

<論 文>

複合組織鋼의 破壞靱性評價와 스트레치존의 特性

金 楨 圭* · 吳 宰 旻**

(1986年 5月 1日 接受)

Estimation of Fracture Toughness and Characteristics of Stretched Zone Formation in Dual Phase Steel

Jung Kyu Kim and Jae Min Oh

Key Words; Stretched Zone(스트레치존), Dual Phase Steel(複合組織鋼), R-Curve(R 곡선), Blunting Line(鈍化直線), Critical Stretched Zone Width(限界 스트레치존폭), J_{IC} (彈塑性破壞靱性值)

Abstract

In order to obtain the optimal estimation method of fracture toughness of dual phase steel in which martensitic phase encapsulated islands of ferritic phase, the stretched zone (SZ) method and the R-curve method of the JSME S 001 was discussed. The results obtained are as follows.

- (1) The J_{IC} values estimated by the SZ method are overestimated as compared with those by the R-curve method.
- (2) The J_{IC} by the R-curve method decreases with the increase of the ferrite grain size and the martensite hardness.
- (3) The overestimation of J_{IC} by the SZ method is due to the continuous plastic blunting of ferrite after the formation of stable crack which affects the critical stretched zone width.

1. 序 論

스트레치존(stretched zone, SZ)은 균열성장 개시 전의 塑性鈍化를 나타내는 파면양상으로 그 폭은 이때의 CTOD를 반영하는 것으로 해석되어 스트레치존폭(stretched zone width, SZW)과 破壞靱性과의 관계에

대해서는 많은 연구가 행하여져 왔다^(1~8). 그 결과 스트레치존폭과 破壞靱性과의 사이에는 비교적 좋은 상관관계가 있음이 인정되었고^(4~8) J_{IC} 의 대표적인 評價方法으로 스트레치존법(SZ method)이 JSME S 001⁽⁹⁾에 규정되어 사용되고 있다^(10,11). 그러나 스트레치존법에 의한 J_{IC} 값은 스트레치존의 불균일 폭에 민감하게 영향을 받고, 특히 不均質성이 심한 재료에 있어서는 스트레치존폭이 微視組織 상호간의 力學的 効果 때문에 상당량 변화하여 정확한 J_{IC} 의 검출에 어려움을 남기

* 正會員, 漢陽大學校 工科學 機械設計學科

** 正會員, 漢陽大學校 大學院

고 있다⁽¹²⁾.

저자들은 대표적인 不均質質鋼인 마르텐사이트-페라이트 複合組織鋼을 준비하여 JSME S 001에 규정되어 있는 R 곡선법과 스트렛치존법을 이용하여 彈塑性 破壞靱性值 J_{1c} 를 평가한 결과, 스트렛치존법에 의한 J_{1c} 는 과대평가 되는 경향이 있었고 이와 같은 과대평가 정도는 균열先端의 파괴양상이 불균일 할수록 현저함이 밝혀졌다⁽¹³⁾. 또한, 균열先端의 미시파면을 검토함으로써 塑性鈍化는 주로 페라이트 부분에 의해서 지배되고 재료의 균질성이 증가하면 마르텐사이트와 페라이트의 전영역에 균일하게 스트렛치존이 형성됨을 알 수가 있었다⁽¹⁴⁾. 그렇지만, 이러한 스트렛치존법에 의한 J_{1c} 의 과대평가 원인에 대해서는 아직도 충분하게 파악되지 못하였고, 또한 不均質性 이 강한 재료에 대한 破壞靱性의 最適評價方法을 확립하기 위해서는 스트렛치존법에 의한 J_{1c} 의 과대평가에 不均質의 정도가 미치는 영향을 파악하는 것은 중요하리라 생각된다.

본 연구에서는 마르텐사이트-페라이트 複合組織鋼의 破壞靱性評價法을 확립하기 위하여 不均質의 대표적 인자인 페라이트 結晶粒徑 및 마르텐사이트의 強度를 변화시켜 R 곡선법과 SZ 법에 의해 破壞靱性을 평가하고, SZ 법에 의한 J_{1c} 의 과대평가 정도와 이에 대한 원인을 규명하기 위하여 균열先端의 微視破壞變動을 검토하였다.

2. 實驗方法

2.1 試驗片 및 熱處理 組織特性

본 실험에 사용된 재료는 직경이 25mm인 일반구조용 低炭素鋼 SB 41로서 화학성분은 Table 1과 같다. 이 재료에 대하여 Fig.1과 같은 3점굽힘 시험편을

L-R 방향으로 채취하여 제작하였고 Fig. 2와 같은 열처리를 행하였다. 열처리 후의 그 대표적 조직양상은 Fig.3과 같으며 이들 微視組織에 대한 定量的 特性 및 硬度값은 線分析法(line counting method)과 마이크로빅커스(micro-Vickers) 경도기(하중, 25gf)를 사용

Table 1 Chemical composition of SB41 steel (wt %)

C	Si	Mn	P	S
0.13	0.18	0.61	0.032	0.038

하여 구하였다. 또한, 이들 組織의 재료에 대한 機械的 性質은 KS B 0801-14A의 시험편에 의하여 구하였고 이들 결과와 硬度 및 組織의 定量的 特性은 Table 2와 같다. 여기에서 A 재, B 재 및 C 재는 1200°C, 1100°C 및 1000°C에서 각각 어닐링(annealing)한 재료이며 D 재는 원재료를 뜻하고, 첨자 0, 2, 4, 6은 담금질 상태 및 200°C, 400°C, 600°C 뜨임 처리한 재료를 나타낸다.

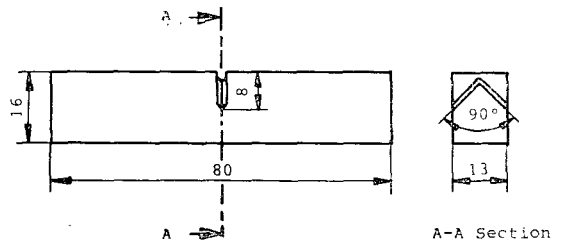


Fig. 1 Configuration of test specimen (unit: mm)

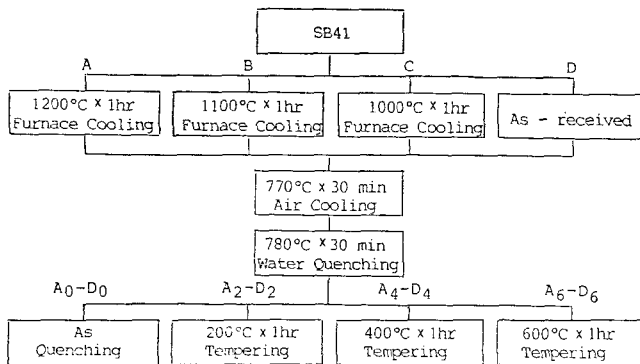


Fig. 2 Heat treatment procedure

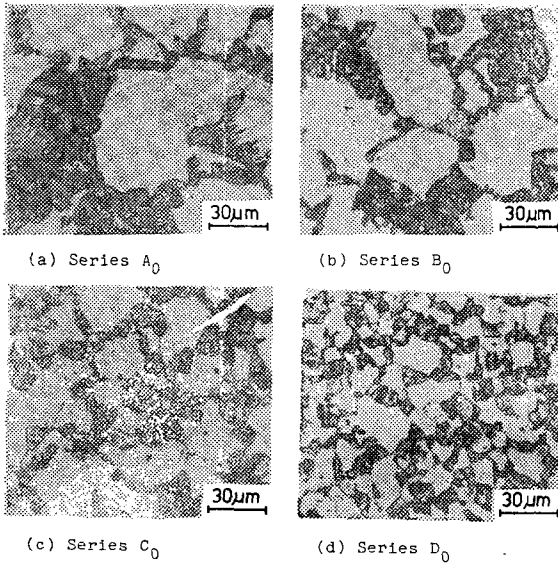


Fig. 3 Typical microstructure of dual phase steel

2.2 破壞靱性評價

각 試驗片에 대한 疲勞豫균열은 급힘-비틀림 피로 시험기 (TB-10, Shimadzu 社)를 사용하여 넣었고, 이때 疲勞豫균열 導入時의 K_I 값이 破壞靱性值에 영향을 미치지 않도록 最大應力擴大係數(maximum stress intensity factor) K_I 가 $25\text{MPa} \sqrt{m}$ 를 넘지 않는 범위에서 실험을 행하였다. 靜的인 하중은 약 1.5mm의 疲勞豫균열을 준 후 10tonf 용 만능시험기 (DCS Series, Shimadzu 社)를 사용하여 0.5mm/min의 일정한 變位速度로 3점굽힘 실험을 행하였고, 荷重-荷重線變位曲線은 로드셀(load cell)로부터 얻어진 하중신호와 하중점변위에 대한 신호를 X-Y기록계에 입력시켜 구하였다. 또한, 破壞靱性評價는 JSME S 001에 규정되어 있는 R 곡선법과 SZ법을 이용하였고 J값은 다음 식으로 구하였다.

Table 2 Metallurgical and mechanical properties

Series	d (μm)	V_m (%)	\bar{C} (%)	Hardness (H_v)		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
A_6				305	149	363	531	64.9
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
B_6				321	141	366	528	68.0
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
C_6				336	178	406	539	69.4
D_0	17	41	91	591	240	481	925	37.4
D_2				528	205	486	819	46.5
D_4				412	192	514	680	61.9
D_6				315	208	448	548	71.5

d : Ferrite grain size, \bar{C} : Connectivity of martensite, V_m : Volume fraction of martensite

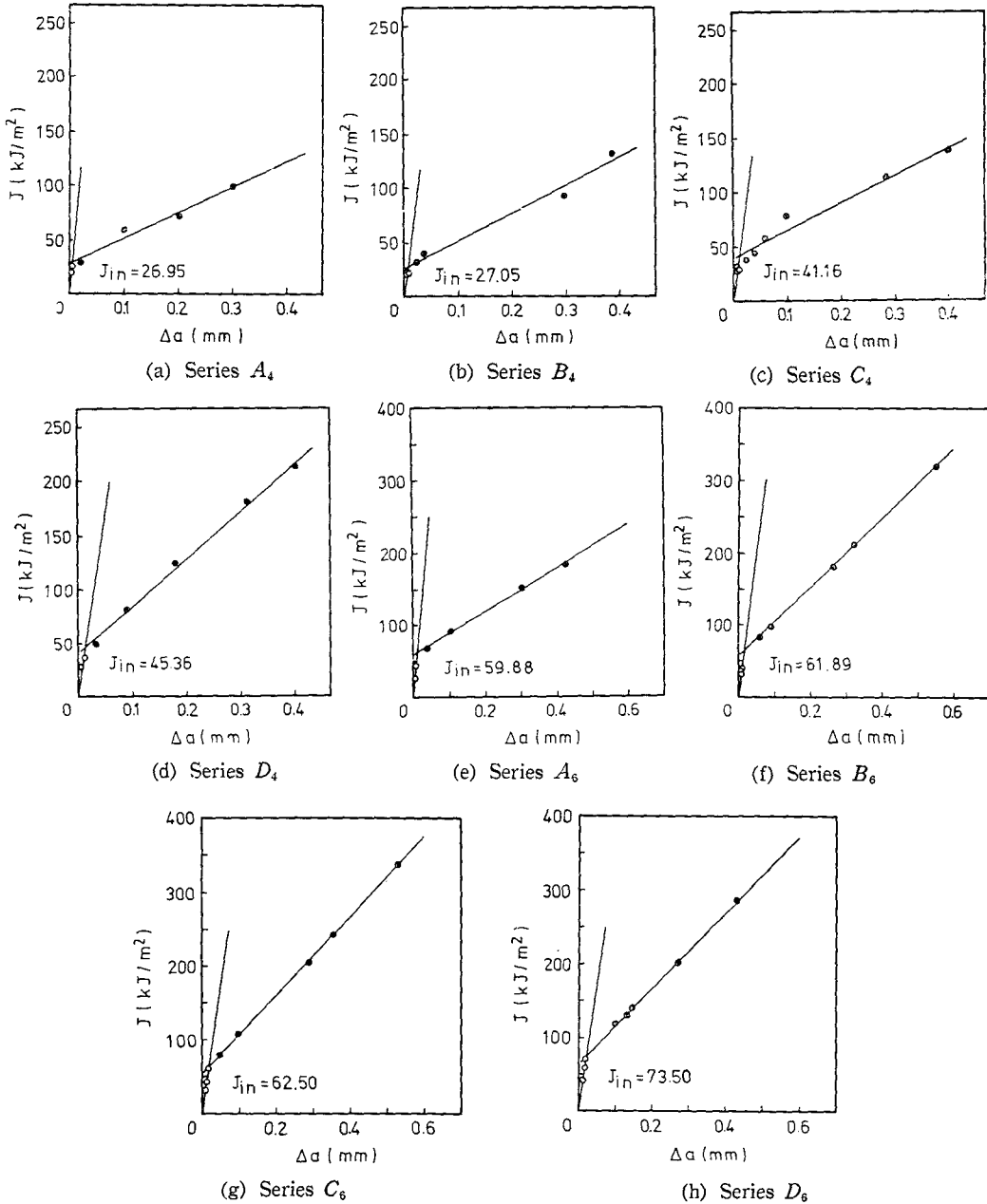


Fig. 4 J_{1c} estimation by the R-curve method

$$J = \frac{2A}{Bb} (kJ/m^2) \quad (1)$$

A : 하중-하중 선변위곡선 아래의 면적 (kJ)

B : 시험편 두께 (m)

b : 리가먼트(ligament) 폭, $W-a$ (m)

W : 시험편폭 (m)

a : 균열길이 (m)

균열길이증분 Δa 및 스트렛치존폭 SZW 는 走査電子顯微鏡으로 시험편 두께의 3/8~5/8 부분을 10 균대 等分 分割하여 각각의 값을 면적법으로 구한 후 그 평균값을 취하였다.

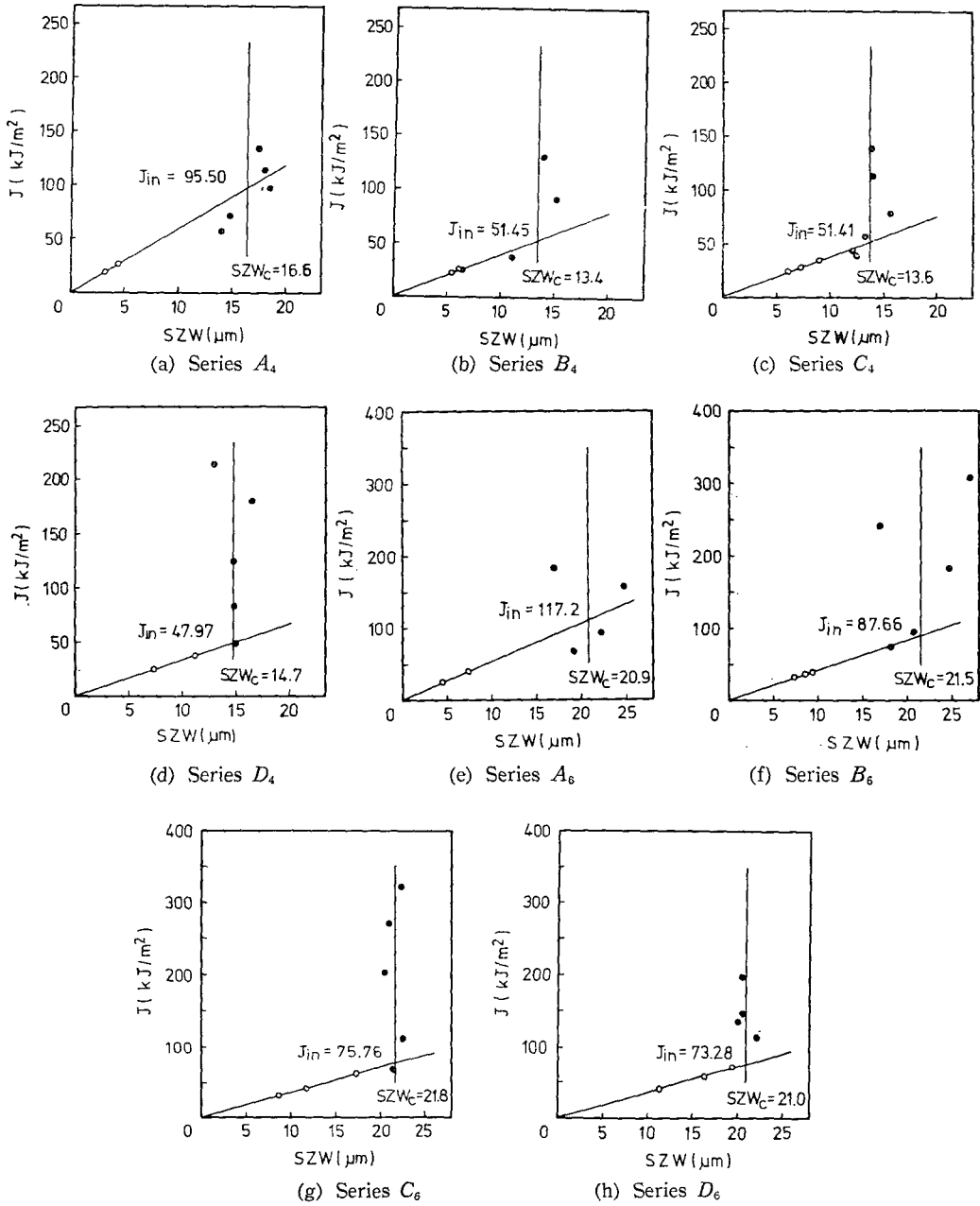


Fig. 5 J_{1c} estimation by the stretched zone method

3. 實驗結果 및 檢討

3.1 彈塑性破壞靱性 評價

不均質성이 극심한 담금질재 ($A_0 \sim D_0$) 및 200°C 뜨임재 ($A_2 \sim D_2$)는 균열先端에 스트레치존, 덤플 (dimple), 벽계파괴 등이 함께 존재함으로써 破壞靱性的 定量的

評價가 불가능함을 전보에서⁽¹⁴⁾ 밝힌 바 있다. 따라서 400°C ($A_4 \sim D_4$) 및 600°C ($A_6 \sim D_6$)에서 뜨임처리된 재료에 대하여 JSME S 001⁽⁹⁾에 규정되어 있는 R 곡법과 SZ 법을 이용하여 破壞靱性値를 구하였다. Fig. 5는 R 곡선법에 의하여, Fig. 5는 SZ 법에 의하여 評價한 $A_4 \sim D_4$ 재 및 $A_6 \sim D_6$ 재의 破壞靱性 評價그림이다

Table 3 Results from the J_{IC} estimation by the R -curve method and the stretched zone method

Series	A	B	C	SZW _c (μ m)	J_{in} (kJ/m ²)	
					R-curve method	SZ method
A ₄	232.2	25.88	5758	16.6	26.95	95.50
B ₄	246.0	25.32	3838	13.4	27.05	51.45
C ₄	249.7	38.44	3775	13.6	41.16	51.41
D ₄	426.7	39.42	3257	14.7	45.36	47.97
A ₆	295.9	56.72	5619	20.9	59.88	111720
B ₆	474.8	54.67	4069	21.5	61.89	87.66
C ₆	527.5	53.03	3480	21.8	62.50	75.76
D ₆	505.0	62.87	3491	21.0	73.50	73.28

R-curve : $J = A\Delta a + B$, Blunting line : $J = C\Delta a$

또한, Table 3 은 이들 재료에 대한 R 곡선,鈍化直線 (blunting line), 限界스트레치존폭 (critical stretched zone width, SZW_c) 및 J_{in} 값 (균열전파를 시작할 때의 J 값)을 정리한 결과들로서 거의 모든 J_{in} 값은 Table 4 에 의하여 유효한 破壊靱性値임을 알 수가 있다. Fig. 6 은 破壊靱性値의 변화를 粒徑 및 뜨임처리 온도에 따라 나타낸 것으로 R 곡선법에 의한 J_{IC} 값은 粒徑이 $d^{-\frac{1}{2}}(mm^{-\frac{1}{2}}) = 7.7$ 로부터 클수록 감소하고, SZ 법에 의한 J_{IC} 값은 粒徑이 클수록 증가하는 상반된 경향을 보여주고 있다. 일반적으로 粒徑의 大小에 따른 破壊靱性値의 변화는 粒徑이 작을수록 그 값이 높아지고^(15,16) 또한 不均質性이 높을수록 SZ 법에 의한 J_{IC} 값이 과대평가 되기 쉽다는 견지에서⁽¹³⁾ 검토하면 R 곡선법에 의한 J_{IC} 값을 신뢰할 수 있다고 생각된다. Fig. 7 은 SZ 법에 의한 破壊靱性値의 과대평가 정도를 알기 위하여 R 곡선법에 의한 값(J_R)과 SZ 법에 의한 값(J_S)과의 차이

Table 4 Estimation of valid J_{IC} ($B, b > 25J_{in}/\sigma_{fs}$)

Series	B (mm)	b (mm)	σ_{fs} (MPa)	Method	J_{in} (kJ/m ²)	$25J_{in}/\sigma_{fs}$ (mm)	Remark
A ₄	13	6.4	512	R-curve	26.95	1.32	$J_{in} = J_{IC}$
				SZ	95.50	4.66	$J_{in} = J_{IC}$
B ₄	13	6.4	524	R-curve	27.05	1.29	$J_{in} = J_{IC}$
				SZ	51.45	2.45	$J_{in} = J_{IC}$
C ₄	13	6.4	535	R-curve	41.16	1.92	$J_{in} = J_{IC}$
				SZ	51.41	2.40	$J_{in} = J_{IC}$
D ₄	13	6.4	597	R-curve	45.36	1.90	$J_{in} = J_{IC}$
				SZ	47.97	2.01	$J_{in} = J_{IC}$
A ₆	13	6.4	447	R-curve	59.88	3.35	$J_{in} = J_{IC}$
				SZ	117.20	6.55	invalid
B ₆	13	6.4	447	R-curve	61.89	3.46	$J_{in} = J_{IC}$
				SZ	87.66	4.90	$J_{in} = J_{IC}$
C ₆	13	6.4	473	R-curve	62.50	3.30	$J_{in} = J_{IC}$
				SZ	75.76	4.00	$J_{in} = J_{IC}$
D ₆	13	6.4	498	R-curve	73.50	3.69	$J_{in} = J_{IC}$
				SZ	73.28	3.68	$J_{in} = J_{IC}$

B : Thickness of specimen

b : Ligament width

σ_{fs} : Flow stress = (yield strength + tensile strength) / 2

와 R 곡선법에 의한 값과의 비 $(J_s - J_R)/J_R$ 를 과대평가율이라 정의하고, 이 값과 不均質성과 관련이 있는 페라이트 結晶粒徑 및 마르텐사이트 強度와의 관계에 대하여 정리한 결과이다. 결국 粒徑이 크고 強度가 높을수록 SZ 법에 의한 破壞靱성의 과대평가율은 높게 나타남을 알 수가 있다.

3.2 균열先端의 SZ에 관한 고찰

SZ 법에 의해 구한 J_{IC} 값이 R 곡선법에 의해 구한 값보다 과대평가될 수 있는 원인으로서는 安定균열 형성 후에도 페라이트내의 塑性鈍화가 계속 일어나기 때문임을 시사한 바 있다⁽¹⁴⁾. 또한, Mutoh 등은⁽¹⁷⁾ 安定균열 형성 후에도 SZW_c가 증가하는 주요인으로서 安定균열 발생 직전 혹은 같은 시기에 鈍化部에 微小균열이 발생하고 이 균열이 성장하여 SZW_c에 영향을 미치기 때문이라고 밝히고 있다. 이러한 관점에 따라 SZ 법에 의한 J_{IC} 의 과대평가는 安定균열 형성 후의 塑性鈍화 정도와 관련이 있다고 할 수 있다.

Fig. 8은 A₄ 재의 균열先端에 걸쳐진 대표적 微視破面 형상으로 SZ가 크게 형성되어 있는 부분과 덜 들러 이루어진 부분으로 나누어져 있다. 이러한 SZ는 전보에서⁽¹⁴⁾ 밝힌 바와 같이 담금질재 및 200°C 뜨임재의 경우 균열先端의 페라이트 부분에서 발생하고, 특히 200°C 뜨임재에서는 균열先端의 全페라이트 영역에서

형성되었다 그러나 400°C 및 600°C 뜨임재의 경우, Fig. 9에서 보는 바와 같이 SZ 영역이 평균 페라이트 체적율보다 훨씬 크게 나타나고 있어서 마르텐사이트 組織에서도 塑性鈍화가 일어나고 있음을 보여주고 있다. 따라서 페라이트 부분에서만 형성된 SZ를 검토하기 위해서는 마르텐사이트에서도 塑性鈍화가 일어나는 400°C, 600°C 뜨임재보다는 담금질재 및 200°C 뜨임재를 선택하는 것이 바람직하다고 생각된다. Fig. 10은 담금질재 및 200°C 뜨임재에 대한 페라이트 부분에서의 SZW를 측정된 결과이다. 담금질재의 경우 페라이트 結晶粒徑이 커짐에 따라 SZW에 증감이 있기는 하지만 대체로 증가하는 경향이고 200°C 뜨임재의 경우에는 급격히 증가하는 현상을 볼 수 있다. 이것은 전보에서⁽¹⁴⁾ 밝힌 바와 같이 입경이 커질수록 破壞靱性(strength ratio R에 의한 고찰)이 다소 감소하는 데도 불구하고 페라이트 부분의 SZW가 증가하는 현상으로 결국 粒徑이 클수록 페라이트 結晶粒內의 SZ가 安定균열 형성 후에도 계속 증가하여 SZW_c가 과대평가될 가능성이 많음을 보여 주고 있다. 담금질재의 경우 結晶粒徑이 커짐에 따라 SZW가 급격히 증가하지 않는 현상은 마르텐사이트의 強度가 크고 또한 粒徑이 커짐에 따라 페라이트를 둘러싸고 있는 마르텐사이트의 구속성이 월등히 커져서 結晶粒內의 塑性鈍화를 억제하고 있기 때문이다⁽¹⁸⁾.

위와 같이 安定균열 형성 후에도 페라이트내의 塑性鈍화가 계속된 현상은 Fig. 11과 같은 과면사진으로부터도 관찰할 수 있었다. 즉, 균열先端部에 하중이 주어지면 처음에는 일정하게 SZW가 형성되었다가 J 값이

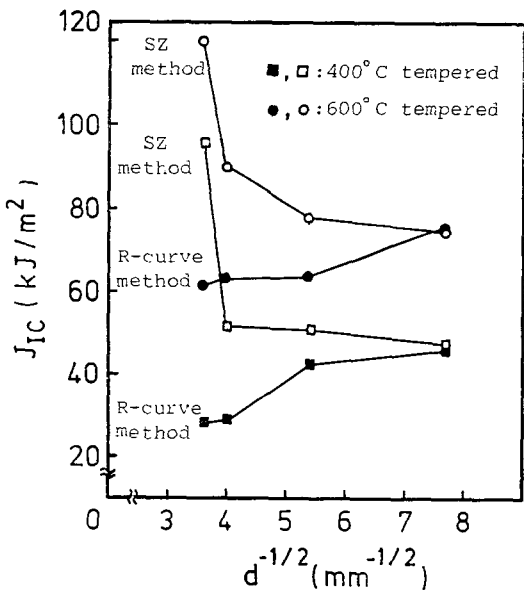


Fig. 6 J_{IC} versus grain size for 400°C and 600°C tempered series

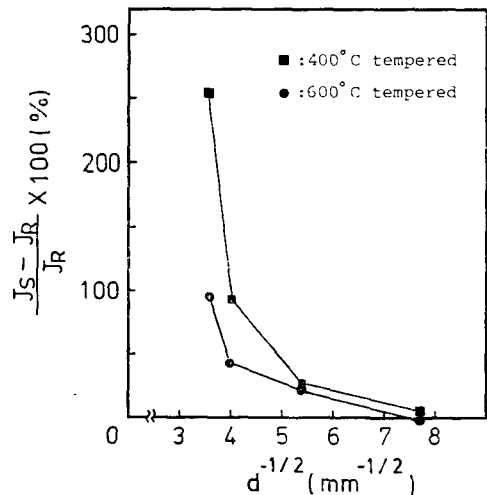
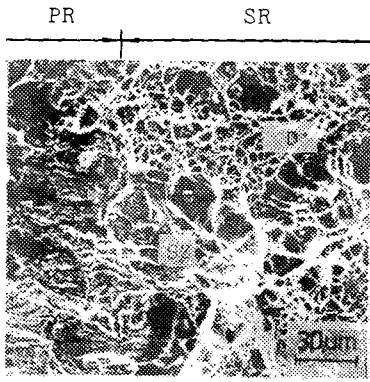


Fig. 7 Overestimation rate versus grain size for 400°C and 600°C tempered series



PR:Pre-fatigue region
 SR:Stable fracture region
 SZ:Stretched zone
 D :Dimple

Fig. 8 Fracture appearance at the crack tip in series A₄

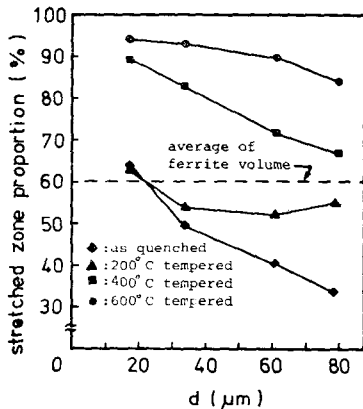


Fig. 9 Stretched zone proportion versus grain size for every series

증가됨에 따라 Fig.11(a)와 같이 덩들이 부분적으로 형성되어 페라이트에 대한 塑性拘束性이 떨어지게 된다. 따라서, 이 부분은 塑性鈍화를 계속하게 되고 전영역에 덩들이 형성되었을 때는 Fig.11(b)와 같이 SZ가 상당량 증가되어 평균 SZW. 보다 훨씬 큰 SZ가 불규칙하게 형성된다.

이상으로부터 페라이트 粒内の 塑性鈍화는 安定균열 형성 후에도 계속 일어나고, 이는 페라이트 粒徑 및 마르텐사이트 強度가 클수록 SZW.를 더욱 더 과대평가하여 SZ법에 의한 J_{IC}의 값은 실제 破壞靱性値보다 크게 나타나게 된다. 반면에 粒徑이 작아질수록, 마르텐사이트의 強度가 저하할수록 즉, 재료가 균질해질수

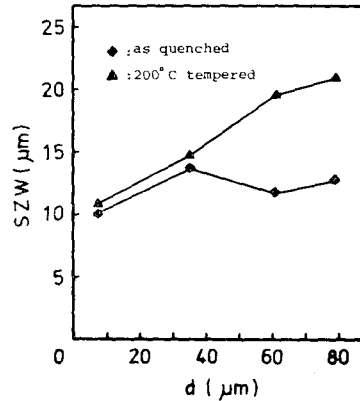
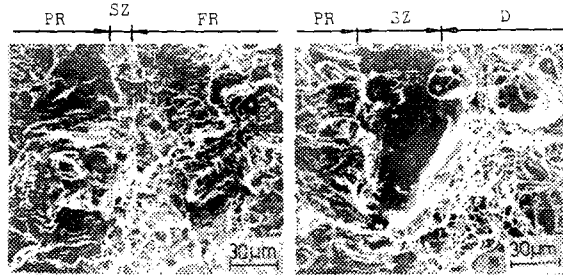


Fig. 10 SZW of the ferrite region versus grain size for as quenched and 200°C tempered series



(a) $J=38.2\text{kJ/m}^2$ (b) $J=89.2\text{kJ/m}^2$
 PR : Pre-fatigue region SZ : Stretched zone
 FR : Fatigue crack region D : Dimple

Fig. 11 Appearance of the stretched zone in series B₄ ($J_{IC}=27.05$)

록 SZW는 균일해지고 SZ법과 R곡선법에 의한 J_{IC}값은 동일하게 되는 것이다.

4. 結 論

組織 不均質性을 가진 재료의 破壞靱性 評價方法을 확립하기 위하여 不均質 정도를 변화시킨 마르텐사이트-페라이트 複合組織鋼을 준비하고, 이에 대하여 JSME S 001에 규정되어 있는 R 곡선법과 스트렛치존법을 이용하여 破壞靱性値를 評價하였다. 또한 不均質度에 따른 스트렛치존법의 과대평가 정도와 이에 대한 원인을 검토하였다.

얻어진 결과는 다음과 같다.

(1) R 곡선법에 의한 破壞靱性値는 페라이트 粒徑이 클수록 마르텐사이트의 強度가 상승할수록 감소하지만 스트렛치존법에 의한 값은 粒徑이 클수록 증가하는 서

로 상반된 경향을 보인다.

(2) 스트레치존법에 의한 破壞靱性値의 과대평가율은 粒徑이 커질수록 마르텐사이트의 強度가 상승할수록 증가한다.

(1) 스트레치존법에 의한 破壞靱性値의 과대평가는 安定균열 형성 후 페라이트 내에서의 계속되는 塑性鈍화로 인한 SZW의 과대평가에 원인이 있고 이 현상은 페라이트 粒徑 및 마르텐사이트 強度가 증가할수록 크다.

후 기

本 研究를 수행함에 있어서 아낌없는 협조를 하여 준 金炯彩君에게 깊은 감사를 드립니다.

參 考 文 獻

- (1) 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, Noordhoff International Publishing, pp. 115~128, 1976
- (2) K. Hosomi, Y. Ashida, H. Hato and K. Ishihara, Plane Strain Fracture Toughness and Stretched Zone of an 18% Ni Maraging Steel with Various Prior-Austenite Grain Sizes, Iron and Steel (in Japan), Vol. 64, No. 7, pp. 219~227, 1978
- (3) W.J. Mills, On the Relationship between Stretched Zone Formation and J Integral for High Strain-Hardening Materials, JTEVA, Vol. 9, No. 1, pp. 56~62, 1981
- (4) H. Nakamura, H. Kobayashi and H. Nakazawa, The J-Integral Evaluation of Stretched Zone Width and its Application to Elastic-Plastic Fracture Toughness Test, Transactions of JSME, Vol. 45, No. 392, pp. 336~345, 1979
- (5) M. Ishihara, T. Shinohara, S. Ishida and T. Sugimoto, Evaluation of Fracture Toughness by Stretched Zone Method in Machine Structural Steels, J. Soc. Mat. Sci., Vol. 32, No. 355, pp. 366~371, 1983
- (6) K. Ohji, A. Otsuka and H. Kobayashi, Evaluation of Several J_{Ic} Testing Procedures Recommended in Japan, ASTM STP 803, pp. 398~419, 1981
- (7) H. Kobayashi, H. Nakamura and H. Nakazawa, Evaluation of Blunting Line and Elastic-Plastic Fracture Toughness, ASTM STP 803, pp. 420~438, 1981
- (8) W.D. Cao and X.P. Lu, On the Relationship between the Geometry of Deformed Crack Tip and Crack Parameters, Int. J. Fract. 25, pp. 33~52, 1984
- (9) JSME S 001-1981, 日本機械學會基準, 彈塑性 破壞靱性試驗方法
- (10) H. Nakamura, N. Takashima, H. Kobayashi and H. Nakazawa, Evaluation of Elastic-Plastic Fracture Toughness and Resistance in A533B-1 Steel, J. Soc. Mat. Sci., Vol. 32, No. 363, pp. 1340~1344, 1983
- (11) K. Ohji, S.R. Kang and S. Iwakiri, Effects of Side-Grooves and Thickness of Fracture Toughness Specimens on Crack Initiation in J_{Ic} Tests of Two Steels, J. Soc. Mat. Sci., Vol. 33, No. 371, pp. 1006~1011, 1984
- (12) K. Ohji, S.R. Kang, K. Ogura, T. Kita, Y. Nakano and K. Matsuo, Stereographic Observations of Stretched Zone in J_{Ic} Tests on Several Steels, J. Soc. Mat. Sci., Vol. 32, No. 355, pp. 372~377, 1983
- (13) 金楨圭, 吳宰啟, 李完益, J積分法을 이용한 織合組織鋼의 破壞靱性評價, 大韓機械學會論文集, 第 8 卷, 第 5 號, pp. 469~475, 1984
- (14) 金楨圭, 吳宰啟, 金炯彩, 複合組織鋼의 균열 先端에서의 破壞抵抗에 관한 研究, 大韓機械學會論文集, 第 9 號, 第 5 號, pp. 564~571, 1985
- (15) 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
- (16) R.W. Herzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, Chap. 10, pp. 393~399, John Wiley & Sons, New York, 1983
- (17) Y. Mutoh, I. Sakamoto and M. Sekine, Observation of Blunting Process in J_{Ic} Tests, J. Soc. Mat. Sci., Vol. 33, No. 372, pp. 1160~1165, 1984
- (18) 金楨圭, 複合組織鋼의 破壞延性に 미치는 塑性拘束에 의한 内部應力の 영향, 大韓機械學會論文集, 第 7 卷, 第 2 號, pp. 123~129, 1983