다(1,2). 그러나 조직의 불균질성이 존재하는 실용 복합조직강 또는 2상혼합조직강 및 합금강등은 조직 상호간의 역학적 구속효과 때문에 균열선단에서의 소성둔화 및 안정파괴가 균일하게 발생하지 않게 되고(3,4), 이 때문에 안정파괴의 개시점 및 이 기구의 파악이 불충분하여 균

열진전저항을 나타내는 파괴인성의 평가가 아직도 체계화되어 있지 않고 있다.

파괴인성의 대표적 평가법으로는  $K_{Ic}$ (5) 및  $J$ 적분법(6,7)이 있고 특히  $J$ 적분에 의한  $J_{Ic}$  시험의 중요한 점은 연성균열발생점을 정확하게 검출함과 이의 재현성으로 지적되고 있다. 저자들은 불균질 조직의 대표적 재질인 마르텐사이트-페라이트 복합조직강을 준비하여 파괴인성을 검토한 결과 균열선단의 파괴거동이 불균일하고 또한 스트레치존의 폭이 미시조직에 민감하여 파괴인성의 평가에 어려움이 남게 되었고(8), 따라서 불균질의 정도에 따른 균열선단에서의 미시파괴거동에 관한 정량적인 검토가 필요하게 되었다.

일반적으로 공업적으로 중요한 재료 중에는 조직이 불균질한 복합조직의 재료가 많고 이러한 조직은 균열

† 대한기계학회 '85년도 춘계학술대회(6.29)에서 발표

\* 정희원, 한양대학교 공과대학 기계설계학과

\*\*한양대학교 대학원

의 진전거동에 현저한 영향을 미치는 것으로 보아<sup>(9-12)</sup> 이들 재료의 파괴인성을 평가하기 위한 파괴저항의 본성을 밝히기 위해서는 균열의 안정파괴 개시 전후의 파괴거동에 미치는 미시조직인자의 영향 및 미시파괴기구를 밝힐 필요가 있다고 생각되어 진다.

본 연구에서는 미시조직인자를 변화시킨 마르텐사이트-페라이트 복합조직강을 준비하여 균열선단 및 안정영역의 파괴양상과 파괴저항과의 관계를 검토하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 시험편 및 열처리

본 실험에 사용된 재료는 직경이 25mm 인 일반구조용 저탄소강 SS41로서 화학성분은 Table 1과 같다. 이 재료에 대하여 Fig. 1과 같은 형상의 3점굽힘 시험편을 L-R 방향으로 채취하여 제작한 후 미시조직에 변화를 주기 위하여 Fig. 2에서 보는 바와 같은 열처리를 행하였다. Fig. 3은 5% 나이탈부식액에 부식시

Table 1 Chemical composition(wt%)

C	Si	Mn	P	S
0.13	0.18	0.61	0.032	0.038

Table 2 Metallurgical and mechanical properties

Series	$d$ ( $\mu\text{m}$ )	$V_m$ (%)	$\bar{C}$ (%)	Hardness		Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Reduction of area (%)
				Martensite	Ferrite			
$A_0$	79	42	89	683	232	441	817	16.4
$A_2$				530	194	422	735	32.8
$A_4$				408	172	382	642	44.1
$B_0$	61	38	90	649	228	456	862	23.6
$B_2$				531	191	431	840	32.7
$B_4$				421	177	410	638	49.8
$C_0$	35	39	90	607	233	480	894	32.4
$C_2$				576	203	436	848	40.1
$C_4$				415	187	435	634	56.3
$D_0$	17	41	91	592	240	481	925	37.4
$D_2$				528	205	486	819	46.5
$D_4$				412	192	514	680	61.9

$d$  : Ferrite grain size,  $\bar{C}$  : Connectivity of martensite,  $V_m$  : Volume fraction of martensite  
\* Tension test (KS B 0801-7, Cross head speed : 0.5mm/min)

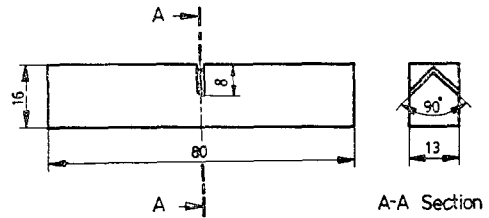


Fig. 1 Configuration of test specimen

킨 미시조직의 대표적인 일례이며 이들 미시조직들에 대한 정량적평가는 선분석법으로 행하였고 각 상의 경도는 마이크로빅커스 경도기(하중 25g)를 사용하여 각각 20점을 측정한 후 이의 평균값을 취하였다. 또한 이들 조직을 가진 시험편에 대한 기계적성질은 Table 2와 같다. 여기에서 A재, B재 및 C재는 1200°C, 1100°C, 1000°C에서 어닐링한 재료이며 D재는 원재료를 나타내고 첨자 0, 2, 4는 담금질한 상태 및 200°C, 400°C에서 뜨임처리를 한 재질을 의미한다.

### 2.2. 파괴인성평가

피로균열은 굽힘-비틀림시험기(TB-10, Shimadzu사)를 사용하여 주었고 파괴인성치에 영향을 미치지 않도록 하기 위하여 최대응력확대계수  $K_T$ 는  $K_T < 25\text{MPa}\sqrt{m}$ 에서 행하였다. 피로균열을 준 후 정적인 하중은 10톤용 만능시험기(DCS Series, Shimadzu사)를 사용하

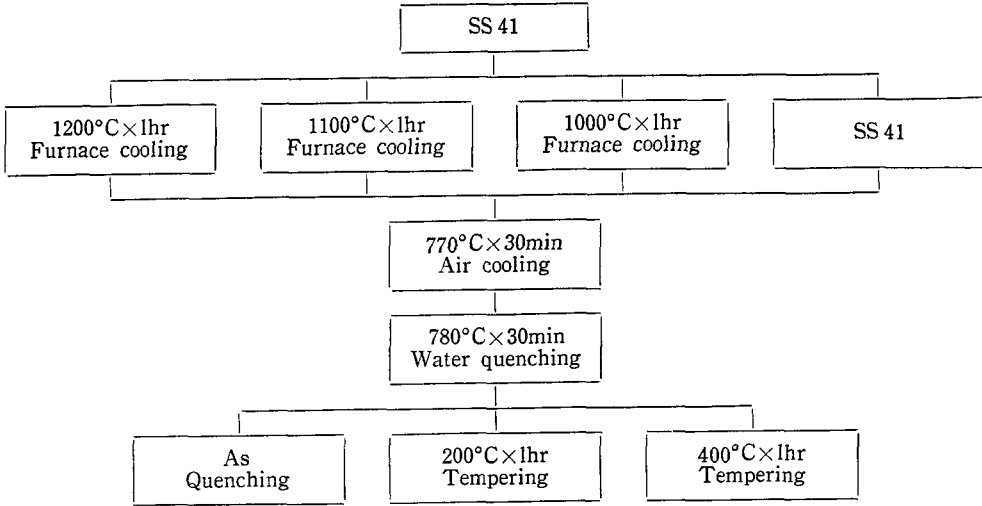


Fig. 2 Heat treatment procedure

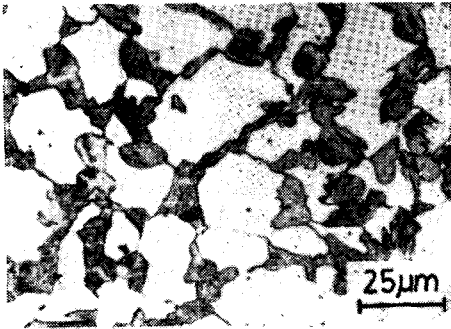


Fig. 3 Typical microstructure of dual phase steel

여 0.5mm/min의 일정한 변위속도로 3점굽힘시험을 행하였고, 이때 로드셀로부터 얻어진 하중신호와 하중점 변위에 대한 신호를 X-Y기록계에 입력시켜 하중-하중선변위 곡선을 구하였다. 안정파괴 개시 전후의 파괴거동은 주사전자현미경에 의해 시험편 두께의 3/8~5/8부분을 균열선단으로부터 500µm 이내의 영역에 대하여 관찰하였고 균열진전량  $\Delta a$ 는 이들 두께방향의 부분을 면적법으로 측정하여 구하였다.

파괴인성의 평가는  $A_0$ 재- $D_0$ 재 및  $A_2$ 재- $D_2$ 재의 경우에는 파괴인성의 상대적 비교에 용이한 ASTM E 399에 규정되어 있는 강도비(strength ratio)  $R^{(5)}$ 로서 행하였고  $A_4$ 재- $D_4$ 재에 대해서는 JSME S001<sup>(7)</sup>에 규정되어 있는 R곡선법을 이용하여 평가하였다. 이때 강도비 및 J값은 다음 식으로 구하였다.

$$R = \frac{6P_{max}W}{B(W-a)^2\sigma_y} \quad (1)$$

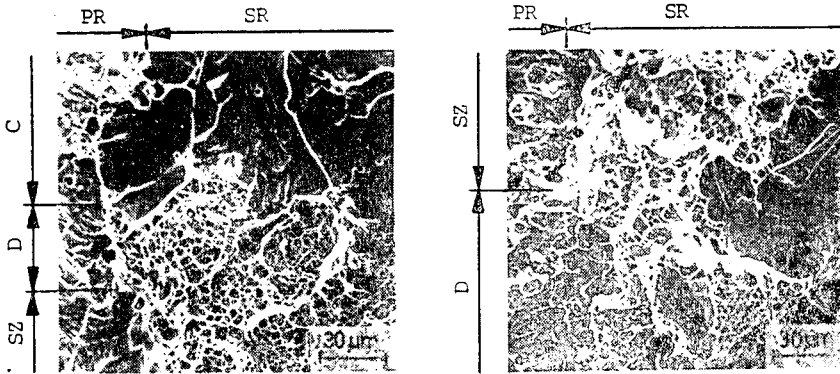
$$J = \frac{2A}{Bb} \quad (2)$$

- $P_{max}$  : 하중-하중선변위 곡선상의 최대하중
- $W$  : 시험편 폭
- $a$  : 균열길이
- $\sigma_y$  : 항복강도
- $A$  : 하중-하중선변위 곡선 아래의 면적
- $b$  : 리가먼트 폭,  $W-a$
- $B$  : 시험편 두께

### 3. 실험결과 및 검토

#### 3.1. 피로균열선단에서의 파괴개시 양상

Fig. 4는 피로균열선단에 걸쳐진 미시파면양상의 대표적인 예로서 결정입경의 대소에 따른 미시파괴 양상의 차이를 보여 주고 있다. 결정입경이 조대한  $A_0$ 재의 경우 피로균열선단에서 소성둔화, 덩플파괴 및 벽개파괴가 존재하고 있지만 입경이 가장 미세한  $D_0$ 재에서는 소성둔화와 덩플파괴만이 균열선단에 걸쳐져 있음을 나타내고 있다. 균열선단에 걸쳐진 파괴양상은 균질재일수록 거의 전면에서 소성둔화로 시작되고 있음이 보고되고<sup>(13,14)</sup> 있지만 상술의 불균일한 파괴양상은 미시조직의 불균질성에 의한다고 생각되어 균열선단의 파괴양상이 미시조직의 변화, 즉 페라이트의 결정입경 및 마르텐사이트의 강도변화에 따라 어떠한 차이를 나타내는가를 관찰하였다. Fig. 5는 결정 입경만이 다른  $A_0$ 재- $D_0$ 재의 피로균열선단에 걸쳐진 각각의 미시파괴 영역의 길이를 균열진전 방향에 수직으로 환산하여 계산한 결과이다. 결정입경이 미세화함에 따라 불안정 파괴의 대표적 양상인 벽개파괴로 시작되는 영역이 감

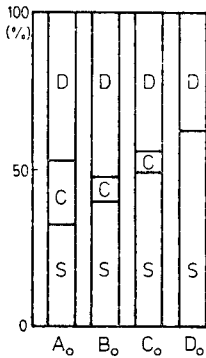


(a) Series A<sub>0</sub>

(b) Series D<sub>0</sub>

SZ : Stretched zone, D : Dimple, C : Cleavage facet, PR : Pre-fatigue region, SR : Stable fracture region

Fig. 4 Fracture appearances at the crack tip



D : Dimple region, C : Cleavage facet, S : Stretched zone

Fig. 5 Formation of micro-fracture at the crack tip line for as quenched series

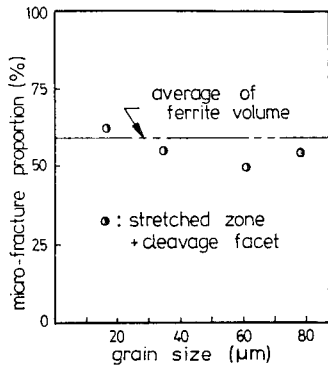


Fig. 6 Micro-fracture proportion versus grain size for as quenched series

소하는 반면 소성둔화로 시작되는 영역이 점점 증가함을 보여주고 있다. Kunio 등<sup>(3)</sup>은 퍼로균열선단이 페라이트에 존재하게 되면 불안정파괴의 개시전에 소성둔화와 벽개파괴가 형성되고, 마르텐사이트에 존재하게 되면 미세한 딥플에 의해 안정파괴로 개시될 가능성을 시사한 바 있다. 따라서, 복합조직강을 이루고 있는 미시조직과 이들 파괴양상과의 관련성을 밝히기 위하여 Fig. 5의 결과를 4 가지 재료의 평균 페라이트 체적율과 함께 결정입경의 크기에 대하여 나타낸 결과, Fig. 6에서와 같이 소성둔화와 벽개파괴면이 형성된 균열선단의 영역율은 페라이트의 체적율과 거의 일치함을 보여준다. 본래 연성이 풍부한 페라이트는 딥플 또는 소성둔화를 형성함으로써 에너지 흡수원으로서의 역할을 하여야 하지만 Fig. 3에서 보는 바와 같이 항복강도가 높은 마르텐사이트에 의해 둘러 싸여 있어 페라이트의 소성변형은 마르텐사이트에 의해 구속되는 결과 페라이트 결정입내에 미세적 내부응력이 발생하게 되어 벽개균열이 형성된다<sup>(15)</sup>. 그러나, 이러한 벽개균열은 페라이트의 모든 결정입내에서 형성되는 것이 아니고, 동일한 조직강이라 하여도 페라이트를 둘러싼 마르텐사이트의 강도가 낮은 곳 또는 마르텐사이트의 두께가 얇아 페라이트에 대한 소성구속성이 낮은 곳에서는 벽개균열 대신에 소성둔화가 형성될 수 있다고 생각된다. 따라서, 균열선단의 소성둔화와 벽개파괴영역은 페라이트조직과 관련이 있다고 할 수 있고, 페라이트의 소성변형에 대한 구속성을 지배하는 인자인 마르텐사이트의 두께 및 강도가 저하하게 되면 균열선단의 벽개파괴는 존재하지 않게 되어 결국 소성둔화로 시작되는 영역이 증가하리라 생각된다. 위와 같은 생각에

서 담금질재를 200°C, 400°C에서 뜨임처리하여 마르텐사이트의 강도가 저하한 A<sub>2</sub>재-D<sub>2</sub>재 및 A<sub>4</sub>재-D<sub>4</sub>재에 대하여 균열선단에 걸쳤진 파괴양상을 관찰한 결과, 벽개파괴의 형성은 보이지 않고 모든 재료가 소성분화와 덩플에 의해 안정파괴가 시작되었다. 이들 결과를 정리한 것이 Fig. 7이며, 그림에서 보는 바와 같이 먼저 200°C 뜨임재에서는 소성분화영역이 평균페라이트 체적율과 거의 같은 값을 보이고 있으나 400°C 뜨임재에서는 200°C 뜨임재에 비하여 소성분화영역이 많아지고 또한 결정입경이 미세할수록 증가함을 보여주고 있다. 이것은 마르텐사이트의 현저한 강도저하에 따라 마르텐사이트 조직에서도 소성분화가 형성됨을 뜻하고 또한 결정입경이 미세함에 따라 페라이트를 둘러싼 마르텐사이트의 두께가 감소하여 소성구속성이 더욱 저하하였기 때문이라고 할 수 있다. 이상의 결과로부터 조직의 불균질성이 높은 경우에는 퍼로균열선단

의 파괴개시는 불균일하여 페라이트조직에서 벽개파괴와 소성분화로서 그리고 마르텐사이트 조직에서는 덩플파괴로서 시작하지만 결정입경이 미세할수록, 마르텐사이트의 강도가 저하할수록 조직의 균질성은 높아져 소성분화로부터 안정파괴가 개시됨을 알 수가 있다.

### 3.2. 안정영역에서의 파괴거동

Fig. 8은 결정입경이 큰 A<sub>0</sub>재, A<sub>2</sub>재 및 A<sub>4</sub>재의 퍼로균열선단으로부터 500μm 이내에 존재하는 안정파괴영역의 미시파괴양상을 나타낸 것으로 A<sub>0</sub>재에서는 벽개파면과 덩플에 의해 안정영역이 형성되고 있지만 마르텐사이트의 강도저하에 따라 벽개파면은 후방으로 이동하게 되고, 400°C 뜨임재인 A<sub>4</sub>재에서는 전 영역이 덩플만으로 이루어져 있음을 보여주고 있다. 또한 안정영역에서 이러한 파괴양상의 차이는 결정입경의 대소에 의해서도 동일하게 관찰되었다. 안정영역에서 나타난 불안정파괴의 대표적 양상인 벽개파괴의 형성 및 이동은 균열진전에 대한 저항과 관계하게 되고 결국 파괴인성에 영향을 미치게 된다. 따라서 미시조직 변화에 따른 안정영역의 파괴거동은 파면해석을 통하여 검토하였고, Fig. 9는 이 영역에서 나타난 벽개파면들을 결정입경의 크기에 따라 나타낸 것으로 벽개파괴는 결정입경이 미세할수록 감소함을 보여주고 있으며 이것은 균열진전에 대한 저항을 상승시키는 요인이라고 할 수 있다. 미시조직 변화에 의한 벽개파괴 형성난이의 원인은 앞에서 설명한 바와 같이 마르텐사이트의 구속성 저하에 의해 설명할 수 있다.

한편 균열선단으로부터 벽개파괴가 후방으로 이동하는 현상은 벽개파면형성률과 함께 안정영역에서의 균

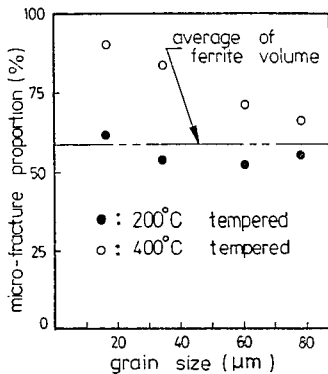
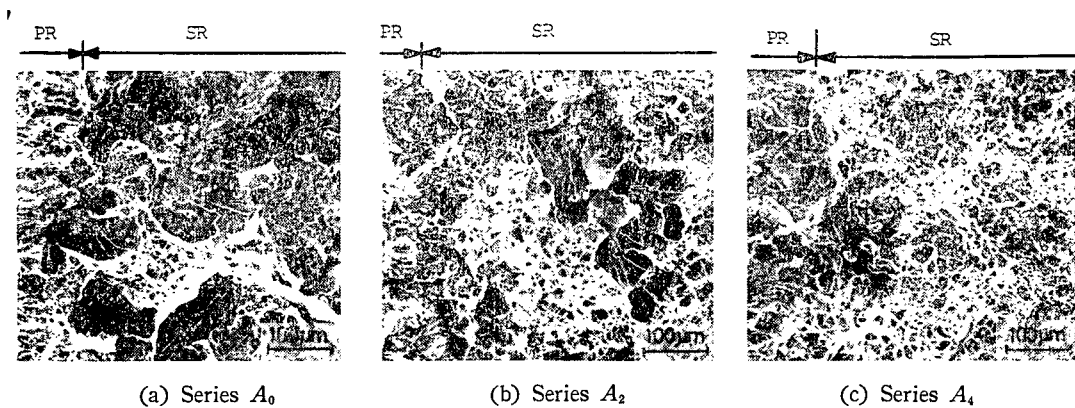


Fig. 7 Stretched zone proportion versus grain size for 200°C and 400°C tempered series



(a) Series A<sub>0</sub> (b) Series A<sub>2</sub> (c) Series A<sub>4</sub>

PR : Pre-fatigue region, SR : Stable fracture region

Fig. 8 Fracture appearances in the region of stable fracture

열진전에 대한 저항이 증가하고 있음을 의미하고 있으므로 균열선단으로부터 가장 가까운 거리에 존재하는 벽개파면까지의 거리에 대한 평균값을 취하여 그 전체 동향을 검토한 결과 Fig. 10과 같았다. 이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 결정입경이 미세함에 따라, 그리고 마르텐사이트 강도저하에 따라 벽개파피는 균열선단으로부터 후방에서 형성하게 되고, 이것은 안정영역에서의 초기균열 진전에 대한 저항을 증가시킨다고 할 수 있다. 안정영역의 후방에서도 이와 같이 벽개파피가 형성되는 것은 소성구속성에 의한 미시적 내부응력 이외에 균열선단 후방에 형성되는 3축응력상태의 거시적인 영향에 의한 것으로 생각되어진다.

3.3. 파괴인성 평가에 관한 검토

Fig. 11은 결정입경이 가장 큰 A<sub>0</sub>재에 대한 하중-하중선변위 곡선의 대표적인 예로서 P<sub>max</sub>/P<sub>0</sub><1.10 (P<sub>max</sub>: 최대하중, P<sub>0</sub>: 초기 기울기에 대한 5% offset

하중)의 조건을 만족할 수 없어 유효한 파괴인성치 K<sub>IC</sub>의 평가가 어려움을 알 수 있고 이와 같은 경향은 담금질재인 B<sub>0</sub>재-D<sub>0</sub>재 및 200°C 뜨임재에 있어서도 동일하게 나타나고 있다. 이것은 균열선단에 벽개파피 이외에 소성둔화 및 덩플같은 안정균열의 형성이 중요한 원인의 하나라고 생각되며 또한 이들 재료에 대한 J<sub>IC</sub> 평가에 있어서는 안정영역에 벽개파피가 형성됨으로써 균열진전이 급속하게 일어나게 되어 J<sub>IC</sub> 평가에도 무리가 생기게 된다. 결국 조직의 불균질성에 의한 벽개파피의 형성 때문에 파괴인성의 정량적 평가는 어렵게 되어 이들 재료에 대한 파괴인성의 평가는 강도비 R에 의해 상대적으로 검토하였다. Fig. 12는 담금질재와 200°C 뜨임재에 대한 R값을 (1)식에 의해 구하여 결정입경에 대하여 나타낸 것으로 파괴인성은 결정입경의 미세화 및 마르텐사이트의 강도 저하에 따라 약간 상승하고 있음을 보여 주고 있다.

한편 400°C 뜨임재료에 있어서는 균열선단의 파괴거동이 거의 소성둔화에 의한 균일한 양상을 보이고 안정파괴 개시 후에는 덩플의 성장에 의해 진전하게 되

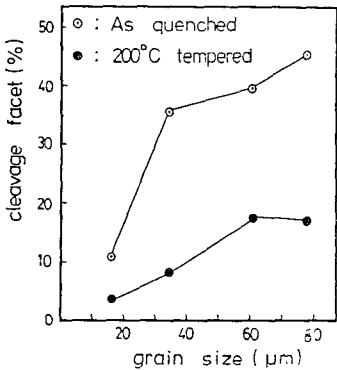


Fig. 9 Percentage of cleavage facet in the region of stable fracture

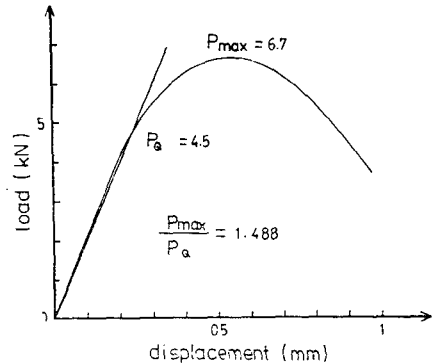


Fig. 11 Load-displacement curve for series A<sub>0</sub>

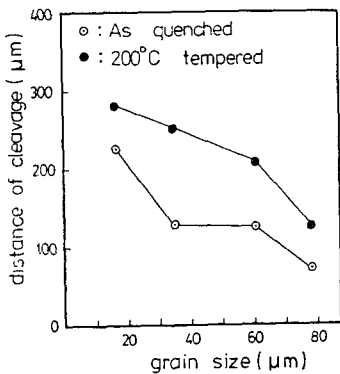


Fig. 10 Average distance from the pre-fatigue crack to the nearest cleavage facet

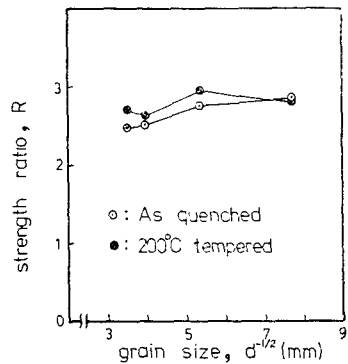


Fig. 12 Strength ratio versus grain size

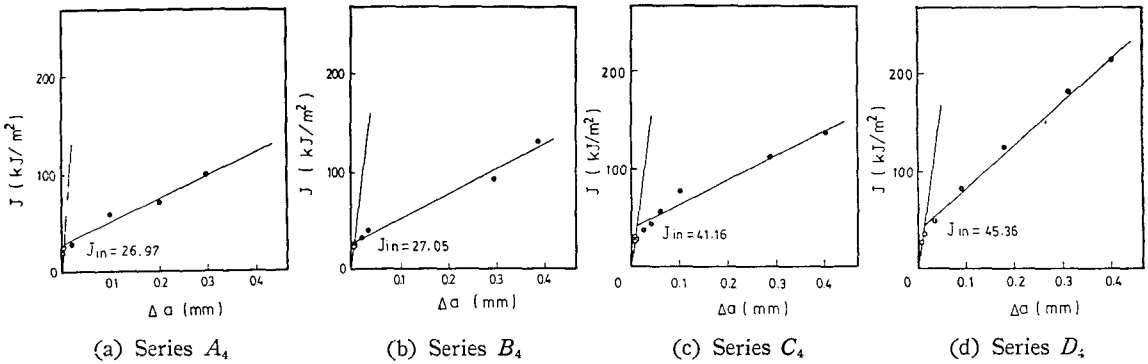


Fig. 13  $J_{IC}$  estimation by the  $R$ -curve method

Table 3 Estimation of valid  $J_{IC}(B, b > 25 J_{in}/\sigma_{fs})$

Series	$B$ (mm)	$b$ (mm)	$\sigma_{fs}$ (MPa)	$J_{in}$ (kJ/m <sup>2</sup> )	$25J_{in}/\sigma_{fs}$ (mm)	Remark
$A_4$	13.0	6.4	512	26.97	1.32	$J_{IC} = J_{in}$
$B_4$	13.0	6.4	524	27.05	1.29	$J_{IC} = J_{in}$
$C_4$	13.0	6.4	535	41.16	1.92	$J_{IC} = J_{in}$
$D_4$	13.0	6.4	597	45.36	1.90	$J_{IC} = J_{in}$

$B$ : Thickness of specimen

$b$ : Ligament width

$\sigma_{fs}$ : Flow stress = (yield strength + tensile strength) / 2

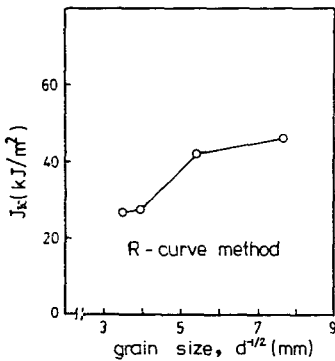


Fig. 14  $J_{IC}$  versus grain size for 400°C tempered series

어  $J$ 적분에 의한 파괴인성 평가가 가능하게 된다. Fig. 13은 이들 재료의 둔화직선과  $R$  곡선을 나타낸 것이고  $J_{in}$ 의 값은 Table 3으로부터 모두 유효한  $J_{IC}$ 임을 알 수 있다. Fig. 14는  $J_{IC}$ 의 결정입경에 대한 의존성을 보인 것으로 결정입경이 미세할수록 항복강도가 상승함에도 불구하고 파괴인성치는 증가함을 보여주고 있다. 이와 같이 안정파괴 개시 전에 소성둔화가 거의 전 영역에 존재하면서 안정파괴 개시 후의 균열성장이 덤

플에 의해 지배되면 미세조직 변화에 대한 파괴인성치는  $J$ 적분에 의해 평가되지만 이와반대로 조직의 불균질성으로 인하여 균열선단부의 파괴저항이 불균일하면서 안정균열 성장에 벽개파괴의 영향이 존재하게 되면  $K$  또는  $J$ 적분에 의한 파괴인성 평가에 무리가 생기게 된다.

#### 4. 결 론

조직불균질성을 가진 재료의 파괴저항에 관한 본성을 밝히기 위하여 미세조직인자가 다른 마르텐사이트-페라이트 복합조직강을 준비하여 피로균열선단의 미세파괴기구 및 안정파괴영역에 주목하여 이것에 관련된 미세조직인자의 역할, 파괴인성치의 평가 및 영향에 관하여 검토를 행하였다. 얻어진 결과는 다음과 같다.

(1) 조직의 불균질성이 높을수록 균열선단의 파괴양상은 소성둔화, 덤플 및 벽개균열로 시작되지만 결정입경의 미세화 또는 마르텐사이트 강도저하에 의해 조직이 균질하게 되면 균열선단의 파괴는 거의 전 영역이 소성둔화로 시작된다.

(2) 안정영역의 균열진전은 벽개파괴와 덤플에 의해 지배되지만 조직의 불균질성이 저하할수록 덤플의 영향이 현저하게 된다.

(3) 균열선단의 소성둔화 및 덤플의 형성은 평면변형을 파괴인성치  $K_{Ic}$ 의 평가를, 안정영역에서의 벽개파괴형성은 탄소성 파괴인성치  $J_{IC}$ 의 평가를 어렵게 한다.

(4) 마르텐사이트의 강도가 높은 경우, 결정입경의 미세화는 파괴인성의 향상에 뚜렷한 영향을 미치지 못하지만, 이 조직의 강도가 낮은 경우에는 결정입경을 미세화 할수록 파괴인성치는 현저히 상승한다.

## 후 기

본 연구는 1984년도 삼미문화재단의 지원에 의하여 수행한 “균열선단의 불안정파괴 친이기구에 관한 연구”의 내용으로, 동 재단에 감사드립니다.

## 참 고 문 헌

- (1) K.H. Schwalbe, On the Influence of Microstructure on Crack Propagation Mechanism and Fracture Toughness of Metallic Materials, Eng. Fract. Mech., Vol. 9, pp.795~832, 1972
- (2) D. François, Micromechanism of Slow Stable Growth, Advances in Elasto-Plastic Frature Mechanics, pp.237~257, 1979
- (3) T. Kunio, M. Shimizu and T. Nagasawa, Stable Crack Growth in the Two Phase Microstructure, Recent Research on Mechanical Behavior of Solid, Univ. Tokyo Press, pp.315~324, 1979
- (4) 皆川, 清水, 國尾, マルテンサイト-フェライト複合組織鋼の急速破壊に先だつ安定き裂成長について, 日本機械學會論文集, 第43卷 第371號, pp.2414~2420, 1977
- (5) ASTM E 399-81, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials
- (6) ASTM E 813-81, Standard Test Method for  $J_{IC}$ , A Measure of Fracture Toughness
- (7) JSME S 001-1981, 日本機械學會基準, 彈塑性破壊靱性  $J_{IC}$  試驗方法
- (8) 김정규, 오재민, 이완익,  $J$ 적분법을 이용한 복합조직강의 파괴인성평가, 대한기계학회논문집, 제8권 제5호, pp.469~475, 1984
- (9) K. Ohji, Kang, K.Ogura and K. Matsuo, Streographic observations of Stretched Zone in  $J_{IC}$  Tests on Several Steels, JSMS, Vol.32, No.355, pp.372~377, 1983
- (10) T. Kunio, M. Shimizu, K. Yamada and H. Suzuki, An Effect of the Second Phase Morphology on the Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steel, Eng. Fract. Mech., Vol.7, pp.411~417, 1975
- (11) H. Suzuki and A.J. McEvily, Microstrutural Effects on Fatigue Crack Growth in a Low Carbon Steel, Met. Trans., Vol.10A, pp.475~481, 1979
- (12) K. Minakawa, Y. Matsuo and A. J. McEvily, The Influence of a Duplex Microstructure in Steels on Fatigue Crack Growth in the Near Threshold Region, Met. Trans., Vol.13A, pp.439~445, 1982
- (13) H. Kobayashi, H. Nakazawa and A. Nakajima, Correlation of Plane-Strain and Plane-Stress Fracture Toughness with Fractographically Derived Stretch Zone Width in High Strength Steel, Strength and Structure of Solid Materials, pp.115~128, 1976
- (14) W.J. Mills, On the Relationship between Stretched Zone Formation and the  $J$  integral for High Strain-Hardening Materials, JTEVA, Vol.9, No.1, pp.56~62, 1981
- (15) 김정규, 복합조직강의 파단연성에 미치는 소성구속에 의한 내부응력의 영향, 대한기계학회논문집, 제7권 제2호, pp.123~129, 1983