

© 1989 ISIJ

 ///////////////  
 論文  
 ///////////////

# SS41 鋼の延性および脆性破壊靱性特性に 及ぼすミクロ組織因子の影響

梶野 利彦\*・林 敏弘\*<sup>2</sup>・小林 俊郎\*<sup>3</sup>

## Effect of Microstructural Factor on Ductile and Brittle Fracture Toughness Parameters in SS41 Steel

Toshihiko KAZINO, Toshihiro HAYASHI and Toshiro KOBAYASHI

### Synopsis :

Static fracture toughness test at room temperature and  $-196^{\circ}\text{C}$  was carried out on JIS SS41 steel specimens which had different notch root radii and microstructures, then, effect of microstructural factor on ductile and brittle fracture toughnesses were examined.

At room temperature, it was observed that the local model of ductile fracture initiation criterion was valid. Characteristic distance in ductile fracture has nearly corresponded to void initiation distance ahead of the crack tip and the spacing of inclusion, therefore, it was presumed that a microstructural factor associated with the ductile fracture was mainly inclusions. Ductile crack initiation toughness and crack propagation toughness were measured. It was observed that the crack propagation toughness rather than the crack initiation toughness was susceptible to variation of microstructure.

At very low temperature, it has been shown that the variation of the fracture toughness with notch root radius follows the theoretical formula presented by Williams. Characteristic distance in brittle fracture has corresponded to a multiple of martensite packet size or spacing of precipitated carbide, therefore, it was presumed that a microstructural factor associated with the brittle fracture was mainly carbides. Brittle fracture initiation model taking the process zone at the crack tip and distribution of carbides into consideration was presented.

Key words : ductile fracture ; brittle fracture ; SS41 steel ; notch root radius ; microstructure ; microfracture model ; characteristic distance ; fracture toughness ; tearing modulus ; process zone.

## 1. 緒 言

一般に鉄鋼材料は、その内部に非金属介在物や析出炭化物などの第二相粒子を含み、また熱処理等によりミクロ組織が変化する。したがって鉄鋼材料の破壊にはこれらのミクロ因子が影響を及ぼすと考えられ、その破壊靱性を評価する場合には、材料を連続体と考えて解析を行っている従来の破壊力学的手法のみでは不十分で、このようなミクロ因子も考慮に入れた解析が必要である。また鉄鋼材料は温度によつて破壊様式が変化するいわゆる遷移挙動を示し、高温域では延性破壊、低温域では脆性破壊を生じるため、破壊に及ぼすミクロ因子の影響は高温域と低温域とでは異なると考えられる。

高温域では、材料内にき裂が存在する場合、付加応力

下でき裂先端近傍に大きなひずみ集中域が生じており、このような状態で起こる延性破壊はき裂先端近傍の応力・ひずみ場に支配され<sup>1)2)</sup>、延性き裂発生初期段階では材料内の第二相粒子（主として非金属介在物）を核とするボイドの生成・成長が起こる<sup>3)4)</sup>。したがって、ボイドの生成位置・生成条件は材料の靱性に大きく関与すると考えられる。ボイド生成基準についての理論は過去に多くの研究者によつて提案されており<sup>4)~7)</sup>、例えば RITCHIE ら<sup>7)</sup>は、ボイド生成基準としてき裂先端からあるミクロ組織上の単位距離にわたつて塑性ひずみが限界破壊ひずみを上回るときボイドが生成するという局所モデルを考えることにより、延性き裂発生条件を説明している。

一方低温域では、へき開様式による脆性破壊を生じる、

昭和 63 年 3 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 5 月 25 日受付 (Received May 25, 1988)

\* 鈴鹿工業高等専門学校 (Suzuka College of Technology)

\*<sup>2</sup> 豊橋技術科学大学大学院 (Graduate School, Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka Tempaku-cho Toyohashi 440)

\*<sup>3</sup> 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology)

このような場合の破壊靱性は主き裂の鋭さすなわち切欠き先端半径によつて変化し、両者の間に相関関係があることが見いだされているが<sup>8)</sup>、実際には材料のマイクロ組織や内部欠陥などが破壊に大きな影響を及ぼし、主き裂とこれらのマイクロ因子との間の相互作用を受けると考えられる。

本研究では、鉄鋼材料の延性破壊と脆性破壊のおののについて、破壊靱性に及ぼすマイクロ組織因子の影響を検討し、破壊に関与する最も重要な因子を理論と実験結果に基づいて推定することを目的とした。また、き裂先端のプロセスゾーンとその内部に含まれる炭化物を考慮に入れた脆性破壊発生に関するマイクロモデルを提案する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

本研究で使用した供試材は SS41 鋼板である。その化学組成を Table 1 に示す。熱処理は Table 2 に示す

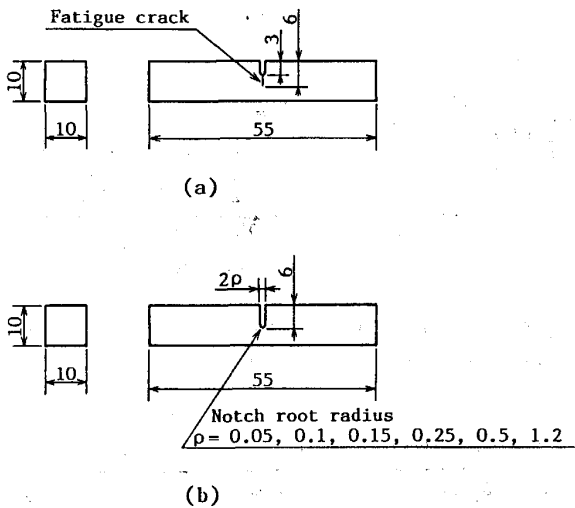
Table 1. Chemical composition of SS41 steel (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Al
0.13	0.12	0.67	0.016	0.017	0.01	0.01	0.016

Table 2. Heat treatment conditions.

Material	Solution treatment	Tempering treatment
A	850°C 30 min OQ	300°C 2 h AC
B	1 100°C 30 min OQ	300°C 2 h AC
C	1 100°C 30 min OQ	650°C 10 h AC

\* OQ : Oil Quench AC : Air Cool



(a) Pre-cracked specimen (b) Blunt notched specimen  
Fig. 1. Specimen geometries.

3 条件にて行つた。以下それぞれ A 材, B 材, C 材と呼ぶ。また試験片は Fig. 1 に示す形状であり、切欠き先端半径  $\rho$  を種々に変化させている。  $\rho=0$  のものについては疲労予き裂を導入した<sup>9)10)</sup>。

### 2.2 破壊靱性試験

インストロン型万能試験機を用い、室温および  $-196^{\circ}\text{C}$  の 2 条件下で静的破壊靱性試験を行つた。

室温においては、直流電位差法<sup>11)12)</sup>により延性き裂発生点を検出した。限界の J 積分値は、  $\rho \neq 0$  のものも含め、(1)式の Rice の簡便式を用いて算出した<sup>10)</sup>。

$$J_c = \frac{2E_i}{B(W-a_0)} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、  $E_i$ : き裂発生点までの吸収エネルギー、  $B$ : 試験片厚さ、  $W$ : 試験片幅、  $a_0$ : 初き裂長さである。

き裂進展抵抗テアリング・モジュラス ( $T_{mat}$ ) の算出には、次式を用いた<sup>13)</sup>。

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_0^2} \cdot \frac{dJ}{da} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、  $E$ : ヤング率、  $\sigma_0$ : 流動応力 (降伏強さと引張強さの相加値の 1/2) である。  $dJ/da$  は  $J-\Delta a$  曲線の傾きであり、ここでは、き裂進展量  $\Delta a$  を推定するために、筆者らの一人が開発したキー・カーブ法<sup>14)15)</sup>を用いた。

極低温 ( $-196^{\circ}\text{C}$ ) においては、試験片を液体窒素に浸漬して試験を行つた。破壊靱性である  $K_c$  値は次式により算出した<sup>9)</sup>。

$$K_c = \frac{P_Q S}{B W^{3/2}} f(a_0/W) \dots\dots\dots (3)$$

ここで、  $P_Q$ : 荷重、  $S$ : スパン長さである。また  $f(a_0/W)$  は切欠き比  $a_0/W$  の関数で、  $a_0/W=0.6$  の場合  $f(a_0/W)=3.77$  である。また、  $K_c$  値から限界エネルギー解放率  $G_c$  への換算には次式を用いた<sup>10)</sup>。ここで  $\nu$  はポアソン比である。

$$G_c = \frac{(1-\nu^2)K_c^2}{E} \dots\dots\dots (4)$$

### 2.3 ミクロ組織因子、破面およびき裂進展経路の観察

光学顕微鏡を用いてマイクロ組織を観察し、マルテンサイトパケット寸法  $D$ 、介在物体積率  $f_p$  および介在物半径  $R_p$  を求めた。また、平均介在物間隔  $d_p$  は次式を用いて算出した<sup>16)</sup>。

$$d_p = R_p \sqrt{2/3} [(\pi/f_p)^{1/2} - 2] \dots\dots\dots (5)$$

走査型電子顕微鏡を用いて室温試験後の破面を観察し、ポイド直径  $D_p$  を測定した。さらに三次元画像解析装置を用いてポイド深さ  $h$  を測定し、破面粗さ  $M = h/D_p$ <sup>7)</sup> を求めた。また、き裂発生点近傍まで载荷した

後除荷し、液体窒素で冷却してへき開破壊させた試験片の破面を観察することにより、切欠き先端からその近傍に発生したマイクロボイドまでの距離  $X_i$  を実測した。

き裂進展経路の観察は、あらかじめ側面を研磨・エッチングした試験片に載荷してき裂を進展させた後、走査型電子顕微鏡を用いて行つた。

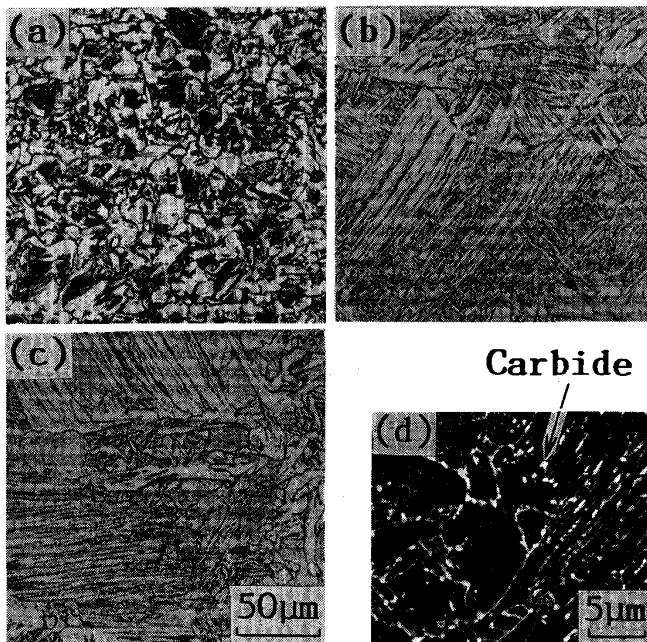
### 3. 結果および考察

#### 3.1 機械的性質および微視的因子

各材の機械的性質を Table 3 に、マイクロ組織を Photo. 1 に示す。A 材は  $A_3$  点直下の二相域から焼入れしているためフェライトが残留しており、Photo. 1(a) のようなフェライト+焼もどしマルテンサイトの混合組織となっている。そのため強度は B, C 材に比べ低くなっている。B, C 材は (b) (c) のようにいずれも均一な焼もどしマルテンサイト組織であるが、C 材には (d) のような比較的粗大な析出炭化物が見られる。C 材は B 材に比べ引張強さが若干上昇しているが、これはこの材料の大きな加工硬化によるものと思われ、また

Table 3. Mechanical properties.

Material	Yield strength $\sigma_y$ (MPa)	Ultimate tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation $El$ (%)	YOUNG'S modulus $E$ (MPa)
A	452	638	23.7	178 600
B	812	920	9.2	239 750
C	819	1 123	29.3	221 730



(a) Material A (b) Material B (c) Material C  
(d) Precipitated carbide in material C

Photo. 1. Microstructures of materials.

伸びも上昇している。

Fig. 2 に各材の延性破面粗さ  $M$  と切欠き先端半径  $\rho$  の関係を示す。いずれも  $\rho$  の増加に伴い  $M$  は上昇する傾向を示している。

Table 4 に介在物体積率  $f_p$ 、平均介在物半径  $R_p$  および平均介在物間隔  $d_p$  を示す。これらに熱処理による変化は見られなかった。なお、介在物は主として MnS であつた。

#### 3.2 延性き裂発生に関与するマイクロ組織因子

破壊靱性値である  $J$  積分値あるいは  $COD$  (き裂開口変位) 値はき裂発生に対する抵抗を評価しており、特に延性域での破壊にも拡張して適用できるため重要なパラメーターである。き裂の発生条件を明確にするためには、これらの破壊靱性値に及ぼす冶金学的・力学的因子の影響を考慮する必要がある。ここでは、これらの因子を取り入れたマイクロモデルに基づいて、延性き裂発生に及ぼすマイクロ組織因子の影響について考察する。

RITCHIE ら<sup>7)</sup>は、延性破壊はひずみ支配型であることから、局所相当塑性ひずみ  $\bar{\epsilon}_p$  が、限界局所破壊ひずみ  $\bar{\epsilon}_f^*$  と応力三軸度パラメーター  $(\sigma_m/\bar{\sigma})^{5/17/18}$  の積で表される破壊発生基準パラメーター  $\bar{\epsilon}_f^*(\sigma_m/\bar{\sigma})$  を上回る領域で破壊が核生成するというマイクロモデルを提案している。すなわち、

$$\bar{\epsilon}_p \geq \bar{\epsilon}_f^*(\sigma_m/\bar{\sigma}) \dots\dots\dots (6)$$

である。ここで、 $\bar{\epsilon}_p$ 、 $\bar{\epsilon}_f^*$ 、 $(\sigma_m/\bar{\sigma})$  は理論的に次式で与えられる。

$$\bar{\epsilon}_p \approx \frac{\delta}{X} \dots\dots\dots (7)$$

$$\bar{\epsilon}_f^* \approx \frac{1}{3} \ln \left( \frac{M^2}{3f_p} \right) \dots\dots\dots (8)$$

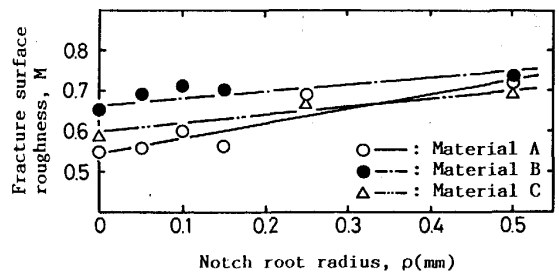


Fig. 2. Relationship between fracture surface roughness and notch root radius.

Table 4. Microstructural feature of inclusion.

Volume fraction $f_p$ (%)	Mean radius $R_p$ ( $\mu\text{m}$ )	Mean spacing $d_p$ ( $\mu\text{m}$ )
0.05	1.8	108

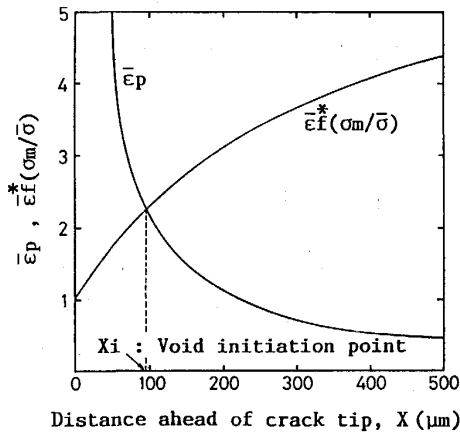


Fig. 3. Microscopic fracture criterion pertaining to critical stress-modified critical strain-controlled model.

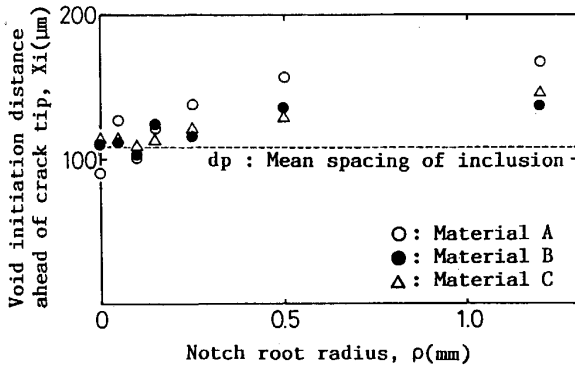


Fig. 4. Relationship between void initiation distance ahead of crack tip and notch root radius.

$$(\sigma_m / \bar{\sigma}) \approx \left[ 1 + 2 \ln \left( 1 + \frac{2X}{\delta} \right) \right] / \sqrt{3} \quad \dots (9)$$

ここで、 $\delta$ : き裂開口変位、 $X$ : き裂先端からの距離である。 $\delta$ には、予き裂材では実験で得られた限界 COD 値 ( $COD_c$ )、切欠き材では  $2\rho + COD_c$  を用いた。

以上のような解析を  $\rho=0$  の A 材について行つた結果を一例として Fig. 3 に示す。図中の  $\bar{\epsilon}_p$  と  $\bar{\epsilon}_f^*(\sigma_m/\bar{\sigma})$  の交点  $X_i$  が (6) 式を満たす限界点であり、この位置で最初のマイクロポイドが生成すると考えられる。 $\rho=0$  の A, B, C 材についてそれぞれ  $X_i$  を求めた結果、いずれも約  $100 \mu\text{m}$  であつた。また Fig. 4 に、破面より実測した切欠き先端からポイド生成点までの距離  $X_i$  と切欠き先端半径  $\rho$  の関係を示す。 $\rho$  の増加に伴い  $X_i$  は若干上昇する傾向を示しているが、 $\rho$  が比較的小さい範囲では平均介在物間隔  $d_p$  にほぼ等しく、Fig. 3 で得られた  $X_i$  とよく一致する。これらの結果より、上述のマイクロモデルが延性き裂の生成開始基準として有効に適用されることが確認された。

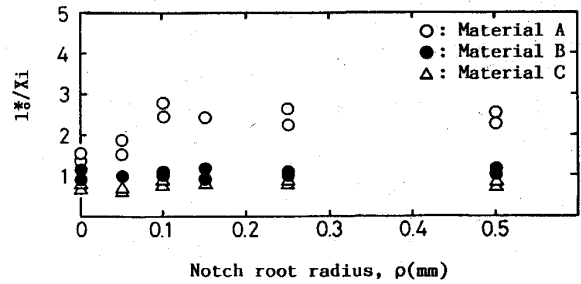


Fig. 5. Relationship between characteristic distance in ductile fracture and notch root radius.

Table 5. Crack initiation toughness and crack propagation toughness at room temperature.

Material	Crack initiation toughness $J_c$ (kJ/m <sup>2</sup> )	Crack propagation toughness (Tearing modulus) $T_{mat}$
A	124.6	351.1
B	160.2	572.2
C	130.0	439.4

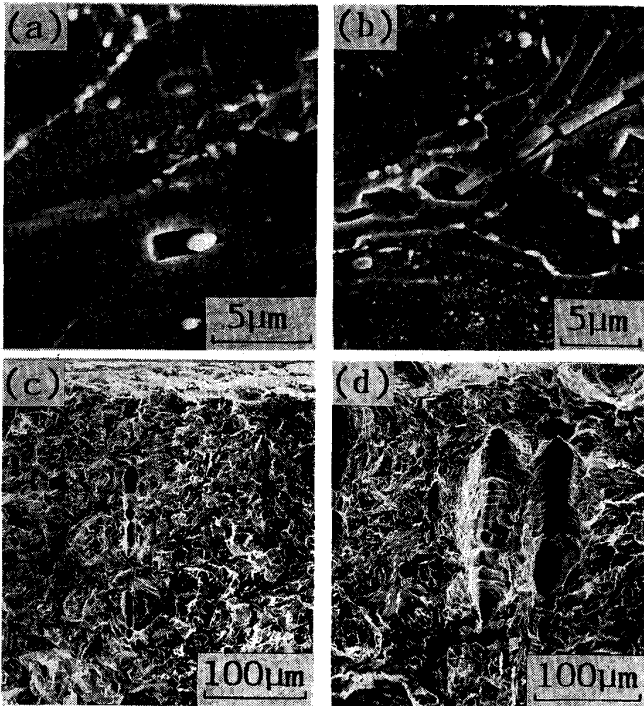
さらに RITCHIE らは、破壊力学に基づく延性き裂発生条件と弾塑性破壊靱性値  $J_c$  の関係として次式を示している。

$$J_c \approx \sigma_0 \cdot \bar{\epsilon}_f^* \cdot l_0^* \quad \dots (10)$$

ここで、 $l_0^*$  は延性破壊を特性づけるマイクロ組織上の単位距離 (特性距離) で、マイクロな延性破壊が核生成・成長し主き裂と連結して発生するためにはこの  $l_0^*$  にわたつて  $\bar{\epsilon}_p$  が  $\bar{\epsilon}_f^*$  を上回つていなければならないとしている。Fig. 5 に、(10) 式より導かれる特性距離  $l_0^*$  を  $X_i$  で除した値  $l_0^*/X_i$  と  $\rho$  の関係を示す。本図と Fig. 4 の結果より、特性距離  $l_0^*$  は、A 材では混合組織であることもあり  $\rho$  の大きいものでは平均介在物間隔  $d_p$  の数倍、B, C 材では  $d_p$  とほぼ同程度の長さであることがわかる。後者の場合には、1 個のポイドが生成して主き裂と合体したとき、延性き裂が発生したといえる。これより、延性き裂発生に最も大きく関与するマイクロ組織因子は、いずれにしても介在物であるといえる。

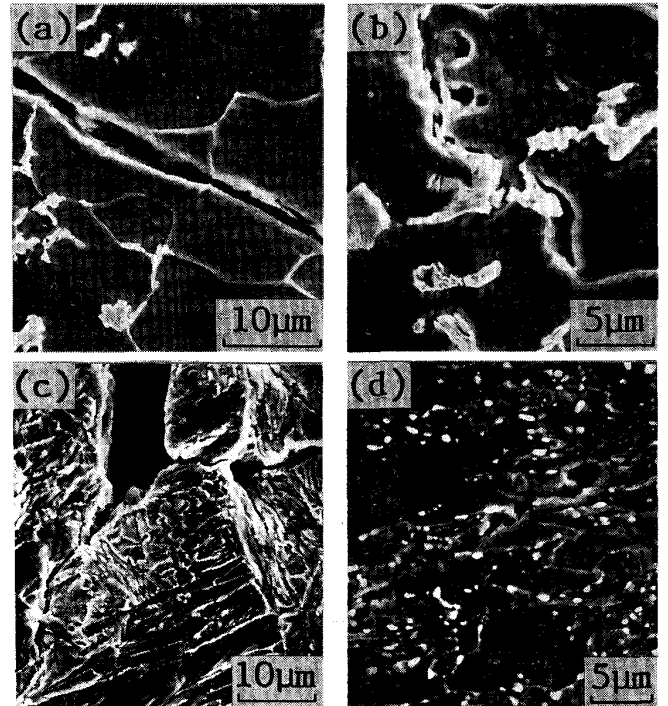
### 3.3 延性き裂進展に及ぼすマイクロ組織の影響

Table 5 に本実験で得られた延性き裂発生抵抗靱性  $J_c$  と延性き裂進展抵抗靱性  $T_{mat}$  を示す。なお、ここでは  $\Delta a = 0.5 \text{ mm}$  での  $T_{mat}$  を代表値として示している。これらの破壊靱性値を比較すると、 $J_c$  値にはマイクロ組織の変化に起因すると思われるような大きな差異は認められないが、 $T_{mat}$  はかなり大きく変化している。これより、延性き裂に関しては、マイクロ組織の変化に敏感なのはき裂発生抵抗よりむしろき裂進展抵抗であることが確認される。



(a) (b) Microvoids and crack along inclusion(MnS)  
(c) (d) Initial microvoid coalescence

Photo. 2. Typical microvoid appearance at crack tip.



(a) Transgranular crack propagation path in material A  
(b) Intergranular crack propagation path in material A  
(c) Branching crack in material B  
(d) Crack along precipitated carbide in material C

Photo. 3. Typical crack propagation appearance.

延性き裂の発生は、Photo. 2(a)(b)に示すような介在物を核とするマイクロボイドの生成や介在物に沿ってその界面が剥離することにより開始される。ボイドが成長していくと、やがて(c)(d)のように連結し、ついには主き裂と合体して延性き裂の発生に至る。すなわち、前節でも述べたように、き裂の初期生成段階では介在物の存在が大きな影響を及ぼす。ところがき裂の成長段階では、Photo. 3に示すように介在物よりむしろマイクロ組織の形態に関連したき裂進展経路となつている。 $J_c$  値より  $T_{mat}$  の方がマイクロ組織の変化に敏感なのは、き裂進展形態のこのような特徴に起因するものと考えられる。A材では、Photo. 3(a)のようにき裂は主としてフェライト粒内を通過し、比較的直線的な進展経路となつていたが、(b)のようにフェライト粒界あるいはフェライト-マルテンサイト界面を通過している部分も見られた。これは、A材がフェライト+焼もどしマルテンサイトの混合組織であり、マルテンサイトの存在によりフェライトの変形が拘束されやすいことと関係があると思われる。これに対しB材では(c)のようにき裂が分岐し、マルテンサイトパケットの粒界に沿って進展している。B材の  $T_{mat}$  がA材に比べ上昇しているのは、このようなパケットを単位とするき裂の分岐・屈曲により抵抗が増大したためと思われる。またC材においては、き

裂進展形態はB材と類似していたが、(d)のような粗大粒状炭化物に沿ったき裂が見られた。このためにC材ではき裂進展抵抗が減少し、 $T_{mat}$  がB材に比べやや低くなつたと思われる。つまり延性破壊の場合でも、炭化物の存在は無視できない影響を有していることに変わりはない。

### 3.4 脆性域での破壊靱性に及ぼす切欠き先端半径の影響

Fig. 6に、 $-196^{\circ}\text{C}$ における各材の脆性域での破壊靱性値と切欠き先端半径  $\rho$  の関係を示す。いずれも  $\rho$  の増加に伴い破壊靱性値がやや低下した後上昇する傾向を示している。

WILLIAMS<sup>8)</sup>は、脆性材料であるポリマーについて、切欠き先端半径  $\rho$  によつて変化する見かけの破壊靱性値  $G_o$  と  $\rho$  の関係を、NEUBERの切欠き応力論に基づく解析から次式のように与えられることを示している。

$$\frac{G_o}{G_c} = \frac{(1 + \rho/2l_0)^3}{(1 + \rho/l_0)^2} \dots\dots\dots (11)$$

$\rho \gg l_0$  とすれば、

$$G_o = \frac{G_c}{2} + \frac{G_c}{8l_0} \rho \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 $G_c$ : 真の破壊靱性値である限界エネルギー解放

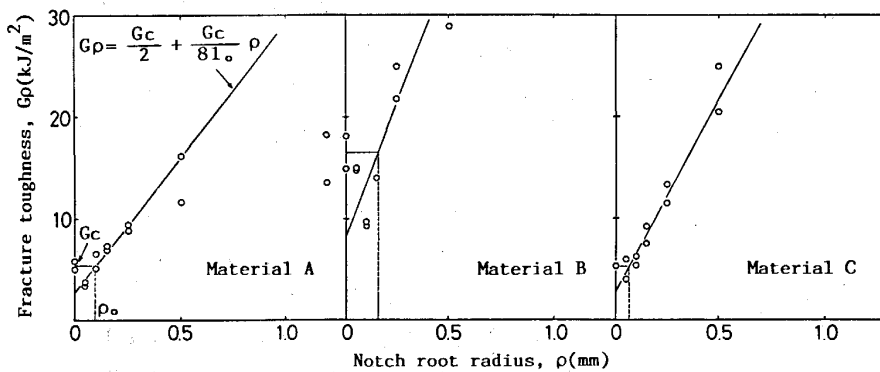


Fig. 6. Effect of notch root radius on the apparent fracture toughness value at  $-196^{\circ}\text{C}$ .

Table 6. Relationship between fracture toughness and characteristic distance at  $-196^{\circ}\text{C}$ .

Material	Fracture toughness $G_c$ (kJ/m <sup>2</sup> )	Characteristic distance $l_0$ (μm)	$l_0^* = 4 l_0$	Martensite packet size $D$ (μm)
A	5.4	25	100	21
B	16.5	39	156	41
C	5.3	18	72	39

率,  $l_0$ : 脆性破壊における一つの特性距離である。Fig. 6 中に直線で示すように,  $\rho$  が比較的小さい範囲では (12) 式の成立が認められる。これより, 鉄鋼材料の脆性破壊の場合においても同式が有効であることが認められた。したがって, 予き裂を導入せず, 切欠き材から真の破壊靱性値を推定することも可能であると考えられる。つまり (12) 式は縦軸切片の 2 倍値および  $l_0^* = \rho_0 = 4 l_0$  ( $\rho_0$  は  $G_c$  を与える限界の  $\rho$ ) での  $G_p$  値が予き裂材で得られる真の破壊靱性値  $G_c$  に等しいという特徴がある<sup>19)</sup>。ここで  $l_0^*$  は先の RITCHIE らのモデルを応力支配型破壊の場合に適用したときに得られる特性距離である。脆性破壊が発生するには, この  $l_0^*$  にわたってき裂または切欠き先端での局部応力が限界へき開応力  $\sigma_f$  を上回っている必要があるとするものであり, ひずみ支配型の場合のそれに対応するものである<sup>7)</sup>。

ところで, Fig. 6 において,  $\rho < \rho_0$  の範囲で  $G_p < G_c$  となる特異な現象が見られる。この理由については後述する。

### 3.5 脆性破壊に関与するマイクロ組織因子

Table 6 に, 各材の脆性域での破壊靱性値  $G_c$  と (12) 式の傾きから算出した特性距離  $l_0$ ,  $l_0^*$ , およびマルテンサイトパケット寸法  $D$  を示す。 $l_0$  の上昇に伴い  $G_c$  も上昇しており, 延性破壊と同様, 脆性破壊についても特性距離が破壊靱性を支配していると思われる。また, A, B 材では  $l_0$  はほぼ  $D$  に相当している。したがって A, B 材については, 脆性破壊核生成に最も大きく関与するマイクロ組織因子はマルテンサイトパケット寸法であり, これの 4 倍程度の  $l_0^*$  にわたる領域でのマイクロ破

壊機構が問題となると考えられる。A 材はフェライト + 焼もどしマルテンサイトの混合組織であるが, マルテンサイトパケットの影響が支配的であったものと思われる。一方 C 材では,  $l_0$  は  $D$  に比べ小さな値となっており, マルテンサイトパケットの約 2 倍程度の  $l_0^*$  が破壊発生に影響していると考えられる。例えば HAHN<sup>20)</sup> は鉄鋼材料の脆性破壊では特性距離は析出炭化物の分散距離に関連するものであると報告しており, 本材の場合も, パケット内に存在する粗大な析出炭化物が脆性破壊発生の起点となつていことが考えられる。また A, B 材においても, パケット境界に微細ながら炭化物が析出しており, これが破壊の起点になつたと推定される。なお, この場合の  $l_0^*$  は例えば A 材では介在物間隔にも対応しているが, 低温でのへき開破面の観察等から, 介在物自体が脆性破壊発生核として主役を演じているとはいいがたい。

### 3.6 き裂先端のプロセスゾーンを考慮に入れた脆性破壊発生モデル

3.4 節で触れたように, Fig. 6 において,  $\rho < \rho_0$  の範囲で  $G_p = G_c$  とならず  $G_p < G_c$  となる特異な現象が認められた。これは他の材料についても認められており<sup>21)</sup>, 興味深い現象として注目される。この原因は, Fig. 7 に示すようなモデルによつて定性的に説明することができる。

本材においては, 脆性破壊には炭化物が関与するが, そのすべてが破壊に影響するのではなく, 形状・大きさなどがある条件を満たすもののみが破壊に大きく関与すると思われる<sup>20)</sup>。Fig. 7 中の黒ぬりの炭化物が, このような破壊に大きく関与するものであるとする。本図に示すように, 主き裂に荷重がかかると, その先端近傍にプロセスゾーンと呼ばれる塑性域が形成される。プロセスゾーンはき裂先端の鈍化に伴い拡大し, その内部に破壊の起点となる炭化物が含まれるとき, 破壊が開始する。(a) のようにき裂が鋭い場合はプロセスゾーンが小さいので, その内部に上述のような破壊に大きく関与す

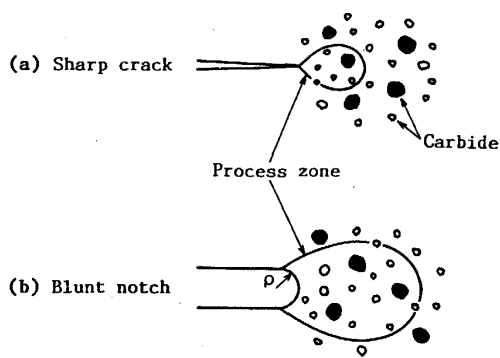


Fig. 7. Schematic illustration of brittle fracture initiation model considered with process zones at sharp crack and blunt notch tips.

る炭化物が含まれる確率は低い。前述した  $l_0^*$  の概念は、このようなき裂の場合の限界のプロセスゾーン寸法を規定する大きさに相当しているものと思われる。一方、(b) のような切欠きの場合にはプロセスゾーンが大きくなり、例えば、プロセスゾーンの大きさを一般にいわれている  $2\delta$  程度とするなら、 $\rho = 0.05 \text{ mm}$  の場合には予き裂のものに比べ約  $200 \mu\text{m}$  程度この領域が拡張するという予測も考えられ、これはマルテンサイトパッケージ寸法に比べてもかなり大きい領域に相当することになる。しかも小さな先端半径のため塑性拘束も十分なので、(a) に比べ (b) の場合の靱性はかえって低くなると考えられる。さらに切欠き先端半径が大きくなると、このようなプロセスゾーンの拡大よりむしろ切欠き先端の塑性拘束緩和の影響が支配的となるため、靱性は上昇するものと思われる。

しかし、以上のような点は現時点での定性的な推論であり、今後さらに詳細な検討を進めていくには、破壊の起点となり得る第二相粒子の形状や分布状態、粒度分布を調べるなど、統計・確率論的な取扱いが必要であると思われる。今後の課題としたい。

#### 4. 結 言

切欠き先端半径とマイクロ組織を変化させた SS41 鋼試験片を用いて室温および極低温の 2 条件下で静的破壊靱性試験を行い、延性破壊および脆性破壊に及ぼす切欠き先端半径とマイクロ組織因子の影響を検討した結果、次のような結論を得た。

(1) 延性破壊の特性距離は、ほぼ主き裂または切欠き先端からボイド生成点までの距離に相当し、平均介在物間隔のオーダーであつた。これより、延性破壊発生に最も大きく関与するマイクロ組織因子は介在物であるといえる。

(2) 延性き裂発生抵抗靱性  $J_c$  と延性き裂進展抵抗靱性  $T_{mat}$  を評価した結果、 $T_{mat}$  にはマイクロ組織による大きな変化が見られ、マイクロ組織に敏感なのはき裂発生抵抗靱性よりむしろき裂進展抵抗靱性であるのが認められた。

(3) WILLIAMS により提唱されている破壊靱性値と切欠き先端半径の相関式は、鉄鋼材料の脆性破壊の場合にも有効であることが確認された。

(4) 脆性破壊の特性距離はマルテンサイトパッケージ寸法あるいは析出炭化物の分散距離の倍数に関連し、マイクロ組織的には粒界または粒内に存在する炭化物が特に重要であると考えられる。

(5) 切欠き先端半径が小さい範囲で、切欠き先端半径の増加に伴い靱性が低下する現象は、き裂先端のプロセスゾーンと第二相粒子の分散を考慮に入れたモデルによって説明することができる。

#### 文 献

- 1) J. W. HUTCHINSON: J. Mech. Phys. Solids, 16 (1968), p. 13
- 2) J. R. RICE and G. F. ROSENGREN: J. Mech. Phys. Solids, 16 (1968), p. 1
- 3) 小林俊郎: 軽金属, 32 (1982), p. 539
- 4) F. A. MCCLINTOCK: J. Appl. Mech., 35 (1968), p. 363
- 5) J. R. RICE and D. M. TRACEY: J. Mech. Phys. Solids, 17 (1969), p. 201
- 6) W. W. GERBERICH: J. Mater. Sci., 5 (1970), p. 283
- 7) R. O. RITCHIE and A. W. THOMPSON: Metall. Trans. A, 16 (1985), p. 233
- 8) J. G. WILLIAMS: Fracture Mechanics of Polymers, (1984), p. 253 [Ellis Horwood Ltd.]
- 9) ASTM E 399-74, "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials" (1974)
- 10) ASTM E 813-81, "Standard Test for  $J_{IC}$ , A Measure of Fracture Toughness" (1981)
- 11) 岸本宏次, 印藤引郷, 松下久雄: 非破壊検査, 28 (1978), p. 3
- 12) 新家光雄, 牧清二郎, 中村雅勇, 小林俊郎: 軽金属, 33 (1983), p. 555
- 13) P. C. PARIS, H. TADA, A. ZAHOR and H. ERNST: ASTM STP 668 (1979), p. 5
- 14) 小林俊郎, 山本 勇, 新家光雄: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1934
- 15) 新家光雄, 安達 真, 小林俊郎: 軽金属, 36 (1986), p. 215
- 16) 金属便覧 (日本金属学会編) (1971), p. 614 [丸善]
- 17) J. W. HANCOCK and M. J. CAWLING: Met. Sci., 14 (1980), p. 293
- 18) 小林俊郎, 新家光雄, 安達 真: 日本金属学会誌, 52 (1988), p. 26
- 19) 小林俊郎: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 654
- 20) G. T. HAHN: Metall. Trans. A, 15 (1984), p. 947
- 21) T. KOBAYASHI, Y. KOIDE, Y. DAICHO and R. IKEDA: Eng. Frac. Mech., 28 (1987), p. 21