

UDC 669.14.018.295 : 539.56 : 669.788 : 539.375

論 文

強力鋼の遅れ破壊き裂成長の巨視的および微視的過程*

青木 孝夫**・金尾 正雄***・荒木 透***

Macroscopic and Microscopic Processes in the Delayed Fracture Crack Growth of High Strength Steels

Takao AOKI, Masao KANAO, and Toru ARAKI

Synopsis:

A detailed study was made of the macroscopic and microscopic fracture behaviors in slow crack growth process for a JIS SNCM 8 steel (AISI 4340) and for an SNCM 23 steel (AISI 4320) immersed in distilled water as a function of applied stress intensity factor K_I at various temperatures. The crack growth rate changed following after the change of temperature during growth process without delay, but an incubation time was observed with decreasing K_I depending on the change in stress intensity factor ΔK_I . It was found that the crack growth occurred as discontinuous steps for all test conditions. The frequency of microscopic crack jumps was strongly dependent on testing temperature while virtually independent of K_I , and the crack jump distance was not influenced by temperature but might be related to microscopic nature of crack-ing mechanics. Furthermore, it was indicated that the time intervals between crack jumps were controlled by a thermally activated process with apparent activation energy of about 9 000 cal/mol. These experimental data may be considered to make proof of hydrogen embrittlement mechanism in slow crack growth process with the assumption that the critical hydrogen concentration required for crack growth is inversely proportional to K_I .

1. 緒 言

あらかじめ水素を含有させた強力鋼の遅れ破壊き裂は、微視的に見て不連続的に成長することが電気抵抗やアコースティックエミッションの測定から観察されている^{1)~4)}。また、同様な傾向が水中の遅れ破壊き裂の成長過程においても認められている⁴⁾⁵⁾。著者らは前報⁶⁾において、低合金焼もどしマルテンサイト鋼の蒸留水中の遅れ破壊き裂の成長挙動におよぼす応力拡大係数 K_I と温度の影響を、その割れ形態と関連させて報告した。一般に、き裂成長の下限界値 K_{ISCC} と破壊じん性値 K_{IC} に近い領域ⅠとⅢでは、き裂成長速度は K_I に対して指数関数的に増大するが、それらの中間の領域Ⅱにおいてはかなり広い範囲にわたってき裂成長速度が K_I に対してほぼ一定、または一次関数的に変化する。そして、この領域Ⅱにおけるき裂成長速度は、アレニウス型の熱活性化過程によつて律速され、その見掛けの活性化エネルギー Q の値として 9 000~8 500 cal/mol が得られ、水素脆化の関与する機構が推論された。しかし、き裂成長の

本質をさらに理解するためには、塑性域を含むき裂先端部での微視的な活性化過程に関する Q の物理的意義の詳細についてさらにくわしく検討する必要がある。

本報告は、低合金焼もどしマルテンサイト鋼の水中遅れ破壊き裂先端部における微視的な不連続破壊過程を定量的に解析し、巨視的き裂成長過程における温度と K_I の役割が、微視的破壊過程においてどのように相関を持っているかを明らかにすることを目的として行なつたものである。

2. 実験方法

2.1 供試材

実験に用いた鋼は、SNCM 8 と SNCM 23 鋼の組成を目標にして、大気中高周波誘導溶解炉で 40 kg 溶解し、20 kg インゴットに造塊したもので、前報⁶⁾で用いた鋼と共通な材料である。Table 1 にその化学的組成を示す。熱間で 12 mm 厚の板に圧延し供試材とした。Table 2 に熱処理と機械的性質を示す。430°C で焼もどした SNCM 8 鋼 (D143) は、遅れ破壊の割れ経路が主

* 昭和 47 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 12 月 2 日受付 (Received Dec. 2, 1977)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

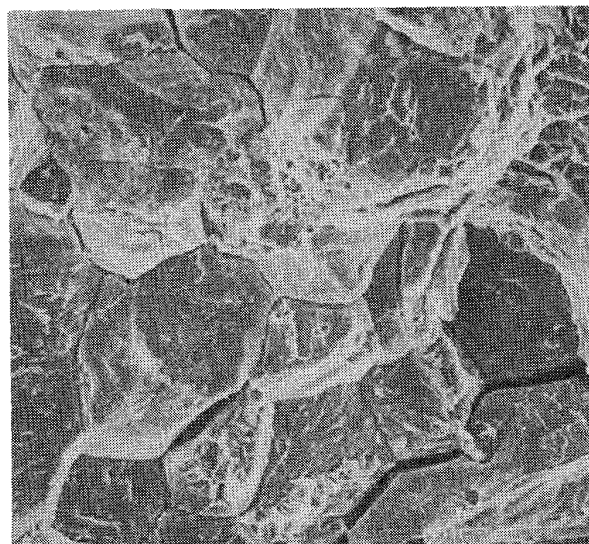
*** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

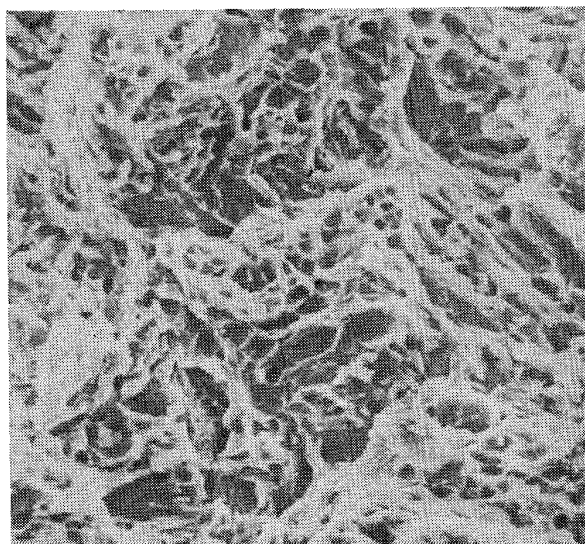
Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	Al
D1	0.41	0.13	0.84	1.76	0.82	0.23	0.016	0.018	0.011
D2	0.22	0.14	0.71	1.85	1.01	0.27	0.012	0.020	0.015

Table 2. Heat treatment and mechanical properties.

Symbol	Steel	Heat treatment	U. T. S. (kg/mm ²)	0.2% Y. S. (kg/mm ²)	El. (%)
D143	D1	850°C 30' O. Q. 430°C 1+1 h A. C.	144.0	132.1	12.6
D220	D2	900°C 30' O. Q. 200°C 1+1 h A. C.	156.9	128.0	14.0



(a) D143 steel



(b) D220 steel

Photo. 1. SEM micrographs of the portion of specimen failed in slow crack growth process. (×1000)

として前オーステナイ粒界で、き裂の微視的な枝分かれが起きる鋼種であり、200°Cで焼もどした SNCM23 鋼 (D220) は、割れ経路が主として粒内であり、き裂の枝分かれがほとんど見られない鋼種である。Photo. 1 にそれらの典型的な遅れ破壊部分の破面を示す。

2.2 試験方法

遅れ破壊の試験は、前報⁶⁾と同様に脱気した蒸留水中で、片持ち曲げ荷重方式で行なった。ただし、微視的不連続破壊過程検出の際のシャーリップの影響をできるだけ少なくする目的で、水素脆化による予き裂導入後、試験片の両側面にV型のサイドノッチを付けた。試験片の形状寸法を Fig. 1 に示す。試験片は、その長手方向が圧延方向と平行になるように切り出し、切欠きは圧延面に垂直で圧延方向と直角になるように付けた。き裂先端

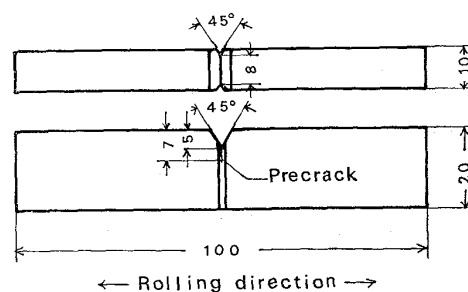


Fig. 1. Geometry of precracked cantilever beam specimen.

部の応力拡大係数 K_I は、サイドノッチに対する FREED-KRAFFT の補正項を含む次式⁷⁾で計算した。

$$K_I = \frac{4.12M\sqrt{1/\alpha^3 - \alpha^3}}{\sqrt{B \cdot B_N} W^{3/2}} \dots \dots \dots (1)$$

ここで M : 曲げモーメント, B : 試験片の板厚, B_N : サイドノッチ底で測った正味の板厚, W : 試験片の幅, $\alpha = 1 - a/W$, a はき裂長さである.

き裂成長速度の測定, その他試験方法の詳細は, 前報と同様であるが, 微視的不連続破壊過程を検出するときは, とくに試験機のレバーアームのたわみ変化測定の感度を上げて実験した.

き裂先端部の微視的破壊様相を調べるため, き裂成長途中で試験を中断し, 液体窒素温度で衝撃破壊するという, Change of Mode Sectioning 法⁸⁾によつて試料を破壊し, 走査電子顕微鏡でき裂先端部の破面を観察した.

3. 実験結果

3.1 き裂成長過程における温度と K_I 変化の影響

遅れ破壊き裂成長過程における温度と K_I の役割を動的に評価するため, 定常的にき裂が成長しつつある途中で温度と K_I を変化させた場合のき裂成長挙動について観察した.

Fig. 2 に D220 鋼のき裂成長途中で温度を変化させた場合の試験機のレバーアームのたわみ変化 (き裂成長に対応) の 1 例を示す. き裂成長速度は, 試験温度の変化によく追従して可逆的に変化した. D143 についても全く同様な傾向が認められた.

つぎに, D143 鋼の遅れ破壊き裂成長途中で荷重を増減させて K_I を変化させた場合のたわみ-時間線図を, Fig. 3 に示す. ある K_I から減少させるときは, すべて $155 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ の一定値になるようにした. この値は前報⁶⁾に示したこの鋼種の K_{ISCC} の値, $90 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ より十分大きく, 定常なき裂成長の生ずる領域 II の範囲にある. Fig. 2 の温度を変化させた場合と異

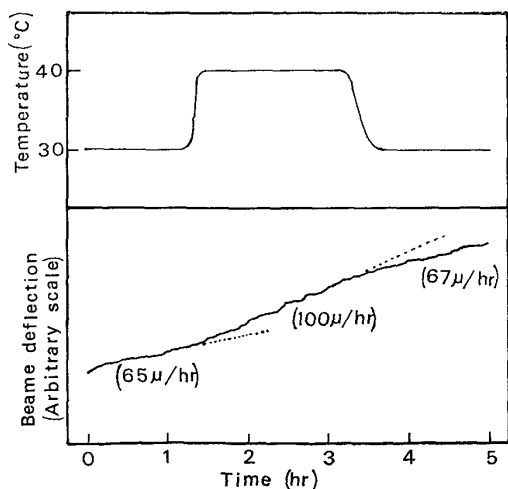


Fig. 2. Effect of temperature change during growth process on crack growth rate for D220 steel.

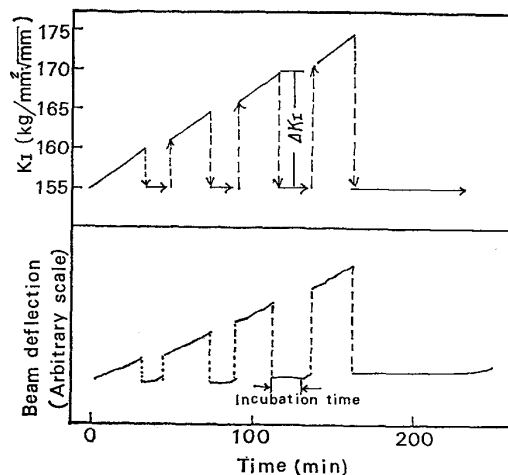


Fig. 3. Effect of abrupt change of K_I during growth process on crack growth characteristics for D143 steel.

なり, K_I を減少させた場合はき裂の成長はすぐ追従せず, ある潜伏時間を経たのち再び成長を始めた. また, K_I の減少量 ΔK_I が大きくなるとその潜伏時間が急激に長くなった. しかし, K_I を増加させた場合は多少停滞の傾向が見られたが, 減少させたときのようなはつきりした潜伏時間は認められなかった.

つぎに, $30^\circ\text{C} \sim 60^\circ\text{C}$ の各試験温度において測定した ΔK_I と潜伏時間の関係を Fig. 4 に示す. いずれの温度

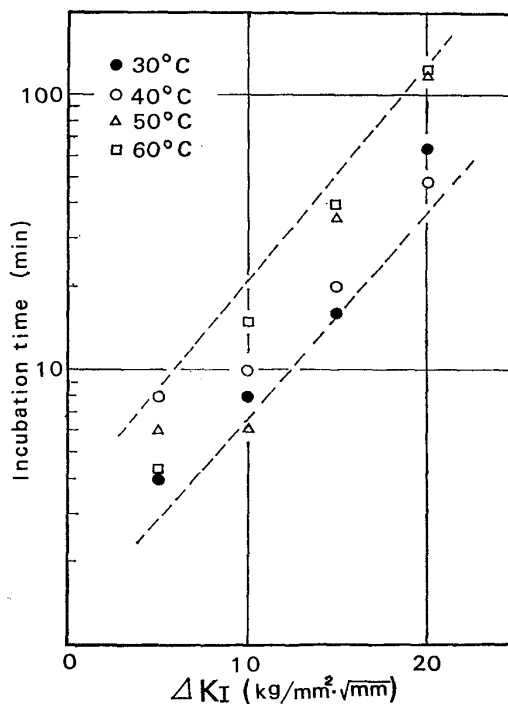


Fig. 4. Relation between abrupt decrease of stress intensity factor (ΔK_I) during crack growth and incubation time for restart of crack growth at various temperatures for D143 steel.

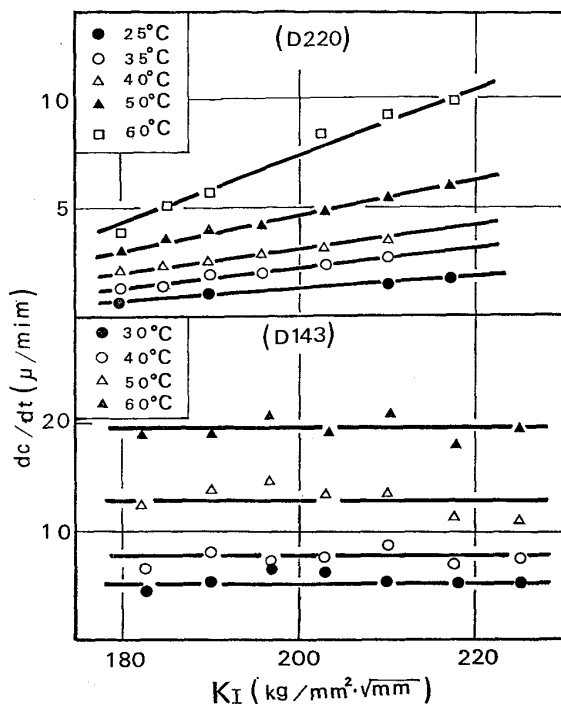


Fig. 5. Effect of K_I on crack growth rate at various temperatures for D143 and D220 steels.

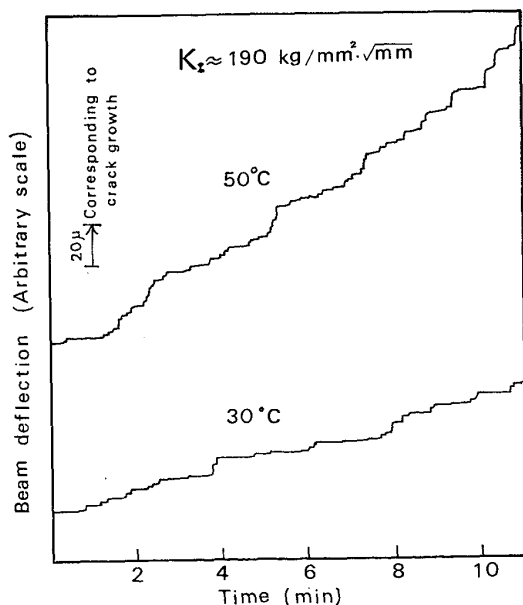


Fig. 6. Discontinuous crack growth characteristics of D143 steel tested at 30°C and 50°C.

においても、 ΔK_I が大きくなると潜伏時間がほぼ指数関数的に増加する傾向が認められた。一方、温度の影響については、 ΔK_I が小さい場合あまりはつきりした傾向が認められなかったが、 ΔK_I が 15 ないし 20 $\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ においては、温度の高い方が潜伏時間が長くなる傾向が見られた。

3.2 き裂成長過程の解析

Fig. 5 に D1431鋼と D220 鋼の各温度における巨視的き裂成長速度 dc/dt におよぼす K_I の影響を示す。D143 においては、実験した K_I の範囲内で温度が高くなると dc/dt は大きくなったが、 K_I に対しては依存せず一定であつた。一方、D220 では D143 と同様な温度効果を示したが、 K_I に対しては dt/dt がほぼ直線的に増加した。

つぎに、き裂成長過程を微視的に調べるため、レバーアームのたわみ変化測定を検出感度を上げて測定した。D143 の 30°C と 50°C における結果の一部を Fig. 6 に示す。いずれにおいても微小な階段状を呈し、き裂が不連続的に進行することが観察された。それで、き裂成長の単位長さ (200 μ) 当りの時間とステップ数を測定し、1 ステップ当りの見掛けの平均き裂ジャンプ長さ $\overline{\Delta C}$ と微視的平均潜伏時間 $\overline{\Delta t_s}$ を計算した。

Fig. 7 と 8 に、 $\overline{\Delta C}$ と $1/\overline{\Delta t_s}$ におよぼす K_I と温度の影響を示す。 dc/dt が K_I に依存しない D143 においては、Fig. 7 に見られるように、 $\overline{\Delta C}$ は K_I の増加とともに最初わずかに低下する傾向を示したが、5~8 μ の範囲であつた。そして、試験温度による差もほとんど認められなかった。これに対し、 $1/\overline{\Delta t_s}$ は温度が高くなると急増したが、 K_I に対しては依存せず一定であつた。 dc/dt が K_I に対してほぼ直線的に依存する D220 では、 $1/\overline{\Delta t_s}$ の変化は D143 とほぼ同様であつたが、 $\overline{\Delta C}$ は K_I

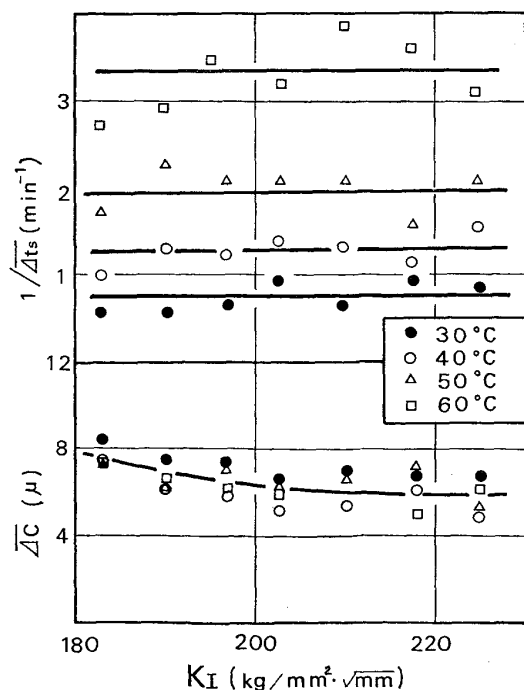


Fig. 7. Effect of K_I on microscopic crack growth characteristics of D143 steel.

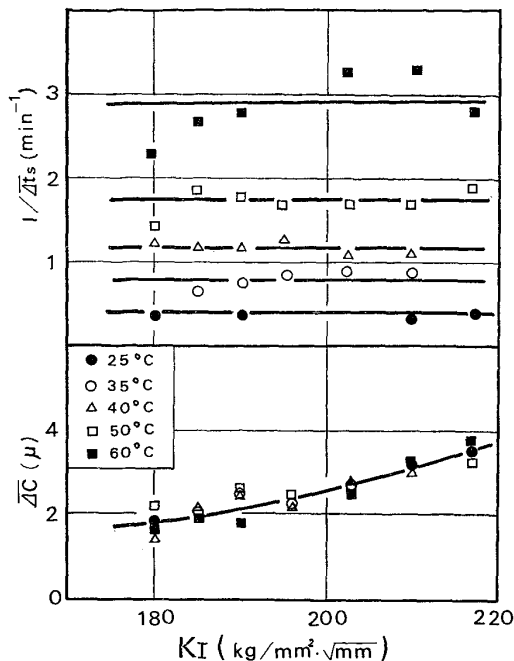


Fig. 8. Effect of K_I on microscopic crack growth characteristics of D220 steel.

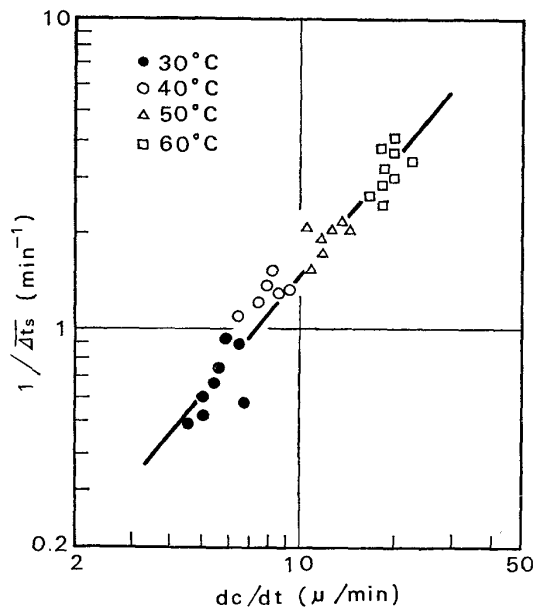


Fig. 9. Relation between crack growth rate and frequency of crack jumps for D143 steel.

とともに増加した。しかし、温度による差は D143 と同様に認められなかった。つぎに、D143 の dc/dt と $1/\Delta t_s$ の関係を Fig. 9 に示す。各温度におけるデータは 1 本の線に乗り、 dc/dt と $1/\Delta t_s$ は 1:1 のよい対応を示した。すなわち、 dc/dt の温度による変化は、 $1/\Delta t_s$ 、微視的き裂発生ひん度の温度依存性にもとづくことが明らかである。D220 に関する同様なプロットを Fig. 10

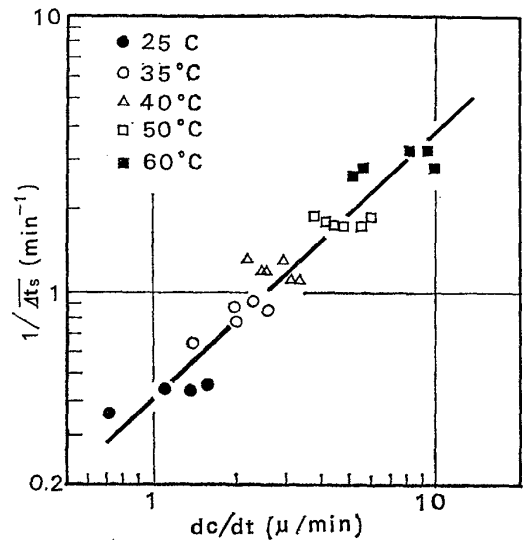


Fig. 10. Relation between crack growth rate and frequency of crack jumps for D220 steel.

に示す。この鋼種においては、 dc/dt が K_I に対しても依存するので、D143 に比べてややデータのばらつきが大きい。やはり試験温度による dc/dt の変化は、主として $1/\Delta t_s$ の変化に依存していることがわかる。

3.3 き裂先端部の微視的観察

き裂成長途中の微視的破壊様相を調べるため、遅れ破壊き裂の成長途中で試験を中断して走査電子顕微鏡でき裂の先端部を観察した。本試験に用いた鋼種を液体窒素温度で衝撃破壊すると、擬へき開割れを示すので、遅れ破壊き裂が粒界割れや粒内デンプル型の割れを示す場合は、き裂先端部を容易に識別することができる。

Photo. 2 に D143 と D220 鋼の K_I が約 $200 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ におけるき裂先端部を示す。D143 鋼の主き裂部分は、前報⁶⁾と同様に前オーステナイト粒界割れを示したが、主き裂先端の前方に主き裂と分離した粒界割れのファセットがいくつか認められた。D220 鋼の場合には、粒内デンプル型の割れを示す主き裂の前方に、擬へき開的に生成したと思われるファセットが観察され、それらと主き裂の間にはボイドがいくつか生成しているのが見られた。Photo. 1 (b) に示した同鋼種の破面写真を見ると、擬へき開的なファセットと微細な等軸デンプルの部分の部分が周期的に生成している様相がうかがえるが、この Photo. 2 の破面と対応したものと思われる。

これらの破面観察の結果と、Fig. 6 に示したようなき裂の不連続的な進行を対応させて考えると、遅れ破壊き裂の進行は、主き裂より少し前方に形成された微視的なき裂とが主き裂と連結するという過程の繰り返しによつ

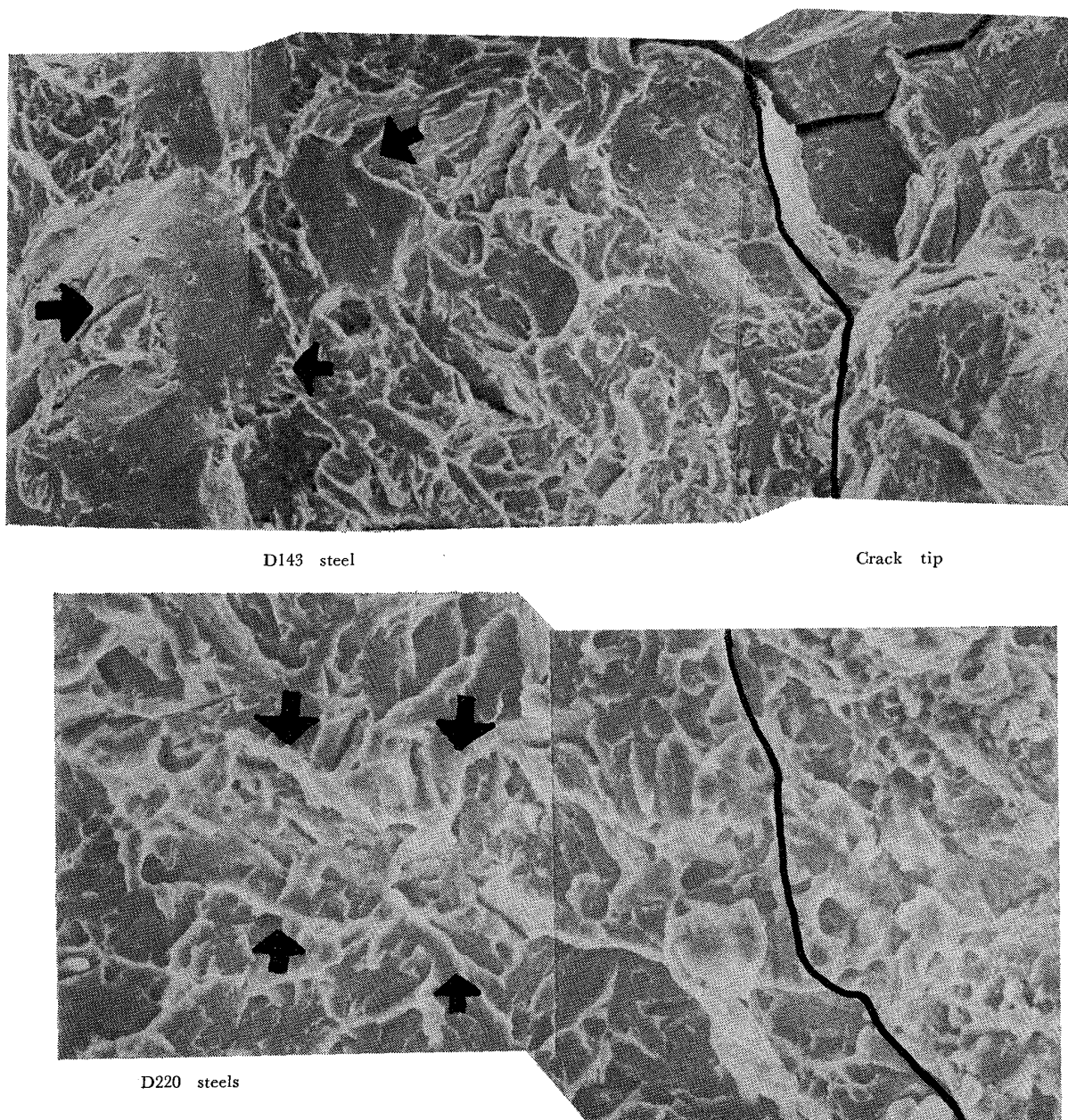


Photo. 2. Examples of isolated cracks (at arrows) ahead of the crack tip sectioned by low temperature cleavage. ($\times 1000$)

て起きると考えられる。

3.4 微視的および巨視的き裂成長過程の温度依存性

遅れ破壊のき裂成長過程が、巨視的に温度に強く依存することは前報⁶⁾にも報告したが、このような挙動が微視的な破壊過程とどのように対応するかについてはすでに Fig. 7~10 に示されている。さらに、温度の役割を定量的に評価するためにアレニウスプロットを行い検討した。

Fig. 11 に D143 の dc/dt と $1/\sqrt{t_s}$ のアレニウスプロットを示す。いずれも実験の温度範囲内で直線関係が成立し、9000 cal/mol の活性化エネルギーの値が得ら

れた。同様に、D220 についても結果を Fig. 12 に示す。

この鋼種では dc/dt が K_I に依存するので、いくつかの定 K_I レベルでプロットした。 $1/\sqrt{t_s}$ は K_I に依存しないので1本の線で示され、D143 と同じ 9000 cal/mol の活性化エネルギーの値が得られた。

4. 考 察

4.1 き裂成長過程における K_I と温度の役割について

定常的にき裂が成長しつつある途中で K_I を減少させ K_{ISCC} より十分大きな K_I に保持したとき、Fig. 3 に示したようにき裂の成長がすぐ追従せず、ある潜伏時間の

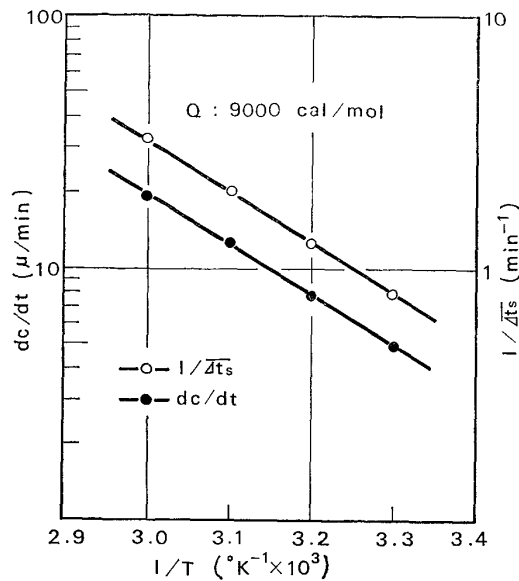


Fig. 11. Arrhenius plots of the temperature dependence of crack growth rate and frequency of crack jumps for D143 steel.

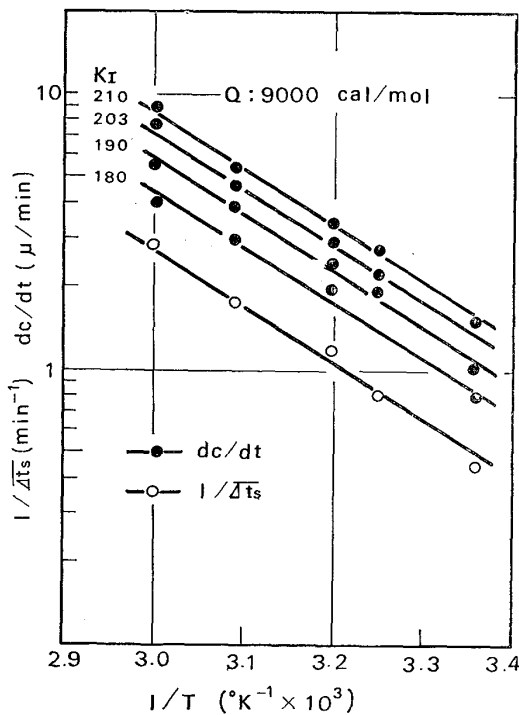


Fig. 12. Arrhenius plots of the temperature dependence of crack growth rate and frequency of crack jumps for D220 steel.

のち再び成長し始めた。そして、 K_I の落差 ΔK_I が増すと潜伏時間が指数関数的に増大した。このことは、見掛け上き裂成長速度が K_I にほとんど依存しない領域Ⅱにおいても、き裂を成長させる駆動力としての K_I の役割が、 K_I の大きさによって変化していることを示すものと考えられる。この現象は、つぎのような遅れ破壊の水

素脆性機構^{4)5)9)~14)}によつて説明される。すなわち、き裂内部の腐食反応によつて発生した水素の一部が鋼中に吸収され、き裂先端より少し前方の最大 3 軸応力位置へ濃度および応力勾配によつて拡散濃縮^{15)~17)}、局部的に応力レベルに依存する臨界水素濃度に達したとき微小き裂が生成して主き裂と連結するという破壊過程の連続によつてき裂が成長する。そして、JOHNSON ら¹⁸⁾および DAUTOVICH ら¹⁹⁾によればき裂の成長が起きる臨界水素濃度は負荷応力あるいは K_I と逆比例することが報告されている。したがつて、き裂成長途中で K_I を減少させた場合、その低い K_I のところでき裂が成長するために必要な水素濃度に到達するまで潜伏時間が必要であることが定性的に理解される。本実験は、 K_I を下げたときすべて $155 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ の一定値になるようにして ΔK_I を順次増加させたものである。 ΔK_I の増加、すなわち K_I の増加に伴つて、 $155 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ に下げた場合の潜伏時間が長くなったことは、 K_I が高くなるにしたがつてき裂発生のための臨界水素濃度が低くなることに対応した結果であると考えられる。

き裂成長過程におよぼす温度変化の影響についても、 K_I 変化の場合と同様に水素脆性機構によつて説明される。温度は K_I のように急激に変化させることはできなかったが、ほぼ K_I が一定の範囲内で温度を変化させた場合、Fig. 2 に示したようにき裂成長速度は試験温度の変化に追従して可逆的に変化した。このことは、前報⁶⁾および本報の Fig. 11, 12 に示したき裂成長に対する活性化エネルギーの値、9000 cal/mol を考慮に入れて、き裂前方の微視的き裂発生位置へ水素が拡散集積する速度の温度依存性にき裂成長速度が敏感に対応した結果であると説明することができる。

ところで、上述の考察ではすべて弾性き裂を想定しているが、実際のき裂先端部には塑性変形域が形成され、荷重を一部除荷した場合、除荷する前の K_I によつて塑性変形域の大きさが異なり、見掛け上同じ K_I にしたとしてもき裂先端部の微視的な応力状態が必ずしも同じにならないであろう。き裂成長がき裂先端部の最大 3 軸応力位置への水素の応力誘起拡散によつて起きるという機構を考えると、き裂先端付近の微視的な応力状態の変化が K_I を減少させたときの潜伏時間に影響を与えることは十分に考えられる。き裂をあらかじめ含む試験片に予ひずみを加えたとき、予ひずみの大きさによつて K_{ISCC} が上昇することが報告され、その原因としてき裂先端部に発生する圧縮応力²⁰⁾、き裂の鈍化やマイクロクラックの発生など²¹⁾による実効応力拡大係数の低下によつて説明されている。これらの効果は、潜伏時間に対して

素透過の実験から、応力場によつて溶解度は変化するが、 D はほとんど影響されなかつたと報告している。いま、 $D=3 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{sec}^{20)}$ とすれば、

$$\Delta C_{\max} = \sqrt{3 \times 10^{-7} \times 560} = 1.3 \times 10^{-2} (\text{cm}) \\ = 130 (\mu)$$

となる。同様な計算を D220 鋼の 35°C の場合について行くと、 $\Delta C=45 \mu$ 、 $\Delta C_{\max}=212 \mu$ となる。このように、 $\Delta C_{\max}$ は ΔC の約 3~5 倍の値となるから、水素がき裂の前方に拡散して濃縮し、微視的き裂が発生するという機構が可能であると考えられる。

つぎに、巨視的き裂成長速度 dc/dt は、

$$\frac{dc}{dt} = \frac{\overline{\Delta C}}{\Delta t_s} \dots\dots\dots (5)$$

の形で表わされる。ここで、 $\overline{\Delta C}$ は Fig. 7 と 8 で示したように、実験した範囲内で温度に影響されず力学的条件によつて定まる量である。一方、 $1/\Delta t_s$ は K_I によつてほとんど変化せず温度に敏感な量である。したがつてき裂成長速度の温度依存性は、き裂発生ひん度の熱活性化過程によつて説明される。 $1/\Delta t_s$ の温度依存性から求めた見掛けの活性化エネルギーは、D143 および D220 鋼のいずれにおいても 9000 cal/mol であり、欠陥を含む鋼中の水素拡散の活性化エネルギーの値²⁹⁾に対応し、今まで述べてきたような水素脆性にもとづくき裂成長機構を支持している。

dc/dt の K_I 依存性に対する D143 と D220 鋼の間の相違は、結局 ΔC の K_I 依存性の差にもとづくものである。これが何に起因するかは本実験のみでは明確に判断できないが、破壊形態の差によるき裂先端の実効応力拡大係数の変化が 1 つの因子になつていのではないかとされる。Photo. 1 に示したように、D143 鋼は遅れ破壊の割れ経路は前オーステナイト粒界で微視的な枝分かれが起きているが、D220 鋼は粒内割れで枝分かれはほとんどなく、ほぼ単一き裂と見なすことができる。弾性力学的に言えば、 $\overline{\Delta C}$ は式(2)ないし(3)からわかるように、 K_I^2 に比例して増加すると考えられる。D220 鋼については、実験した範囲内で $\overline{\Delta C}$ はほぼ K_I^2 依存性を示したと見なすことができるが、D143 鋼についてはむしろ K_I の増加に伴つてやや減少する傾向を示した。D143 鋼においては、 K_I の増加に伴つてき裂が微視的に枝分かれして実効応力拡大係数が低下するとともに、3 次元的なき裂の連結によつて見掛け上 $\overline{\Delta C}$ の増加が見られなかつたと思われる。このように、き裂成長速度は水素拡散速度や臨界水素濃度のほかに、き裂先端部の破壊形態も含めた微視的效果の微妙なバランスによつて律速されていると考えられる。

5. 結 言

430°C で焼もどした SNCM8 鋼と 200°C で焼もどした SNCM23 鋼の蒸留水中の遅れ破壊き裂の領域 II における成長挙動を、巨視的ならびに微視的に検討してつぎのような結論を得た。

(1) き裂成長途中で温度を変化させた場合、き裂成長速度は温度変化に追従して可逆的に変化した。

(2) き裂成長途中で K_I を K_{ISCC} より大きいある一定値まで減少させた場合、き裂はある潜伏時間を過ぎたのち再び成長を開始した。そして、 K_I の減少量 ΔK_I が大きくなるとその潜伏時間は指数関数的に増加した。 K_I を増加させた場合は、はつきりした潜伏時間は認められなかつた。

(3) き裂成長は微視的に不連続に進行した。前オーステナイト粒界割れを示しき裂が微視的に枝分かれる D143 鋼の見かけのき裂ジャンプ長さ $\overline{\Delta C}$ は、 K_I の増加とともにわずかに減少する傾向を示したが、温度による差はほとんど見られなかつた。一方、き裂発生ひん度 $1/\Delta t_s$ は温度を上げると急増したが、 K_I に対しては依存しなかつた。粒内割れを示しほぼ単一き裂と見なせる D220 鋼においては、 $\overline{\Delta C}$ は K_I とともに増加したが、温度による差は D143 鋼と同様にほとんど認められなかつた。また、 $1/\Delta t_s$ の変化も D143 鋼と同じであつた。結局、 dc/dt の K_I 依存性は $\overline{\Delta C}$ に、また温度依存性は $1/\Delta t_s$ の変化に主として支配されていた。

(4) $1/\Delta t_s$ の温度依存性をアレニウスプロットすると、D143 と D220 の両鋼において実験の温度範囲内で直線関係が成立し、約 9000 cal/mol²⁾の見掛けの活性化エネルギーの値が得られた。

(5) レバーのたわみ-時間線図における不連続的なステップに対応する微視的き裂のジャンプは、長さが約 40~50 μ 程度と見積られ、鋼中の水素拡散速度より計算されたき裂ジャンプの最大距離より十分小さく、き裂先端の前方に水素が濃度および応力誘起拡散によつて濃縮し、微視的き裂が発生して主き裂と連結しき裂の成長が起きるという機構が可能な範囲内にある。

文 献

- 1) E. A. STEIGERWALD, F. W. SCHALLER, and A. R. TROIANO: Trans. Met. Soc. AIME, 251 (1959), p. 1048
- 2) C. F. BARTH and E. A. STEIGERWALD: Met. Trans., 1 (1970), p. 3451
- 3) H. L. DUNEGAN and A. S. TETELMAN: Engineering Fracture Mechanics, 2 (1971), p. 384
- 4) W. W. GERBERICH and C. E. HARTBOWER:

- Proc. Conf., Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, ed. by R. W. STEALE, et al., (1969), p. 441 [NACE]
- 5) G. L. HANNA, A. R. TROIANO, and E. A. STEIGERWALD: Trans. ASM, 57(1964), p. 658
 - 6) 青木孝夫, 金尾正雄, 荒木 透: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1134
 - 7) C. D. FREED and J. M. KRAFFT: J. Materials, 1(1966), p. 770
 - 8) C. D. BEACHEM, T. C. LUPPTON, and B. F. BROWN: Met. Trans., 2(1971), p. 141
 - 9) D. L. DULL and L. RAYMOND: Met. Trans., 3 (1972), p. 2943
 - 10) 中佐啓次郎, 武井英雄, 朝本哲博: 日本金属学会誌, 36(1972), p. 1180
 - 11) B. F. BROWN: The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys. ed. by J. C. SCULLY, (1971), p. 186 [NATO Scientific Affairs Division]
 - 12) J. A. SMITH, M. H. PETERSON, and B. F. BROWN: Corrosion, 26(1970), p. 539
 - 13) B. F. WILDE: Corrosion, 27(1971), p. 326
 - 14) C. F. BARTH and A. R. TROIANO: Corrosion, 28 (1972), p. 259
 - 15) A. R. TROIANO: Trans. ASM, 52(1960), p. 54
 - 16) H. P. VAN LEEUWEN: Engineering Fracture Mechanics, 6(1974), p. 141
 - 17) H. P. VAN LEEUWEN: Corrosion, 31(1975), p. 42
 - 18) H. H. JOHNSON, J. G. MORLET, and A. R. TROIANO: Trans. Met. Soc. AIME, 212(1958), p. 528
 - 19) D. P. DAUTOVICH and S. FLOREEN: Met. Trans., 4(1973), p. 2627
 - 20) C. S. CARTER: Met. Trans., 3(1972), p. 584
 - 21) O. JONAS: Corrosion, 29(1973), p. 299
 - 22) P. A. PARRISH, K. B. BAS, C. M. CHEN, and E. D. VERINK Jr: Effect of Hydrogen on Behavior of Materials, ed. by A. W. THOMPSON, (1975), p. 169 [Met. Soc. of AIME]
 - 23) F. A. MCCLINTOCK and G. R. IRWIN: Fracture Toughness Testing, ASTM STP381, (1965), p. 84 [ASTM]
 - 24) J. R. RICE and P. M. TRACY: Numerical and Computer Methods in Structural Mechanics, ed. by S. J. FENVES et al., (1973), p. 585 [Academic Press]
 - 25) J. R. RICE: Corrosion, 32(1976), p. 22
 - 26) W. R. REUTER and C. E. HARTBOWR: Effect of Hydrogen on Behavior of Materials., ed. by A. W. THOMPSON, (1975), p. 159 [Met. Soc. of AIME]
 - 27) W. W. GERBRICH, J. GARRY, and G. F. LESSAR: ibid, p. 70
 - 28) A. S. TETELMAN: Proc. Conf. Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking. ed. by R. W. STEALE et al., (1969), p. 446 [NACE]
 - 29) W. BECK, J. O'M BOKRIS, J. MCBREEN, and L. NANIS: Proc. Roy. Soc., A290(1966), p. 220
 - 30) K. ONO and L. A. ROSALES: Trans. Met. Soc. AIME, 242(1968), p. 244