

論 文

UDC 669.14.018.295 : 539.56 : 620.194.8 : 669.788

強力鋼の遅れ破壊き裂の成長特性*

青木 孝夫**・金尾 正雄***・荒木 透***

Delayed Fracture Crack Growth Characteristics of High Strength Steels

Takao AOKI, Masao KANAO, and Toru ARAKI

Synopsis:

The kinetics of subcritical crack growth in distilled water under sustained loading for a JIS SNCM 8 steel (AISI 4340) tempered at 250°C (D125) and 430°C (D143), and for an SNCM 23 steel (AISI 4320) tempered at 200°C (D 220) were investigated in connection with their crack morphology. It was observed that the threshold value of stress intensity factor (K_{ISCC}) was not clearly influenced by temperature but the critical stress intensity factor for terminal fracture increased with increasing temperature for D125 and D143. It was shown that this increase was attributed to the microbranching of crack in those steels in which the crack path was intergranular. The crack growth rate was found to be linearly dependent on K in the range studied for D125 and D220, while approximately constant for D143. In all the cases the crack growth rate increased with temperature, indicating activation energies of about 9 000 cal/mol and 8 500 cal/mol for D143 and D220 respectively, but a strong K dependence of activation energy was found in the case of D125. It was indicated, however, that a single value of about 9 000 cal/mol could be obtained even for D125 by the compensation of the effect of microbranching on crack growth rate.

1. 緒 言

引張強さが約 100 kg/mm² 以上の高強度鋼は、湿潤大気、水、食塩水等の比較のおだやかな環境中で遅れ破壊することがあり、強力鋼の適用に対する障害の一因となつている。鋼構造物の早期破壊の防止、強力鋼の有効的な利用、ならびに遅れ破壊機構の解明の観点から、遅れ破壊の現象をできるだけ定量的に解析することが望まれる。腐食環境下の遅れ破壊現象には基本的にき裂の発生、成長、最終急速破壊の 3 つの過程が含まれるので、それらの各過程におよぼす環境、応力、組織などの影響をそれぞれ定量的に調べ、総合的に考察していくことが必要である。

遅れ破壊き裂の成長特性は、それ以下ではき裂が成長しない下限応力拡大係数 K_{ISCC} と、き裂成長速度の 2 つで表される。 K_{ISCC} とき裂成長速度は、鋼種、強度レベル、環境によつて変化するが、とくに環境、すなわち雰囲気や温度は、 K_{ISCC} よりもき裂成長挙動に著しい影響を与える¹⁾。き裂成長速度は、応力拡大係数 K_I の関数として各種の鋼に対して測定されているが²⁾⁻³⁾、破

壊じん性値 K_{IC} と K_{ISCC} の中間のかなり広い範囲にわたつて、き裂成長速度が K_I にほとんどあるいは全く依存しない領域が存在すると報告されている¹⁾²⁾⁴⁾。そしてこの領域のき裂成長速度は、環境だけでなく鋼の成分、組織、熱処理などの内的要因のわずかの違いによつても、2, 3 けた以上も変化すると報告されている⁶⁾¹¹⁾¹²⁾¹⁴⁾。また、き裂成長速度の温度依存性を調べ、見掛けの活性化エネルギーの値が求められているが¹⁾³⁾⁵⁾⁷⁾。活性化エネルギー Q の値が K_I に依存して変化することも報告されている⁹⁾⁶⁾⁷⁾。

以上の研究結果を検討すると、き裂成長速度は、各種要因のきわめて微妙なバランスによつて律速されていると考えられる。したがつて、き裂成長速度の研究においては、き裂先端部のごく局所的な塑性域における環境、応力条件、ならびに金属学的因子の働きとそれらの相互作用について定量的に明らかにしていかななくてはならない。本研究は、低合金焼もどしマルテンサイト鋼の、水中遅れ破壊き裂成長過程におよぼす K_I と温度の影響を、き裂先端部における微視的な破壊形態と関連させて調べたものである。

* 昭和 47 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 8 月 6 日受付 (Received Aug. 6, 1976)

** 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 上博 (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	0.87	0.25	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.

Steel	Symbol	Heat treatment	U.T.S. (kg/mm ²)	0.2%P.S. (kg/mm ²)	El. (%)
D1	D125	850°C 30' O.Q. 250°C 1+1 h	181.2	150.0	10.0
D2	D143	850°C 30' O.Q. 430°C 1+1 h	144.0	132.1	12.6
D2	D220	900°C 30' O.Q. 200°C 1+1 h	156.9	128.0	14.0

2. 実験方法

2.1 供試材

実験に用いた鋼は, SNCM 8(D1) と, SNCM 23(D2) 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, Table 1 にその分析結果を示す. D1 は遅れ破壊の割れ様式が主として前オーステナイト粒界割れ, D2 は粒内割れを示す鋼種として選定した. 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.

2.2 試験方法

遅れ破壊の試験は, 予き裂を入れた試験片を用い, スパン 1 m の片持ち曲げ試験機¹⁵⁾¹⁶⁾で行なった. 予き裂は水素による遅れ破壊現象を利用して導入した¹⁶⁾. 予き裂の導入後, 200°C で 1 h ベイクングし水素を放出させた. 試験片の形状寸法を Fig. 1 に示す. この試験片寸法に対して, き裂先端部における平面ひずみ条件が K_{ISCC} と き裂成長実験の範囲内において十分成立する. き裂先端部の応力拡大係数は次式¹⁷⁾で計算した.

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

ここで M = 曲げモーメント, B = 試験片の板厚,

W = 試験片の幅, $\alpha = 1 - a/W$, a = き裂長さ

試験は, すべて pH 6.5 の蒸留水中で, 20°C ~ 60°C ($\pm 1^\circ\text{C}$) の各温度に保持して行なった. 溶存酸素の影響を一定にするため, 試験直前に蒸留水を煮沸し, 試験中は流動パラフィンで表面をおおった. 試験槽の容量は約 200 ml である. K_{ISCC} は SANDOZ¹⁸⁾ と同様に, まず 1 本の試験片についてき裂成長が起きるまで 24 h ごとに K_I を $10 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ ずつ増加させて K_{ISCC} の概略値を求め, つぎにこの値を中心に, $5 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$

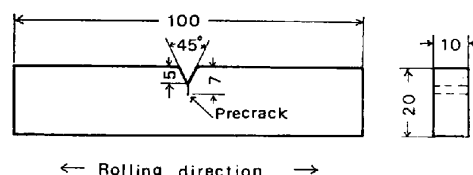


Fig. 1. Geometry of precracked cantilever beam specimen.

きざみに 2, 3 本 200 h 以上試験し求めた. また, 遅れ破壊き裂が進行し, 最終的に急速破壊したときの応力拡大係数 $K_{I\delta}$ を, 荷重と予き裂に遅れ破壊き裂を加えたき裂長さから計算した. き裂長さは, 破断後き裂先端の 5 箇所について測定しその平均値を採用した. き裂成長速度は, 試験機のレバーアームのたわみ変化を差動トランスで連続的に検出することによって測定した. すなわち, たわみ-時間線図を, き裂長さ-たわみ較正曲線と比較することによって, き裂長さ-時間線図に変換し, 線上の各点における接線の傾斜から成長速度を求めた. さらに, それらの各点におけるき裂長さと荷重から K_I を計算し, K_I -き裂成長速度の関係を求めた.

3. 実験結果

3.1 K_{ISCC} と $K_{I\delta}$ におよぼす試験温度の影響

Fig. 2 ~ 4 に 20°C ~ 60°C における K_{ISCC} と $K_{I\delta}$ の測定結果を示す. 図中の K_{IX} は, 空気中で順次荷重を増加させて破壊したときの K_I 値である. K_{ISCC} の値は, D125 で $50 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$, D143 と D220 で $90 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ であり, 試験温度によってほとんど変化しなかった. これらの値は, 同種の低合金鋼で測定されている値¹⁹⁾とほぼ一致した. これに対して, $K_{I\delta}$ は D125 と D143 において, 試験温度が高くなるとしだいに増加し, 55°C ~ 60°C で K_{IX} の約 1.5 倍になったが, D220

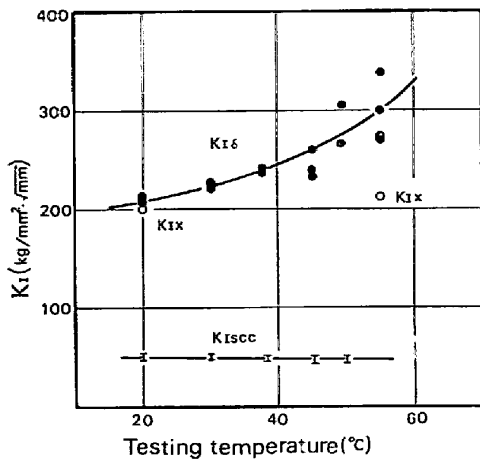


Fig. 2. Temperature dependence of $K_{I\text{SCC}}$ and $K_{I\delta}$ for D125.

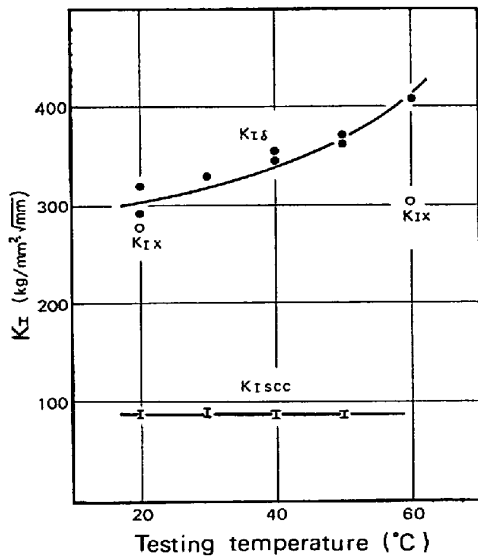


Fig. 3. Temperature dependence of $K_{I\text{SCC}}$ and $K_{I\delta}$ for D143.

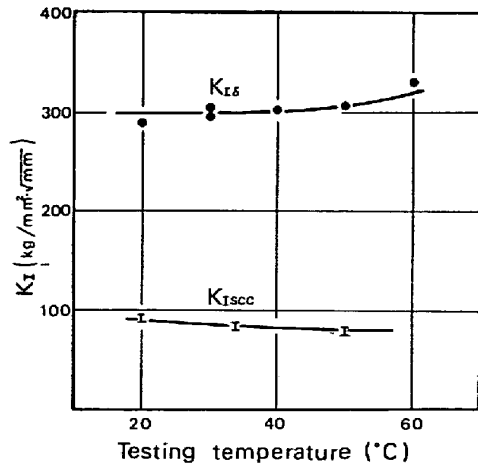


Fig. 4. Temperature dependence of $K_{I\text{SCC}}$ and $K_{I\delta}$ for D220.

ではその増加はわずかであつた. D125 と D143 の 55°C と 60°C における K_{IX} を図中に示したが, 室温の K_{IX} と比べてその増加は D220 の K_{IX} と同程度であつた. また, 500°F で焼もどした AISI 4340 鋼の K_{IC} 温度依存性のデータ²⁰⁾²¹⁾によると, -73°C ~ +93°C の間で K_{IC} の急激な遷移は認められず, 60°C における K_{IC} は, 20°C のそれに比べて約 5% 増加する程度で, 上記の K_{IX} の増加とほぼ対応するものである. したがつて, D125 と D143 の $K_{I\delta}$ の温度による大きな変化は, 破壊靱性の温度変化よりも, 別の因子の影響が大きいと思われる. この点については後で考察する.

3.2 破壊の微視的様相

遅れ破壊き裂成長過程における破壊の微視的様相は, 鋼種, 熱処理, 応力拡大係数などによつて異なることが報告されている⁹⁾²²⁾²³⁾. き裂先端部において微視的破壊様式が変化すると, き裂先端部の応力条件が変化し, 遅れ破壊のき裂成長挙動に影響することが考えられる. 本実験においては, き裂成長挙動におよぼす微視的な破面形態の影響を調べることを1つの目的としているので, 1つの実験過程中に破面形態が本質的に変化しないような範囲内で比較検討した.

Photo. 1 に D125, D143, および D220 の実験範囲内の K_I と温度における破面を示す. D125 と D143 は, 主として前オーステナイト粒界割れを示し, 温度が高く K_I が大きくなると粒界にそつて 2 次き裂が多くなり, き裂の枝分かれ傾向が大きくなることが認められた. D220 では, 微細なディンプルを主体とし, 局所的に擬

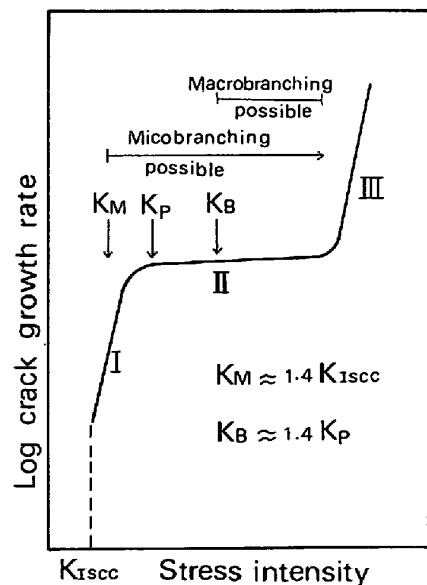


Fig. 5. Schematic representation of dependence of crack growth rate, microbranching and macrobranching on the crack tip stress intensity²⁴⁾.

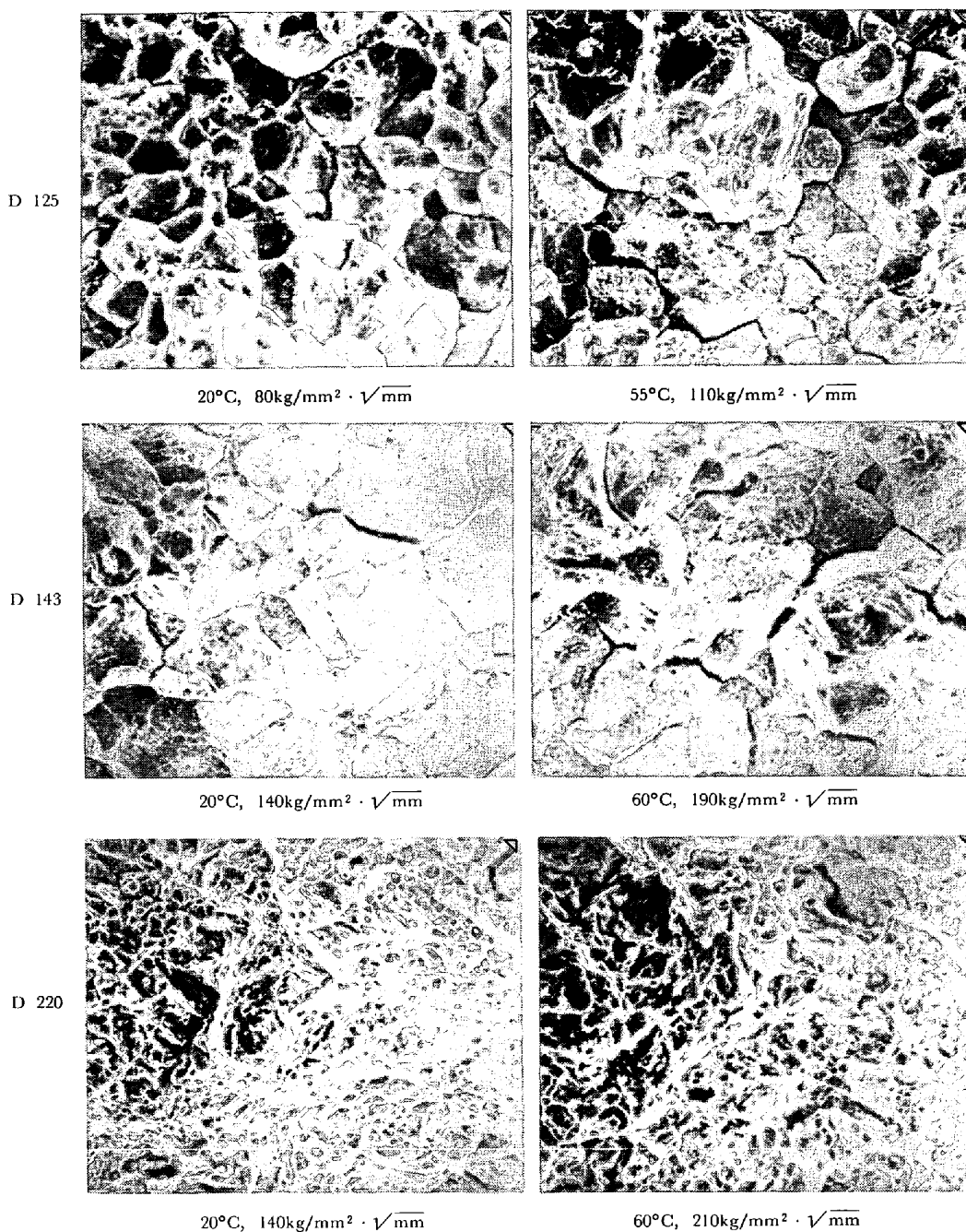


Photo. 1. SEM micrographs of the fracture surfaces at various K_I and temperatures in the range studied. ($\times 500$)

へき開的なところが混在する粒内割れを示した。Photo. 2に D125 の 20°C と 55°C におけるき裂形態の光学顕微鏡写真を示す。 55°C で K_I の増加とともに枝分かれがはげしくなる傾向が認められた。 D143 については、 D125 ほど明らかではないが、ほぼ同じ傾向が認められた。 D220 では、低温でかつ K_I の低い領域で粒界割れの傾向がやや認められたが、実験の範囲内でほとんど粒内割れを示し枝分かれの傾向が認められなかつた。

3.3 き裂成長速度におよぼす K_I と温度の影響

一般に K_I とき裂成長速度の関係は、 Fig. 5 に示すよ

うに 3 段階に分けられることが報告されている²⁴⁾²⁵⁾。 K_{Isc} と K_{Ic} に近い領域 I および III では、き裂成長速度は K_I に指数関数的な依存性を示し急激な変化を示す。しかし、 K_{Ic} と K_{Isc} の中間の領域 II では、き裂成長速度が K_I に依存せず一定、あるいはほぼ直線的に増加する。本実験は、この中間の II の領域でき裂成長速度におよぼす K_I と温度の影響を調べたものである。

Fig. 6 ~ 8 に各温度におけるき裂成長速度と K_I の関係を示す。 D125 では、き裂成長速度が温度と K_I の両者に依存して大きくなる傾向を示し、 K_I が約 70 ~ 130

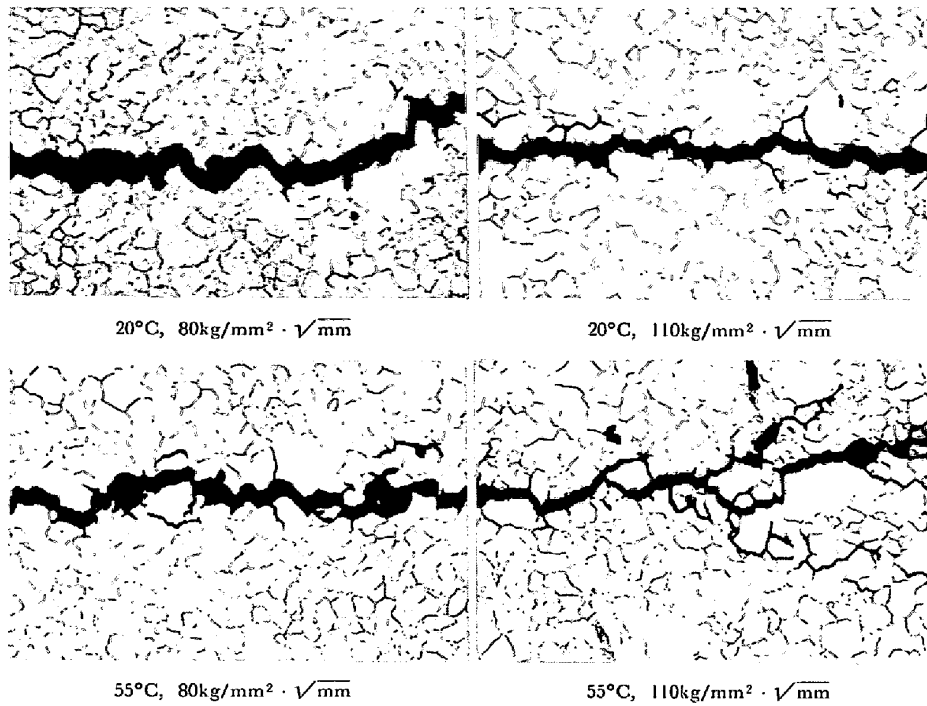


Photo. 2. Micrographs of the delayed fracture cracks for D125. Etched in saturated aqueous picric acid with small addition of surface active agent. $\times 200$ ($\times 10/13$)

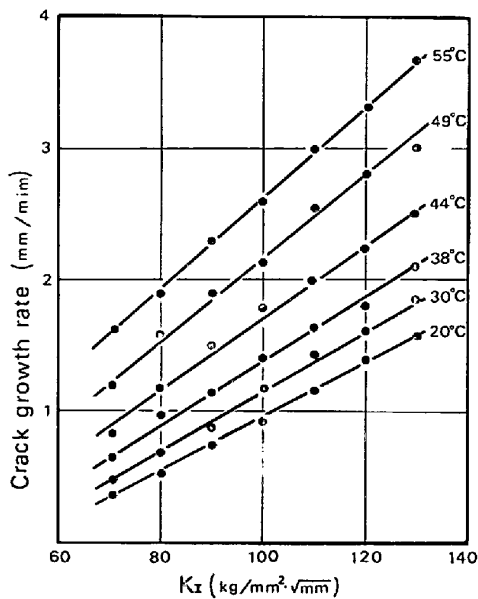


Fig. 6. Crack growth rate as a function of stress intensity factor at various temperatures for D125.

の範囲内でき裂成長速度は K_I の増加にともなつてほぼ直線的に増加すると見なすことができる。D143 では、20°C でわずかな K_I 依存性が認められるが、30°C 以上では実験した K_I の範囲内で K_I に依存せず一定のき裂成長速度を示した。しかし、温度に対しては D125 と同じように、き裂成長速度は温度とともに大きくなつた。

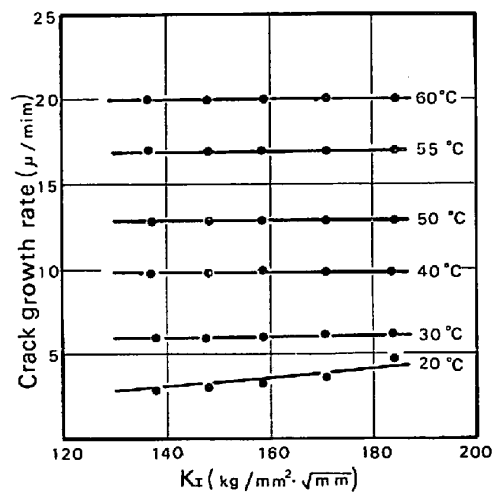


Fig. 7. Crack growth rate as a function of stress intensity factor at various temperatures for D143.

D220 では、D125 と同じような挙動を示した。このような、き裂成長速度の K_I 依存性が鋼の焼もどし温度によつて変化する現象については、すでにいくつか報告されている²⁾⁶⁾⁹⁾²⁵⁾。

D125 と D143 のき裂成長速度は約 2 けたも異なり、焼もどし温度がき裂成長速度に対して著しい影響を与えることがわかる。これは、 K_{ISCC} の変化に比較してきわめて大きな変化であり、予き裂付き遅れ破壊試験において、焼もどし温度が異なる場合の破断時間に大きな差を

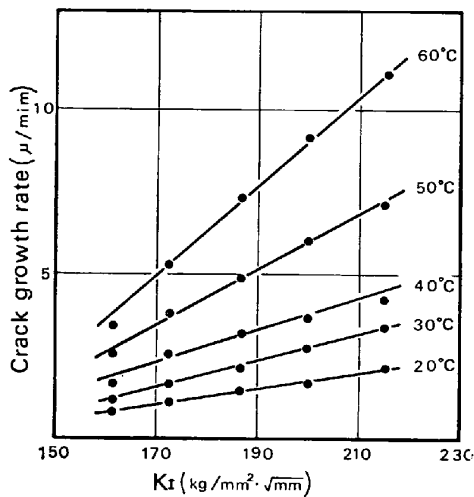


Fig. 8. Crack growth rate as a function of stress intensity factor at various temperatures for D220.

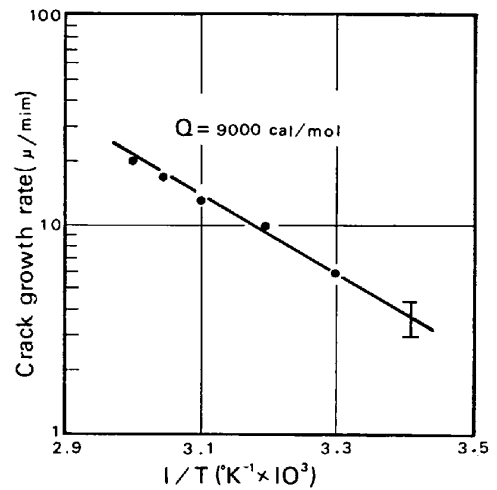


Fig. 10. Arrhenius plot of the temperature dependence of crack growth rate for D143.

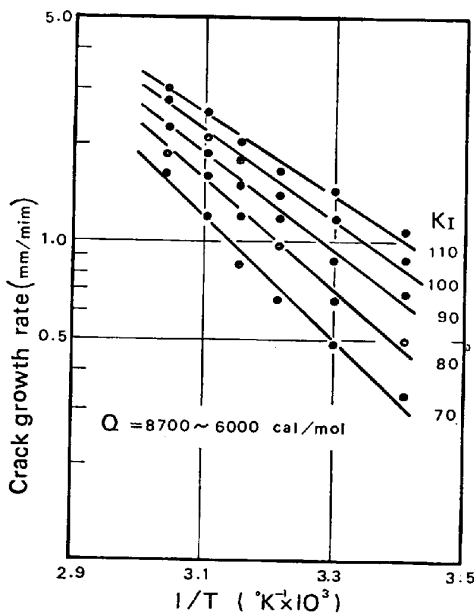


Fig. 9. Arrhenius plot of the temperature dependence of crack growth rate at constant stress intensity factors for D125.

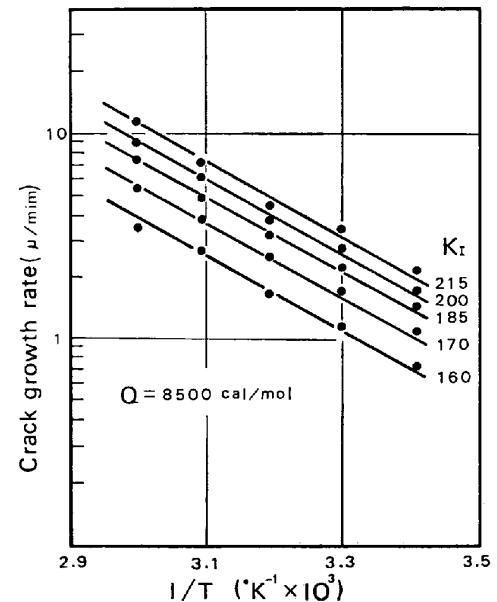


Fig. 11. Arrhenius plot of the temperature dependence of crack growth rate at constant stress intensity factors for D220.

もたらす主要原因の1つとなる。

3.4 き裂成長速度のアレニウスプロット

前節で述べたように、き裂成長速度は試験温度に対して強く依存したので、試験温度の逆数に対してき裂成長速度の対数をとった、いわゆるアレニウスプロットを行い、Fig. 9~11 に示した。なお、D125 と D220 については、き裂成長速度が K_I にも依存するので、実験範囲内の適当な K_I を数点選び、各温度におけるき裂成長速度を同じ K_I のところで比較してプロットした。

いずれの場合にも実験した範囲内でほぼ直線関係が成立し、アレニウス型の熱活性化過程によつてき裂成長速

度が律速されていることを示している。しかし、D125 においては、Fig. 9 に示すように、直線の傾斜が K_I によつて異なり、見掛けの Q の値が K_I に依存する傾向を示した。 K_I が $70 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ において Q は 8700 cal/mol であつたが、 K_I の増加にともなつて Q が減少した。このような Q の K_I 依存性は、すでに 2, 3 の研究者によつて報告されている³⁾⁵⁾⁷⁾。き裂成長速度が K_I にほとんど依存せず一定である D143 については、Fig. 10 に示すようにアレニウスプロットは一本の線で表され、約 9000 cal/mol の値が得られた。D220 の場合は、Fig. 11 に示すように D125 と同じように各 K_I について直線関係が得られたが、各直線の傾斜は変わら

ず、約 8500cal/mol の単一の Q の値が得られ、 Q の K_I 依存性は認められなかつた。

このように、き裂成長速度のアレニウスプロットは、鋼種、熱処理、破面形態などのちがいによつてそれぞれ異なつた挙動を示したが、見掛けの Q の値を評価する場合には、き裂成長速度に影響を与える各種の因子を充分に吟味して解析する必要があると考えられる。

4. 考 察

遅れ破壊の感受性を特徴づける K_{ISCC} 値とき裂成長速度におよぼす K_I と温度の影響について調べたが、応力因子の基準として採用した K_I については、現在のところ単純な形状の直線クラックモデルにもとづいて弾性論的に計算されたものが大部分である。しかし、実用材料に見られるき裂、とくに遅れ破壊あるいは応力腐食割れのき裂は、必ずしも直線的でなく枝分かれ、曲折、先端鈍化などが生じ、ジグザグ状に進行する場合が多い。遅れ破壊き裂を進行させる機械的な駆動力として K_I を考える場合、巨視的に計算された見掛けの K_I とき裂先端部における真の K_I が異なり、実験結果の解析において誤りをおかすことがあると考えられる。この効果が現実に遅れ破壊の挙動に対してどの程度影響するかについてはまだほとんど明らかにされていないが、枝分かれ、または鈍化き裂に対する K_I については、近年しだいに計算されるようになってきた^{26)~29)}。焼もどしマルテンサイト鋼の遅れ破壊の割れ形態は、基本的に前オーステナイト割れと粒内（擬へき開またはディンプル）割れよりなり、微視的、あるいは巨視的枝分かれが生ずることが多いので、き裂の成長挙動を論ずる場合に、これらの割れ形態にもとづく力学的条件について考慮する必要がある。本実験は、き裂が巨視的に直線き裂と見なせる条件下で、き裂成長挙動におよぼす微視的な割れ形態の影響について調べたものである。

4.1 K_{ISCC} と $K_{I\theta}$ の温度依存性について

強力鋼の K_{ISCC} は、き裂成長速度に比べて環境の種類や温度の影響が少ないと報告されている^{1)30)~32)}。本実験においても、試験温度を 20°C~60°C に変化させても K_{ISCC} はほとんど変化しなかつた。この傾向は Ti 合金でも認められている³³⁾。

K_{ISCC} に影響する因子は数多く考えられるが、PRIEST ら³⁴⁾は、焼もどしマルテンサイト鋼の K_{ISCC} に対して、疲労予き裂先端に生成されるストレッチドゾーンの重要性をとくに強調している。すなわち、き裂が成長開始するためにはストレッチドゾーンの生成が初期必要条件であり、このストレッチドゾーンを生成させる K_I によつて

K_{ISCC} が支配されると述べている。また、中佐らも³⁵⁾、SNM 8 鋼の水遅れ破壊試験において、 K_{ISCC} 値がき裂先端部の酸化被膜を破壊させる K_I によって定まることを示唆する実験結果を得ている。このように、 K_{ISCC} が主として機械的な因子によつて規定されるならば、鋼種と環境が一定の場合、20°C~60°C 程度の温度変化によつて K_{ISCC} 値は大きく変わらないと考えられる。

$K_{I\theta}$ は、D125 と D143 において試験温度の上昇とともに高くなつたが、D220 ではその増加はわずかであつた。この傾向は、破壊の微視的な様相と密接に関係していた。Photo. 1 と 2 に示したように、D125 と D143 は前オーステナイト粒界割れで、微視的な 2 次き裂、すなわち枝分かれ傾向が大きい。しかもこの枝分かれ傾向が温度が高くなるとはげしくなること、55°C または 60°C で測定した K_{IX} が 20°C の値とほとんど差のないこと、粒内破壊で枝分かれない D220 では $K_{I\theta}$ の増加がわずかであることを考慮すると、D125 と D143 の $K_{I\theta}$ の温度による増加は、主としてき裂の枝分かれによるき裂先端の有効応力拡大係数の低下によるものと考えられる。

枝分かれしたき裂の K_I に関しては、き裂が 2 つに分かれると K_I が $1/\sqrt{2}$ に低下するという SPELDEL の簡単な理論²⁴⁾、ANDERSSON²⁶⁾³⁶⁾、北川ら²⁸⁾の解析的な理論がある。北川らは²⁸⁾、き裂の一端が 2 つに分かれた等長および不等長フォーク形き裂モデルの K_I について解析した。たとえば、分岐き裂長さが主き裂の 1/10 の等長フォーク形き裂において、分岐角が 30° 付近で K_I が急激にほぼ $1/\sqrt{2}$ に低下し、90° 付近で約 1/2 になる。これらの値は、ANDERSSON²⁶⁾ や SPELDEL²⁴⁾ らの結果と数値的に大体同じである。しかし、上述の計算はいずれも 2 次元のき裂に関するもので、実際のき裂、とくに微視的き裂は 3 次元の形態をとることが多く、また枝分かれき裂の長さや角度はばらつきが大きくて、正確に K_I 値を計算するのは現実には大変困難である。結局、それらの効果は統計的に $K_{I\theta}$ に寄与すると考えて平均的に解析するしかない。本実験で得られた $K_{I\theta}$ は、およそ $1.1\sim 1.5K_{IX}$ で、上記数値計算の範囲内にあり、き裂の微視的な枝分かれによる力学的な効果として考えて妥当である。

4.2 き裂成長速度の K_I と温度依存性について

遅れ破壊き裂の成長過程において、Fig. 5 に示された 3 つの各領域に対して温度、電位、環境などの影響を調べると、それぞれ異なつた依存性が得られ、律速機構が異なることが Al 合金で示唆されている³⁷⁾。これらの機構については正確にわかつていないが、それぞれ、メカ

ノケミカル反応, 吸収, 拡散, 力学的因子などの影響度合によると考えられている. 低合金鋼の水中のき裂成長に対して, 領域 I においては温度の影響がほとんど認められなかつたと報告されている³¹⁾. 領域 II においては, まずき裂の枝分かれが力学的に問題となるが, 微視的な枝分かれが連続的に生ずる条件下のき裂成長に対して, 巨視的なき裂長さから計算された見掛けの K_I よりも真の K_I が低くなり, き裂成長速度の K_I 依存性について修正を要する場合も考えられる.

本実験の粒界割れ型の D125 と D143 については, K_{I0}/K_{IX} の値がいずれも 1 より大きく, かつ温度が高くなるとその値が大きくなった. このことは, き裂成長速度の K_I 依存性やアレニウスプロットに対して, き裂の枝分かれによる鈍化の影響が含まれている可能性を示している. この影響を考慮する場合, まずき裂成長途中の鈍化の度合の変化について知る必要がある. き裂成長途中の微視的枝分かれによる K_I の変化について PRIEST ら³⁴⁾が報告している. 粒界割れを示す En30B 鋼 (4.5%Ni-Cr-Mo) を, 3.5% 食塩水中で定荷重試験し, 種々の長さまでき裂を成長させたのち, 空气中で破壊じん性試験した. それらの値を K_{I0} とし, 疲労予き裂で測定した K_{IC} との比をとって鈍化係数として表わすと, 見掛けの K_I が約 $70 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ から $180 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ まで鈍化係数は急激に増加するが, それ以上では約 1.3 の一定値になることを示した. 著者らの実験では, き裂成長途中の K_I の変化については定量的に明らかでないが, 光学顕微鏡によるき裂の観察結果を参考にして, ほぼ PRIEST らの結果と同じような変化をすると推定された. さらにこのような傾向が温度によつて変わらないと仮定して, K_I とき裂成長速度の補正を行った.

Fig. 12 に補正法の概念図を示す. まず, 微視的な枝分かれの生ずる条件としては, 枝分かれによつて, K_I が減少してもその K_I が K_{ISCC} 以上であること, すなわち, Fig. 5 に示されている K_M 以上であることである. 枝分かれによる K_I の減少率は, 枝分かれ角度によつて異なるが, 60°C 以上の角度で直線き裂の約 70% 以下に急減する²⁸⁾ので, 一般に $K_M \geq 1.4K_{ISCC}$ である. いま, D125 について考えると, K_{ISCC} は $50 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ であるので, K_M は $70 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ となる. いま, この K_M 以上で微視的な枝分かれによるき裂の鈍化が始まり, $180 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ 以上で鈍化率が一定になると仮定する. Fig. 12(A)に示すように, $180 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ のところに, $180 \times K_{IX}/K_{I0}$ に相当する値 (a) をとり, $70 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ の点 (b) と直線で結

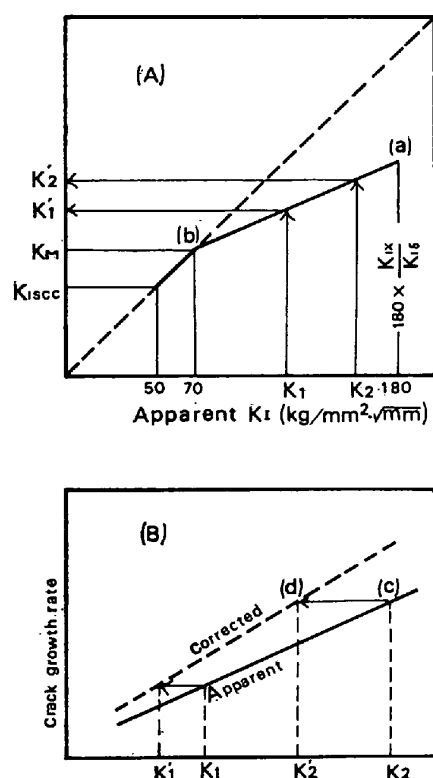


Fig. 12. Correction of apparent K_I (A), and crack growth rate (B).

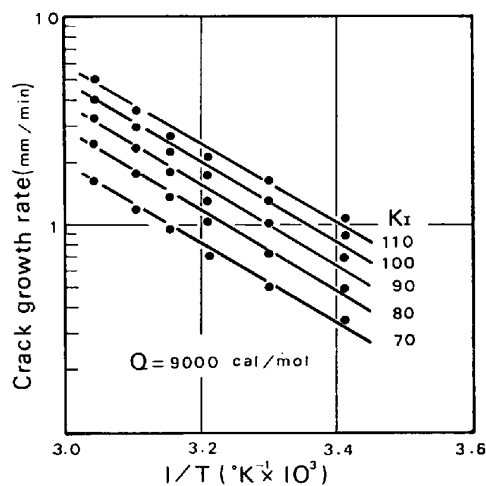


Fig. 13. Arrhenius plot of the temperature dependence of crack growth rate at constant K_I corrected for crack blunting for D125.

び, き裂成長途中の見掛けの K_I , K_2 を K'_I , K'_2 に補正する. つぎに (B) 図に示すように, K_I で測定されたき裂成長速度 (c) は, K'_I のところに相当するものとして (d) 点に移動させる. このように修正された各点を結べば, 点線で示されるような補正された K_I とき裂成長速度の関係が得られる. このような操作を各温度ごとに行い, この関係をもとにしてアレニウスプロットを行い Fig. 13 に示した. K_I を補正してない Fig. 9 の結果と

異なり、 Q の K_I 依存性が消失し、D143 と同じ約 9000 cal/mol の単一の値が得られる。枝分かれの無い D220 では Q の K_I 依存性がないことを考慮すると、Fig. 9 で得られた結果は見掛けのものであると思われる。D143 においては、き裂成長速度が K_I に依存しないので、 K_I を補正してもアレニウスプロットは変わらない。

Q が K_I に依存するという現象が起きる条件についてまとめてみると、まずき裂成長速度が K_I に依存すること、き裂が枝分かかれ、かつその枝分かれの傾向が K_I および温度に依存することである。アレニウスプロットにおいて、同一 K_I に対してプロットするという前提条件が、き裂の枝分かれによる K_I の低下によつて成立しなくなり、 Q が K_I に依存するという現象が見掛け上認められたと考えられる。 Q が K_I に依存するという従来の結果³⁾⁵⁾⁷⁾³⁸⁾についても、それらのき裂の性状が明らかではないが、鋼種や焼もどし温度から考えて、おそらく本実験の D125 と同様な効果が含まれていたと推察される。

ここで求められた見掛けの Q の値、8500~9000cal/mol は、従来より低合金系強力鋼の静的応力下の水中き裂成長¹⁾³⁾⁵⁾⁷⁾³⁸⁾、あらかじめ水素を含む強力鋼の脆化現象³⁹⁾⁴⁰⁾、あるいはそれらの鋼の室温付近の水素拡散⁴¹⁾などの Q と同じレベルにある。このことは、水中遅れ破壊き裂成長において水素が関与するという機構に対し1つの情況証拠を与えるが、塑性域を含むき裂先端部での微視的な活性化過程と関係する Q の物理的意義の詳細についてはまだ十分に解明されていない。しかし、見掛けの Q を評価することは、単に機構解明の手がかりを得るだけでなく、実用的な意義もある。たとえば、3.1 に述べたように、 K_{ISCC} は温度によつてほとんど変わらないので、遅れ破壊の試験温度を上げて試験を促進させることが有効的に利用できるが、この際の促進効果を Q の値から定量的に評価することが可能である。

5. 結 論

SNCM 8 鋼を 250°C で焼もどした鋼(D125)、430°C で焼もどした鋼(D143)、および SNCM 23 鋼を 200°C で焼もどした鋼(D220)の水中遅れ破壊き裂成長挙動について実験し、つぎのような結果を得た。

(1) K_{ISCC} 値はすべての試料において、20°C~60°C の範囲内で温度に関係なくほぼ一定であつた。しかし、最終破壊の $K_{I\delta}$ は、粒界割れを示した D125 と D143 において温度とともに増加した。一方、粒内割れを示した D220 ではその増加はわずかであつた。この D125 と D143 の $K_{I\delta}$ の増加は、き裂の微視的な枝分かれによる

き裂先端の鈍化に起因するものであつた。

(2) き裂成長速度は、実験の範囲内で、D125 と D220 において K_I の増加にともなつて直線的に増加したが、D143 では 20°C を除いて K_I に依存せず一定であつた。そしてすべての場合、温度が高くなるとき裂成長速度は増加した。

(3) き裂成長速度の温度依存性から求めた見掛けの活性化エネルギーは、D125 では K_I に依存し、 K_I の増加にともなつて減少したが、D143 と D220 ではそれぞれ 9000cal/mol と 8500cal/mol の一定値が得られた。

(4) D125 で見掛けの活性化エネルギーが K_I に依存した現象については、き裂成長速度におよぼすき裂の微視的な枝分かれによる鈍化の影響を補正すると、 K_I に依存しなくなり、D143 と同じ 9000cal/mol の単一の値が得られた。

文 献

- 1) P. MCINTYRE: Preprint of Int. Conf. on SCC and HE of Iron Base Alloys, Firminy, France, (1973), F-11
- 2) C. S. CARTER: Corrosion, 27 (1971), p. 471
- 3) H. H. JOHNSON and A. M. WILLNER: Appl. Mater. Res., 4 (1965), p. 34
- 4) S. MOSTOVOY, et al.: Engineering Fracture Mechanics, 3 (1971), p. 291
- 5) W. A. Van Del SLUYS: Engineering Fracture Mechanics, 1 (1969), p. 123
- 6) V. J. COLANGELO and M. S. FERGUSON: Corrosion, 25 (1969), p. 509
- 7) J. D. LANDES and R. P. WEI: Int. J. Fracture, 9 (1973), p. 277
- 8) A. A. SHEINKER and J. D. WOOD: Stress Corrosion Cracking of Metals—A State of the Art, ASTM STP 518, (1972), p. 16
- 9) 中里福和, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 841
- 10) C. S. CARTER: Met. Trans., 1 (1970), p. 1551
- 11) C. S. CARTER: Met. Trans., 2 (1971), p. 1621
- 12) C. S. CARTER: Corrosion, 25 (1969), p. 423
- 13) M. T. WANG and R. W. STAEHLE: Congrès International sur L'hydrogène dans les Métaux, (Paris, 1972), p. 342
- 14) E. A. STEIGERWALD and W. P. BENJAMIN: Met. Trans., 2 (1971), p. 606
- 15) B. F. BROWN and C. D. BEACHEM: Corrosion Science, 5 (1965), p. 745
- 16) 荒木透, 金尾正雄, 青木孝夫: 第16回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, (1971), p. 145 [日本金属学会]
- 17) J. A. KIES: Fracture Toughness Testing and Its Applications, ASTM STP 381, (1965), p. 328
- 18) G. SANDOZ: Met. Trans., 2 (1971), p. 1055
- 19) D. T. DAUTOVICH and S. FLOREEN: Preprint of Int. Conf. on SCC and HE of Iron Base Alloys, Firminy, France. (1973). F-2

- 20) *Damage Tolerant Design Handbook*, (1972), 4.2-4 [Metals and Ceramics Information Centre]
- 21) E. A. STEIGERWALD: Review of Developments in Plane Strain Fracture Toughness Testing, ASTM STP 463, (1970), p. 102
- 22) 青木孝夫, 金尾正雄, 荒木 透: 鉄と鋼, 56 (1970), S555
- 23) C. D. BEACHEM: *Met. Trans.*, 3(1972), p. 437
- 24) M. O. SPEIDEL: *The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys*, ed. by J. C. SCULLY, (1971), p. 345[NATO Scientific Affairs Division]
- 25) C. S. CARTER: *Engineering Fracture Mechanics*, 3 (1971), p. 1
- 26) H. ANDERSSON: *J. Mech. Phys. Solids*, 17 (1969), p. 405
- 27) M. CREAGER and P. C. PARIS: *Int. J. Frac. Mech.* 3 (1967), p. 247
- 28) 北川英夫, 結城良治: 機械学会講演論文集, No. 750-11 (1975), p. 183
- 29) H. KITAGAWA, et al.: *Engineering Fracture Mechanics*, 7 (1975), p. 515
- 30) 中里福和, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 856
- 31) H. G. NELSON and D. P. WILLIAMS: Preprint of Int. Conf. of SCC and HE of Iron Base Alloys, Firminy, France, (1973), C-11
- 32) 中里福和, 大野 鉄: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 82
- 33) J. D. BOYD: *Met. Trans.*, 4 (1973), p. 1029
- 34) A. H. PRIEST and P. MCINTYRE: BISRA Open Report MG/59/71 (1971)
- 35) 中佐啓次郎, 武井英雄, 朝本哲博: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 1180
- 36) H. ANDERSSON: *J. Mech. Phys. Solids*, 18 (1970), p. 437
- 37) M. O. SPEIDEL: *The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys*, ed. by J. C. Scully, (1971), p. 289[NATO Scientific Affairs Division]
- 38) J. T. RYDER and J. P. GALLAGHER: *Trans. ASME, Ser. D-J. Basic Eng.*, 92 (1970), p. 121
- 39) E. A. STEIGERWALD, et al.: *Trans. Met. Soc. AIME*, 215 (1959), p. 1058
- 40) J. G. MORLET, et al.: *JISI*, 189 (1958), p. 37
- 41) W. BECK, et al.: *Proc. Roy. Soc., London, Ser. A*, 290 (1966), p. 220