
各種構造用鋼の疲労き裂伝播

Fatigue Crack Propagation of Various Structural Steels

成本 朝雄(Asao Narumoto) 田中 康浩(Michihiro Tanaka) 船越 督己(Tokushi Funakoshi)

要旨：

7種の構造用鋼材について疲労き裂伝播速度を測定し、脆性破壊との関連を考慮した二、三の実験を行なった結果次のことがわかった。1)室温でのき裂伝播速度は、Parisの式、 $dl/dN=C(\Delta K)^m$ で表わすことができ、材料定数C、mは加工硬化指数n、降伏応力 σ_y とよい相関がある。2)溶接部での疲労き裂はその伝播部の硬さから期待される速度で進行する。3)mは温度により変化し、 σ_y よりむしろnと同様の温度依存性を示す。4)低温で生じた疲労破面には「単位脆性破面」が現われ、これはき裂伝播速度や脆性破壊の発生と関連が深い。5)疲労き裂からの脆性破壊の発生は、き裂先端に生じる圧縮残留応力により抑制される傾向にする。

Synopsis：

Fatigue crack propagation rates have been measured for various structural steels and several experiments on brittle fracture have been performed. The propagating rate of fatigue crack at room temperature is well expressed by Paris' formula, $dl/dN=C(\Delta K)^m$, and material constants, C and m have a good correlations to yield stress, σ_y , and work-hardening exponent n. In weldments, a crack propagates at the rate expected from its hardness. The value of m varies with test temperature and shows the same temperature dependence as n. Scanning electron-micrograph reveals 'brittle surface units' on fatigued surface at low temperature and they influence crack propagation rate and initiation of brittle fracture. The compressive residual stress existing at crack tip suppresses the initiation of brittle fracture.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

各種構造用鋼の疲労き裂伝播

Fatigue Crack Propagation of Various Structural Steels

成 本 朝 雄*

Asao Narumoto

田 中 康 浩**

Michihiro Tanaka

船 越 督 已***

Tokushi Funakoshi

Synopsis:

Fatigue crack propagation rates have been measured for various structural steels and several experiments on brittle fracture have been performed.

The propagating rate of fatigue crack at room temperature is well expressed by Paris' formula, $dl/dN = C(\Delta K)^m$, and material constants, C and m have a good correlations to yield stress, σ_y , and work-hardening exponent n . In weldments, a crack propagates at the rate expected from its hardness. The value of m varies with test temperature and shows the same temperature dependence as n . Scanning electron-micrograph reveals dotted 'brittle surface units' on fatigued surface at low temperature and they influence crack propagation rate and initiation of brittle fracture. The compressive residual stress existing at crack tip suppresses the initiation of brittle fracture.

1. 緒 言

鋼構造物の大型化にともない、高張力鋼が溶接構造物に多用されるようになった。このような鋼構造物では、不連続部の切欠効果により、その静的破壊応力より、はるかに低く、軟鋼を用いた場合と同じ程度のくり返し応力で疲労き裂が発生するため大きな問題となっている。このような疲労き裂の発生を防ぐという観点から、溶接余盛形状、材質変化、残留応力などの影響について多くの研究がなされてきた¹⁾。

しかし、もっとも危険な現象は、疲労き裂の成長により誘起される脆性破壊である。脆性破壊は、先在き裂長さ ($2l$) が使用する鋼材、温度、応力により定まる限界き裂長さ ($2l_{crit.}$) に達すると発生する。したがって "failure safe" 設計の立場から、鋼構造物の寿命を推定し安全を確保するために、各種鋼材の疲労き裂伝播速度を知ることが必要である。本報ではクラックゲージを用いて、代表的な構造用鋼についてその疲労き裂伝播速度を測定するとともに、脆性破壊との関連を考慮した二、三の実験を行なった結果を報告する。

* 技術研究所厚板研究室

*** 技術研究所厚板研究室室長・工博

** 技術研究所厚板研究室主任研究員

2. 試料と試験方法

2.1 試 料

供試鋼は溶接構造用の SM 41, SM 50, 調質高張力鋼 HT 60 (RIVER ACE 60), HT 80 (RIVER ACE KO), 压力容器用 HT 100, 低温構造用 9% Ni 鋼, 6% Ni 鋼の 7 種類である。これらの化学成分と機械的性質を Table 1 に示す。

試験片の形状は Fig. 1 に示すような 2 種類とし、試験片の長さ方向が圧延方向と一致するように板厚中心から採取した。切欠の加工は、小型試験片では放電加工により、大型試験片では機械加工により行なった。

2.2 試験方法

小型試験片については 1 t 引張圧縮疲労試験機（くり返し速度 1800 c.p.m.）を用いて、また、大型試験片は 60 t/40 t ローゼンハウゼン型疲労試験（くり返し速度 666 c.p.m.）を用いて疲労試験を行なった。

2.2.1 き裂伝播速度の測定

主として小型試験片を用い、室温において応力

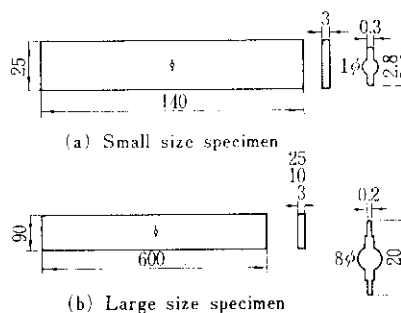


Fig. 1 Dimensions of the specimens

比 R (=最小応力/最大応力) が 0 の条件で試験した。ただし一部の鋼材については R を 0.14 としたものや途中で上限応力を変化させた場合、あるいは -75°C , -135°C , および -196°C の低温において、さらに大型試験片や厚板試験片についてもき裂伝播速度を測定した。

応力くり返しにともなうき裂長さの変化を、クラックゲージ（共和電業製）を用い、Fig. 2 に示す回路を用いて測定した。クラックゲージは一定間隔（0.2 mm または 1 mm の 2 種類）に並んだ 26 本の細線からなり、き裂進展とともに細線が一本ずつ切れ Fig. 3 に示すような抵抗値の変化を示す。これを X-T レコーダーに記録させることにより、くり返し回数とき裂長さの曲線が得ら

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of specimens

Steel	Thick- ness (mm)	Chemical composition (wt. %)											Mechanical properties			
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	B	Cu	σ_B (kg/mm ²)	σ_y (kg/mm ²)	$\epsilon_{G.L. = 25\text{mm}}$ (%)	n^*
SM 41	25	0.20	0.04	0.83	0.010	0.022	—	—	—	—	—	—	44.5	23.7	39.5	0.208
SM 50	25	0.16	0.33	1.33	0.017	0.012	—	—	—	—	—	—	50.0	30.7	37.1	0.203
HT 60	25	0.15	0.39	1.35	0.015	0.012	0.56	—	0.11	0.030	—	—	68.5	58.6	20.7	0.112
HT 80	25	0.14	0.29	0.85	0.014	0.010	0.91	0.50	0.47	0.051	0.003	0.25	83.0	76.2	19.9	0.086
HT 100	25	0.07	0.27	0.43	0.006	0.003	5.28	0.32	0.60	—	—	1.83	98.3	94.3	18.1	0.059
6% Ni	40	0.06	0.15	0.44	0.006	0.008	5.90	0.60	0.52	—	—	—	77.6	66.2	22.9	0.098
9% Ni	8	0.05	0.17	0.58	0.005	0.005	9.12	—	—	—	—	—	75.4	60.8	28.6	0.134

* Work-hardening exponent n , in $\sigma = \sigma_0 \epsilon^n$

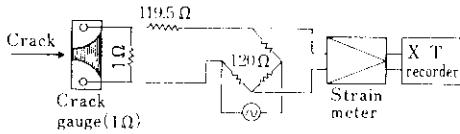


Fig. 2 Diagram of measurement of fatigue crack propagation rate

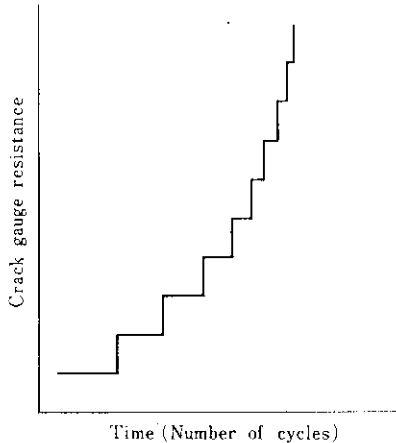


Fig. 3 Schematic illustration of crack gauge resistance changes

れる。き裂長さは切欠の両側について測定し、その平均値を以後の解析に用いた。

また低温でのき裂伝播速度の測定は9% Ni 鋼と HT 60 について行なった。試験片の冷却は、円筒状の低温槽を試験機のロッド部に取り付け、 -75°C はドライアイスとアルコールで、 -196°C は液体窒素を用いて行ない、 -135°C については、イソペンタン中に入れたコイル状の銅管の中に液体窒素を通し、温度調節計の信号によりポンプを作動させ、液体窒素の量を加減して所定の温度を得た。いずれも温度誤差は $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 以下であった。

なお、静的引張試験は厚さ3mm、幅8mmの板状試験片について、インストロン試験機を用いて行なった。

2.2.2 溶接ボンド部のき裂伝播速度の測定

SM 50 と HT 80 の溶接部について、き裂伝播速度を測定した。板厚25mmの素材にレ型開先をつけ、突合せ手溶接 (SM 50 : KS 76, 21kJ/cm, HT 80 : KS 116, 21 kJ/cm) したのち、板表面2mmを削除し、板厚3mmの小型試験片を採取

した。切欠は板面に垂直な開先に相当する側のボンド部につけた。

2.2.3 破面の走査型電子顕微鏡観察

き裂伝播速度を測定した小型試験片の破面を、走査型電子顕微鏡で観察した。

2.2.4 疲労き裂材の脆性破壊発生応力の測定

SM 50, HT 60, HT 80 について脆性破壊試験を行なった。板厚10mm、幅90mmの大型試験片に、ローゼンハウゼン型疲労試験機を用いていくつかの応力条件で疲労き裂を発生させたのち、50t 万能試験機を用いて -140°C で脆性破壊試験をした。冷却方法は、前述の -135°C の場合と同様である。

3. 実験結果と考察

3.1 室温での疲労き裂伝播速度

3.1.1 片振り引張り ($R=0$) の場合

各鋼材のき裂伝播曲線の例を Fig. 4, 5, 6 に示す。いずれもなめらかな曲線を示している。Fig. 4 の SM 41 は $7.5 \pm 7.5 \text{ kg/mm}^2$ 、SM 50 は $8.5 \pm 8.5 \text{ kg/mm}^2$ と応力条件が異なるにもかかわらず、き裂伝播曲線は類似している。実験条件の規制のため実施できなかったが同レベルの応力条件では、SM 41 の方が速い伝播曲線を示すのである。

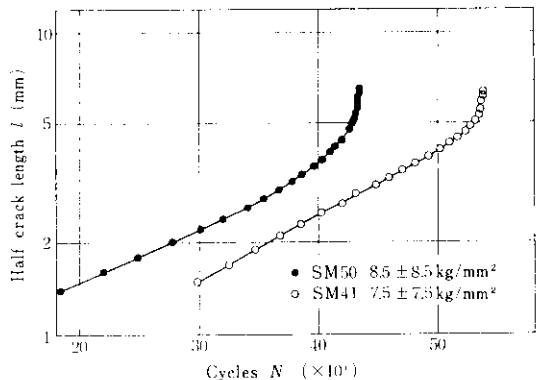


Fig. 4 The crack propagation curves of mild steels

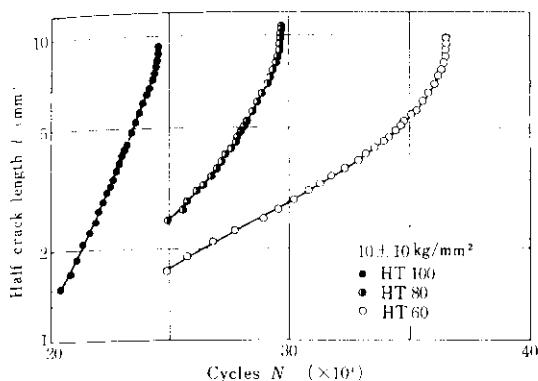


Fig. 5 The crack propagation curves of high strength steels

うことが推定できる。

Fig. 5 の HT 60, HT 80 および HT 100 については、強度の高い順にき裂成長速度は順次速くなっており、とくに HT 100 は著しく速いき裂伝播速度を示している。

Fig. 6 の 6% Ni 鋼と 9% Ni 鋼はきわめて類似した曲線を示している。両者は Table 1 に示

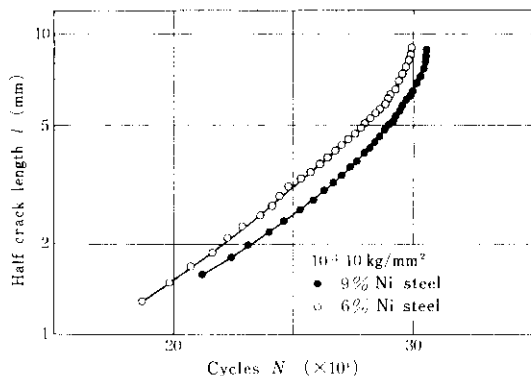


Fig. 6 The crack propagation curves of 9% and 6% Ni steels

したとおり、Ni, Cr, Mo 以外の成分や強度はほとんど同一であり、化学成分や組織のわずかな相違は、き裂伝播曲線にあまり影響を与えないといえる。なお、强度的には引張強さ 75 kg/mm^2 と、HT 80 と HT 60 の中間に位置する 6% Ni 鋼や 9% Ni 鋼では、疲労き裂伝播速度もやはりこれらの中間にあることは興味深い現象である。

疲労き裂伝播曲線はつぎに示す Paris の式³⁾で表わされることがよく知られている。

$$\frac{dl}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに

$$\Delta K = \sigma_R \sqrt{\pi l} \cdot \sqrt{(2b/\pi l) \tan(\pi l/2b)}$$

σ_R : 応力範囲

$2b$: 試験片幅

l : き裂長さの 1/2

N : くり返し回数

C, m : 材料定数

Fig. 7, 8, 9 は Fig. 4, 5, 6 のデータを (1) 式にしたがって整理しなおした結果である。

Fig. 7 は SM 41 と SM 50 について、 ΔK の小さい領域のデータは小型試験片、 ΔK の大きい領域のデータは板厚 3 mm の大型試験片を用いてえられた結果である。小型試験片による結果を見ると、 $dl/dN - \Delta K$ 線図は、 ΔK の小さい範囲では直線関係にあるが、 ΔK が大きくなるとこの直線からはずれ、 dl/dN が急激に増加している。これは l が長くなると突断面応力が降伏応力に近づき、き裂先端での塑性域が大きくなり、さらに全面降伏し、ついには延性破壊を起すためである。直線部の勾配から (1) 式の m を求めると、SM 41 では 2.1, SM 50 では 4.4 である。多くの研究結果³⁾⁴⁾によると、軟鋼では $m=4$ 程度であるが永井ら⁵⁾は薄板試験片を用い $m=6$ の結果を

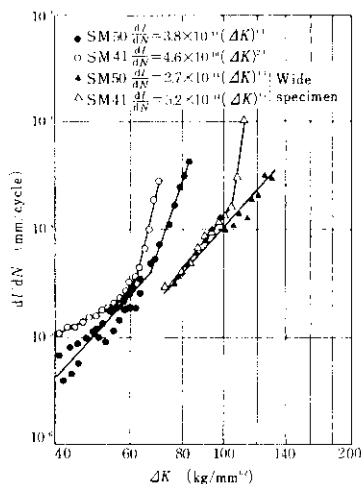


Fig. 7 The plot of crack propagation rate, dl/dN against range of stress intensity factor, ΔK for mild steels

報告している。したがって SM 50 の $m=4.4$ はほぼこれらと一致するが、SM 41 の $m=2.1$ は小さすぎる値である。大型試験片による結果は、SM 50 については $m=4.3$ であり小型試験片の結果とほとんど一致するが、SM 41 については $m=4.7$ となり、小型試験片の結果とかなりの相違がある。小型試験片では、SM 41 の場合、 ΔK の値が $60 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 以下の小さなせまい範囲で求められているため誤差が大きかったと考えるべきであろう。

Fig. 8 は HT 60, HT 80 と HT 100 について同様に整理したものである。これらはそれぞれ ΔK が $120 \text{ kg/mm}^{3/2}$, $140 \text{ kg/mm}^{3/2}$, $140 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の範囲まで Paris の式にしたがっている。 m の値は HT 60 では 3.3, HT 80 で 3.2, HT 100 で 2.2 である。 ΔK が $100 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 以下の範囲でのき裂伝播速度は HT 100 がもっとも速く、ついで HT 80, HT 60 の順におそくなるが、 ΔK が $140 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 付近になると 3 鋼種ともき裂伝播速度はほぼ一致する。

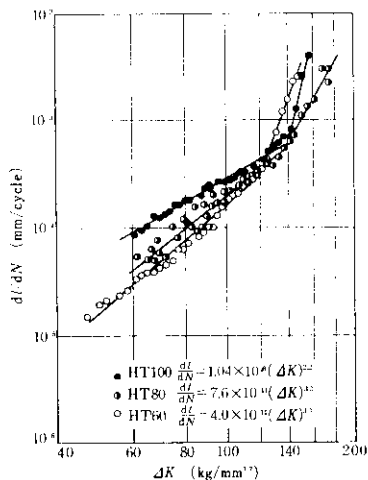


Fig. 8 The plot of crack propagation rate, dl/dN against range of stress-intensity factor, ΔK for high strength steels

Fig. 9 は 9% Ni 鋼と 6% Ni 鋼についての結果である。前にも述べたように $dl/dN-\Delta K$ 線図でも両者にはほとんど差がなく、 m 値は 3.0 である。

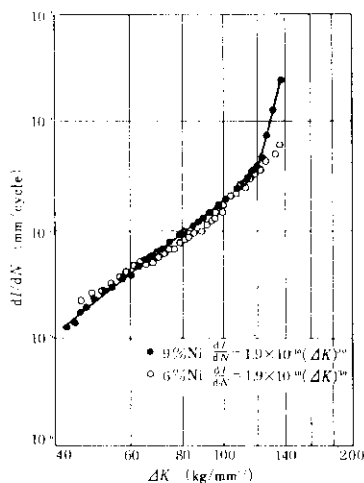


Fig. 9 The plot of crack propagation rate, dl/dN against range of stress-intensity factor, ΔK for 9% and 6% Ni steels

これらの結果をまとめて Fig. 10 に示す。 ΔK の小さい範囲では鋼種間の差が大きく引張強さが高いほどき裂伝播速度が速いが、 ΔK が $120 \sim 140 \text{ kg/mm}^{3/2}$ になるとほぼ差がなくなる。これらの試験により得られた C と m の値を、ほかの研究者により求められた値と比較したのが Table 2 である。本実験では小型試験片を用いているが、ほかの試験結果ともよく一致していることがわかる。

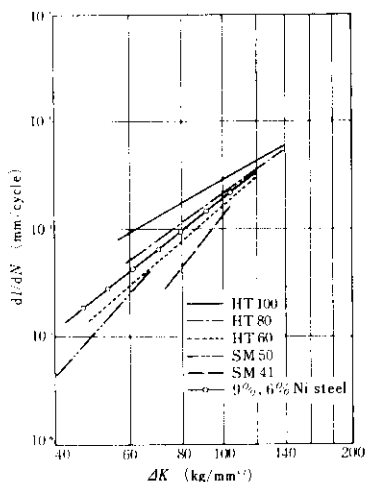
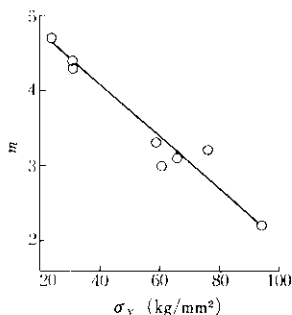


Fig. 10 Comparison of crack propagation rates of various steels

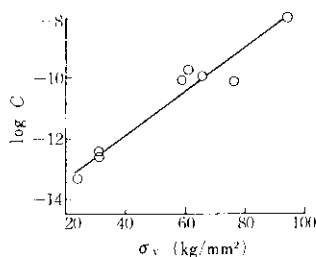
Table 2 Comparison of C and m in $dl/dN=C(\Delta K)^m$ with other results

	SM 41		SM 50		HT 60		HT 80		HT 100		9% Ni steel		6% Ni steel		Width and thickness (mm)	Remarks
	C	m	C	m	C	m	C	m	C	m	C	m	C	m		
Nagai <i>et al.</i> ⁵⁾	3.8×10^{-16}	6.0			2.2×10^{-12}	4.0	1.6×10^{-12}	4.0							40, 1.5	Tension
Kanazawa <i>et al.</i> ⁶⁾											3.3×10^{-7}	2.7			150, 23	Bending
Yokobori <i>et al.</i> ³⁾	8.0×10^{-11}	4.0					1.0×10^{-8}	2.5							62 (90), 1.5(2.0)	Tension
Kawasaki <i>et al.</i> ⁸⁾							6.0×10^{-8}	2.2							300, 17	Tension
Toyosada <i>et al.</i> ⁷⁾											2.1×10^{-9}	2.4			356, 5.1	Tension
Takashima <i>et al.</i> ⁹⁾	2.9×10^{-12}	3.8					8.5×10^{-10}	2.6							130, 3	Tension
"	7.5×10^{-12}	3.8	1.4×10^{-11}	3.7			2.1×10^{-9}	2.4	5.8×10^{-9}	2.3					130, 15	Tension
Takahashi <i>et al.</i> ⁴⁾	9.4×10^{-13}	4.0	9.4×10^{-13}	4.0			2.8×10^{-10}	2.7							130, 15	Tension
This experiment	5.2×10^{-14}	4.7*	3.8×10^{-13}	4.4	4.0×10^{-11}	3.3	6.4×10^{-11}	3.2	1.0×10^{-8}	2.2	1.9×10^{-10}	3.0	1.9×10^{-10}	3.0	25, 3 90*, 3	Tension

材料定数 C , m と機械的性質との関係を調べるため, σ_y との相関を Fig. 11, 12 に, $\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n$ における加工硬化指数 n との相関を Fig. 13, 14 にそれぞれ示す。 m , C と σ_y の間にはよい相関があり, $m = 5.47 - 0.035 \sigma_y$, $\log C = 0.073 \sigma_y - 14.8$ で近似できる。 n との間にもややばらつきがあるが

Fig. 11 Correlation between m and yield stress

相関がある。しかし一般に σ_y が高いほど n は減少する傾向にあるので, どちらが直接影響を与えているかということについては簡単には判断できない。 n については多少ばらつきが大きいとはいえ, n が疲労機構において重要な因子である¹⁰⁾ことを考えればこれを無視することはできない。さ

Fig. 12 Correlation between $\log C$ and yield stress

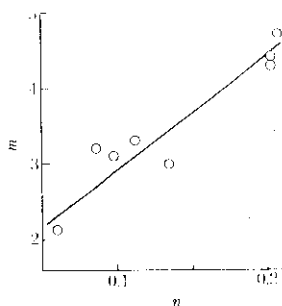


Fig. 13 Correlation between m and work-hardening exponent, n

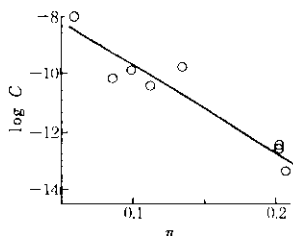


Fig. 14 Correlation between $\log C$ and work-hardening exponent, n

らに、 C と m の間にも $C=A/B^m$ なる関係がみられることが北川ら¹¹⁾によって指摘されており、彼らの実験では、 B は約 55, A は、鋼について約 5×10^{-5} , アルミニウム合金について約 4×10^{-4} という値を得ている。したがって (1) 式は、 $dl/dN=A(\Delta K/B)^m$ と書き変えることができる。これは、き裂伝播速度は両対数の dl/dN と ΔK 図において、 ΔK が B , dl/dN が A なる一点をとり勾配が m の直線で表わされることを意味し

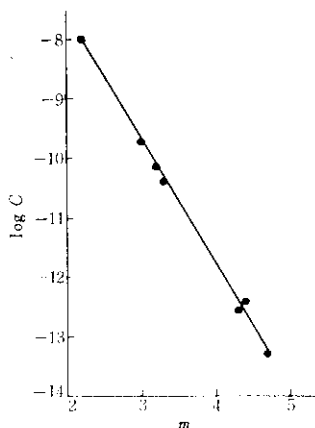


Fig. 15 Correlation between m and $\log C$

ている。本実験で得られた C と m を整理すると Fig. 15 のようになり $C=2.7 \times 10^{-4}/115^m$ で表わされる。現段階では A , B なる定数がどのような性質を持つものか明かでないが、き裂伝播速度が材料定数 m だけで決定されるということは興味深い問題である。

3.1.2 応力比 (R) の影響

(1) 式における ΔK の計算には応力振幅を使用するため、 R の影響は考慮されていない。しかし無規できない影響があることは認められており、 R の影響を含めた多くの実験式⁽¹²⁾⁽¹³⁾も提案されている。Fig. 16 は HT 60 について、 10 ± 10 kg/mm² ($R=0$) と 10 ± 7.5 kg/mm² ($R=0.14$) でき裂伝播速度を測定した結果を示す。図より明らかなように、 $R=0.14$ なる応力条件のほうが $R=0$ のときよりき裂伝播速は速い。しかし、 m は $R=0$ では 3.3, $R=0.14$ では 3.2 とほとんど差がない。すなわち、 R は C に影響を与え、 R が大きいほど C が大きくなるといえよう。豊貞ら¹⁷⁾は、き裂開口変位 (COD) を用いてこの現象を定量的に説明しており、応力振幅が同じでも R の大きいほうが COD の振幅は大きく、き裂伝播速度は速くならないとしているが、疲労き裂伝播問題への

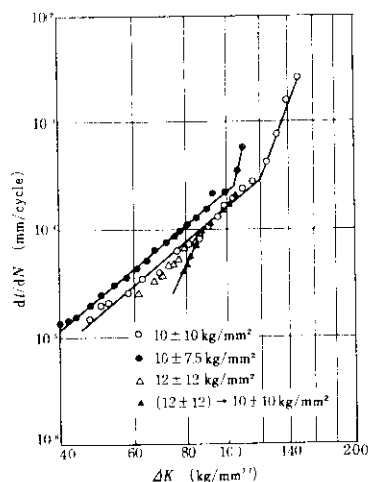


Fig. 16 The effects of stress ratio $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$, and stress change on the crack propagation rate (HT 60)

CODの適用は興味深いことであり、今後検討すべきことであろう。

3.1.3 応力変動の影響

試験の途中で応力を変化させた場合のき裂伝播挙動を HT 60 について調べた。最初、 $12 \pm 12 \text{ kg/mm}^2$ で試験を開始し、途中で $10 \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ に減少させたときのき裂伝播状況を Fig. 16 に併記した。はじめの $12 \pm 12 \text{ kg/mm}^2$ で試験した範囲では、別の $10 \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ で測定した直線と一致しているが、途中で応力を減少させると、そのときの ΔK で期待されるき裂伝播速度よりおそい速度で再伝播する。しかし、き裂の進展とともにき裂伝播速度は急激に増加し、もとの $dI/dN - \Delta K$ 直線とまじわったのちはこれを延長した直線と一致する。もとの直線と一致するまでの範囲では m は 8.5 で、普通の状態での HT 60 の 3.3 よりはるかに大きい。また、応力を減少させたあともとの直線と一致する点は応力を減少させる直前の ΔK であった。

3.1.4 板厚の影響

SM 50 について、板厚 3 mm と 25 mm の大型試験片を用いてき裂伝播速度を測定した結果を Fig. 17 に示す。板厚が 25 mm のほうが 3 mm より m は大きく C は小さい。高島⁹⁾は同様な実験を軟鋼と HT 80 について行ない、板厚が厚くなると C は大きくなるが、 m はあまり変わらないという結果を得ている。このように板厚の効果もき裂の伝播様式の関連より注意しなければならない。

3.2 溶接部でのき裂伝播速度

実際の溶接構造物では、溶接欠陥、溶接余盛などの形状的な応力集中のため、疲労き裂の発生と伝播は溶接ボンド部で起る。そこで HT 80 と SM 50 を用いて、突合わせ手溶接継手の溶接ボンド部での疲労き裂伝播速度を測定した。Fig. 18 は SM 50 についての試験結果であり、折れ曲がるまでの直線部を母材のそれと比較すると、溶接ボンド部の方がき裂伝播速度は速い。 m は母材の 4.4 に対し、溶接部では 3.6 とやや小さく、 C は母材

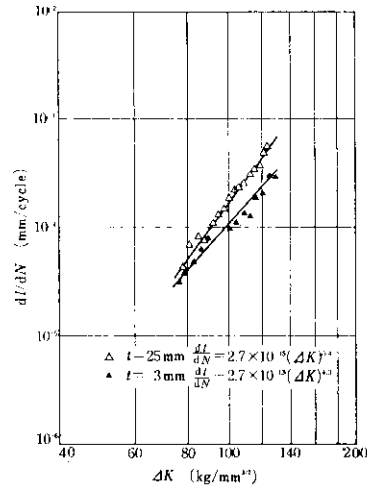


Fig. 17 The effect of specimen's thickness on the crack propagation rate (SM 50, W=90mm)

の 2.7×10^{-13} に対して溶接部では 2.7×10^{-11} と大きい。

Fig. 19 は HT 80 についての試験結果である。HT 80 では SM 50 の場合ほど差はなく、 m はいずれも 3.2 であるが、 C は母材の 7.6×10^{-11} に対し 6.4×10^{-11} とわずかに小さい。したがって溶接部の方がややおそい伝播速度になっている。

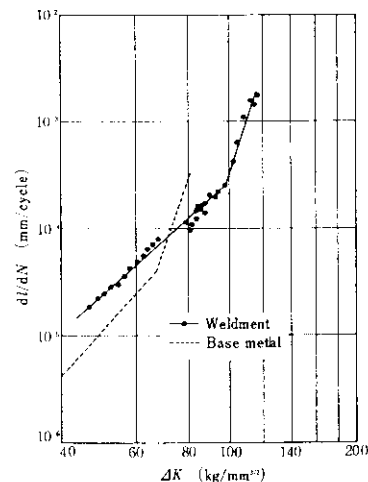


Fig. 18 Comparison of the crack propagation rates of base metal and weldment (SM 50)

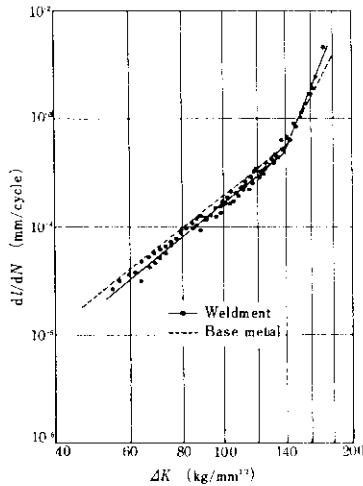


Fig. 19 Comparison of the crack propagation rates of base metal and weldment (HT 80)

Fig. 20 に溶接部の硬さ分布を示す。疲労き裂は冶金学的応力集中により、最高硬さを示すボンド部からややそれ、図中に斜線で示した領域を伝播する傾向がある。き裂が伝播した溶接部の硬さを母材の硬さと比較すると、HT 80 では前者の方が低いのにに対し、SM 50 では逆に高くなっている。Fig. 11, 12 に示したとおり、 σ_y が高いほど m は小さく C は大きくなる。したがって溶接ボンド部について得られた前述のき裂伝播挙動は、き裂が伝播した溶接部と母材の硬さの相異によるものであり、溶接構造物について m , C を推定する場合は、母材ではなく溶接ボンド部の強度を考慮すべきであることを示唆している。なお、実際の溶接継手では、余盛形状による応力集中も考慮する必要があることはいうまでもない。

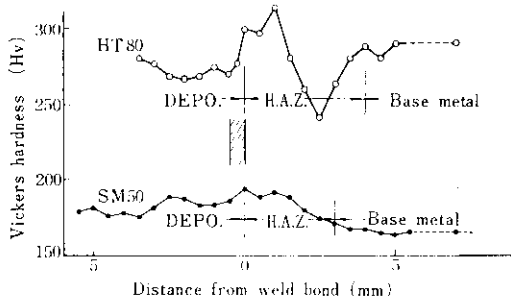


Fig. 20 Hardness distribution of weldment for HT 80 and SM 50

3.3 低温における疲労き裂伝播速度

液化ガスタンクなど低温で使用する構造物では、脆性破壊の前段階としての疲労き裂は低温で伝播する。そこで、9% Ni 鋼と HT 60 について低温でのき裂伝播速度を測定した。

Fig. 21 は 9% Ni 鋼についての測定結果であり、 -75°C 、 -135°C 、 -196°C におけるき裂伝播速度は、いずれも室温における伝播速度よりおそく、 m は室温から低温になるにしたがい、3.0, 3.3, 3.5 と大きくなるが、 -196°C では 3.1 とやや小さくなる。 -196°C の直線は、降伏点が高くなっているにもかかわらず、 ΔK が $110\text{ kg/mm}^{3/2}$ でわずかに折れており、ほかの温度で見られる折れ曲り点より早い。これは後で述べるように破面に脆性破面が現われはじめるためであると思われる。

Fig. 22 は HT 60 についての測定結果であり、 -135°C の直線は、 ΔK が $80\text{ kg/mm}^{3/2}$ ですでに折れており、 ΔK が $108\text{ kg/mm}^{3/2}$ 近傍で完全に脆性破壊を起して破断した。 m は室温で 3.3、 -75°C で 3.4、 -135°C で 2.8 であり、9% Ni 鋼と同様に m のピークを示した。ピークの位置は HT 60 のほうが 9% Ni 鋼より高温側にある。

いっぽう、静的引張り試験における n と関係のある伸びも同様な温度依存性を示すことが知られ

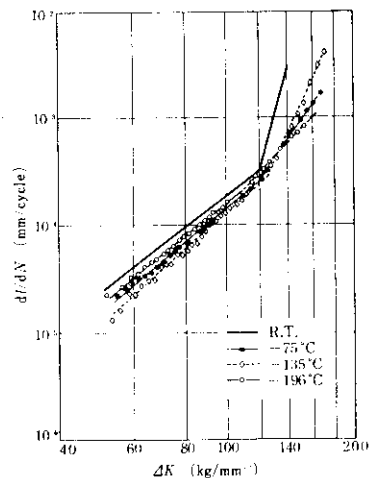


Fig. 21 The effect of temperature on the crack propagation rate (9% Ni steel)

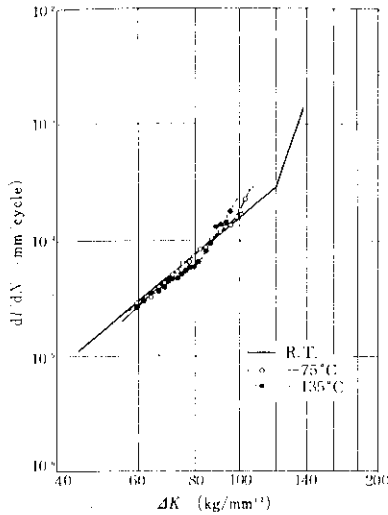


Fig. 22 The effect of temperature on the crack propagation rate (HT 60)

ている¹⁴⁾。Fig. 23に m と n の温度による変化を示した。 n は歪速度 $\dot{\epsilon}$ により異なるので、 $\dot{\epsilon}$ が0.1/minと1.0/minでそれぞれ求めた。 $\dot{\epsilon}$ を0.1/minとして求めた n は、9% Ni鋼については本実験範囲の温度ではピークはあらわれなかったが、HT 60については -135°C にピークがみられる。さらに $\dot{\epsilon}$ を1.0/minとして求めた n は、9% Ni鋼についてはまだピークを示さないが、HT 60のピークは -75°C と高温側に变化した。 $\dot{\epsilon}$ が大きくなると、 n は高温側では大きくなり低温側では小さくなっていることから、9% Ni鋼についてもさらに速いひずみ速度で試験をするとピークが現われることが予想される。実際の疲労試験においては、ひずみ速度はこれらよりはるかに速いことから、 m の温度による変化は n のそれとよく一致していると見なすことができる。Fig. 11, 13に示したように室温における m は、 σ_y 、 n のいずれともよい相関があるが、低温での m の変化挙動は降伏点のそれとは一致しない。すなわち、低温になるほど σ_y は上昇し、 m は減少すると予想されるが、実際はFig. 22のように単純に減少しない。したがって m は材料の強度

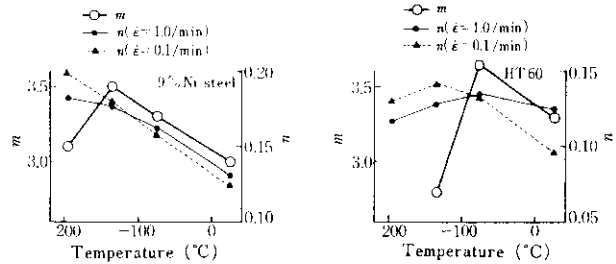


Fig. 23 The effect of temperature on the m value and work-hardening exponent n , of 9% Ni steel and HT 60

によってのみ定まる性格の定数ではなく、伸びや n などのように塑性変形の機構に関連する定数と密接な関係を持つものであろうと推定される。

3.4 破面の走査型電子顕微鏡による観察

疲労き裂の破面に関する報告は多いが^{9),15)} まだ不明な点も少なくない。そこで室温あるいは低温で伝播した疲労き裂の破面を走査型電子顕微鏡で観察した。

Photo. 1 (a)~(d)は室温での疲労破面であ

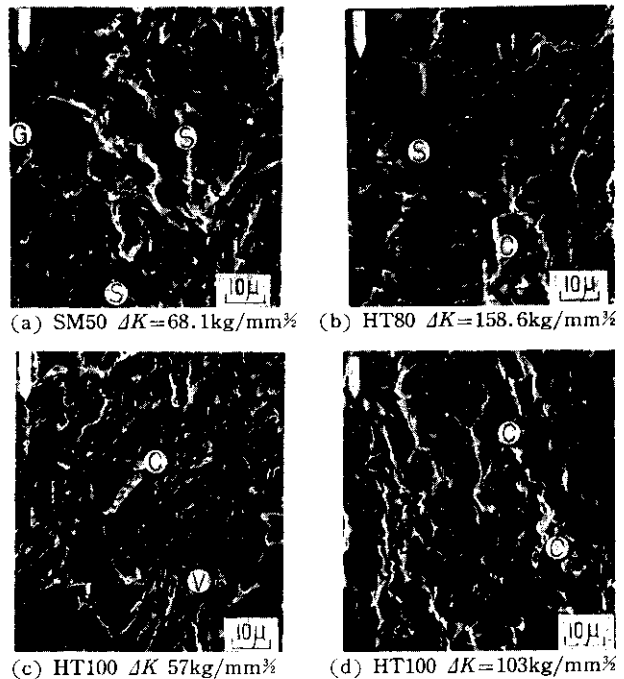


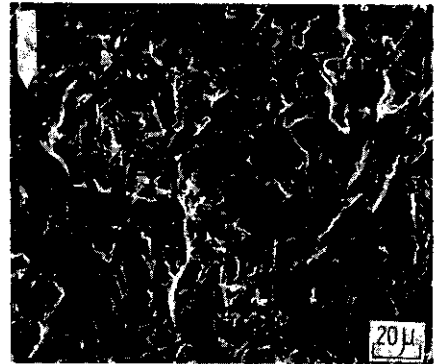
Photo. 1 Scanning electron microfractographs of the specimens tested at room temperature (Crack propagating direction is shown by white arrow mark. S striation G intergranular fracture surface V valley pattern C divided crack)

る。疲労破面のもっとも特徴的なパターンはストリーエーションと呼ばれる縞模様である。(a)に㊤で示した部分は SM50 で観察されたストリーエーションである。SM 41 と SM 50 の軟鋼では、ストリーエーションは ΔK が $50 \text{ kg/mm}^{3/2}$ ぐらいですでに認められており、 ΔK が大きくなるにつれてしだいに多く現われる。㊤で示したところは粒界破面でありき裂が粒界にそって伝播する部分もあることを示している。粒界破面は HT 80 でも ΔK の小さいときに観察された。この場合はおそらく元のオーステナイト粒界であろう。これらはいずれも ΔK が大きくなると見られなくなる。調質高張力鋼ではストリーエーションは現われにくく、本実験ではき裂伝播速度が(1)式からはずれるほどき裂が進展してはじめて観察された。(b)は HT 80 で観察されたストリーエーションであり、 ΔK は $158.6 \text{ kg/mm}^{3/2}$ である。(c)、(d)は調質高張力鋼で観察された代表的な破面である。(c)は HT 100 の ΔK が $57 \text{ kg/mm}^{3/2}$ のときの破面であり、き裂の進行方向に長くのびた谷状の凹凸(以後谷間模様という)がみられる。左上に見える、き裂進行方向に直角な㊤で示した割れは、ここまで進展したき裂が分岐した結果生じたものである。(d)は同じき裂がさらに進展し、 ΔK が $103 \text{ kg/mm}^{3/2}$ になった位置の破面である。(c)で見られた谷間模様はくずれてかどに丸みを持った模様に変化している。これは ΔK が増加したことによってき裂先端での塑性変形量が増加した結果であると考えられる。また、分岐き裂が多数見られるのも、同じく ΔK の増加によりき裂発生が容易になるためであろう。このような破面の特徴をまとめると軟鋼では ΔK が $50 \text{ kg/mm}^{3/2}$ あたりでストリーエーション、粒界破面や分岐き裂が見られ、 ΔK が $50 \text{ kg/mm}^{3/2}$ より大きくなるとストリーエーションや分岐き裂の数が増加する。調質高張力鋼では ΔK が $50 \text{ kg/mm}^{3/2}$ あたりでエッジのするどい谷間模様、粒界破面と小数の分岐き裂、 ΔK が $70 \sim 100 \text{ kg/mm}^{3/2}$ でエッジの丸い谷間模様や分岐き裂、 ΔK が $100 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 以上では多数の分岐き裂とストリーエーションが見られる。これらは高島らの観察結果¹⁾と比較的よく一致している。

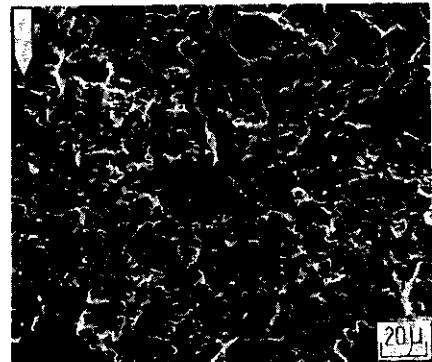
Photo. 2 (a)(b)(c)は9% Ni 鋼の -196°C における疲労破面である。(a)は ΔK が $74.1 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の位置であり、疲労による破面は室温の場合と同様に谷間模様を示しているが、脆性破



(a) $\Delta K = 74.1 \text{ kg/mm}^{3/2}$



(b) $\Delta K = 97.1 \text{ kg/mm}^{3/2}$



(c) $\Delta K = 125.5 \text{ kg/mm}^{3/2}$

Photo. 2 Scanning electron microfractographs of 9% Ni steel tested at -196°C (Crack propagating direction is shown by white arrow mark)

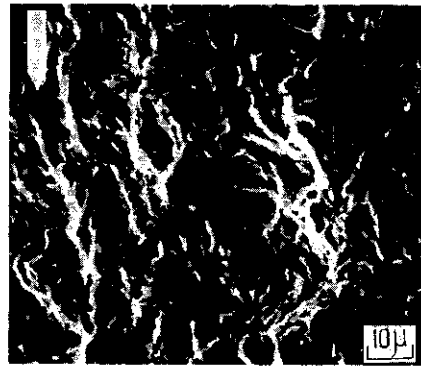
面も見られる。この脆性破面を詳しく観察すると、疲労き裂先端より約 5μ 前方を発生点とし四方に伝播して、新たに脆性破壊を誘発することなく停止したものであることがわかる。このような破面を「単位脆性破面」と呼ぶことにする。脆性破壊の発生点が疲労き裂先端より少し前方にあるため、脆性破面とこの疲労破面との境界には段が生じているが、脆性破面からつづいて進展する疲労破面との境界は滑らかにつながっている。したがってこのような脆性破面の様相から疲労き裂の伝播方向を知ることができる。なお、このような「単位脆性破面」の大きさは元のオーステナイト粒の大きさとほぼ一致している。(b)は ΔK が $97.0\text{ kg/mm}^{3/2}$ の位置であり「単位脆性破面」の数は増すが、いずれも孤立している。(c)は ΔK が $122.5\text{ kg/mm}^{3/2}$ の位置であり、疲労破面の部分には室温の場合と同様にストリーションが明瞭に現われている。写真中央に脆性破面が見られるが、まだ孤立した「単位脆性破面」である。この試験片は最後には延性的に破断した。

Photo. 3 (a)(b)(c)はHT60の -135°C における疲労破面である。(a)は ΔK が $79.6\text{ kg/mm}^{3/2}$ の位置で中央に一つの「単位脆性破面」がある。(b)は ΔK が $97.0\text{ kg/mm}^{3/2}$ の位置のものであり、数個の「単位脆性破面」が現われている。そのほとんどはやはり孤立したものであるが、右下に見られる部分は3個の「単位脆性破面」がつらなったものである。(c)はき裂がさらに進んで ΔK が $107.2\text{ kg/mm}^{3/2}$ のときのものであり、多数の「単位脆性破面」がつらなって現われている。この試料はこのあとすぐに全面的な脆性破壊となって破断した。このように、「単位脆性破面」が数多く出はじめると、疲労き裂伝播速度は著しく増加し、Fig. 20, Fig. 21の折れ曲り直線となって現われることは既述のとおりである。

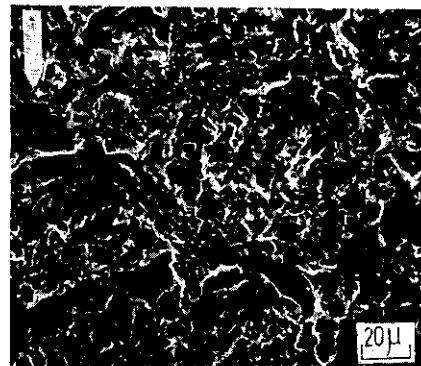
3.5 脆性破壊におよぼす疲労の影響

成長してきた疲労き裂は、使用している鋼材、温度、応力により定まる限界き裂長さ($2l_{\text{crit.}}$)に達すると、破壊力学の法則にしたがい脆性破壊をひきおこす。しかし、さらに疲労現象そのものが

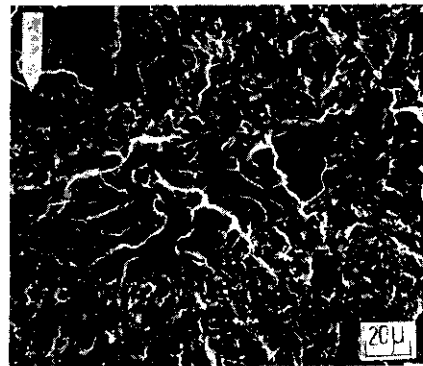
脆性破壊発生におよぼす影響について検討しておく必要がある。HT 80, HT 60, SM 50を用いていくつかの応力条件で疲労ノッチを入れ、 -140°C における脆性破壊発生応力を測定した結



(a) $\Delta K=79.6\text{ kg/mm}^{3/2}$



(b) $\Delta K=79.0\text{ kg/mm}^{3/2}$



(c) $\Delta K=107.2\text{ kg/mm}^{3/2}$

Photo. 3 Scanning electron microfractographs of HT 60 tested at -135°C (Crack propagating direction is shown by white arrow mark)

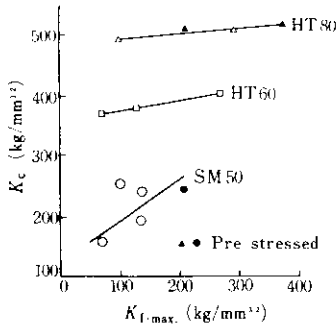


Fig. 24 The effect of maximum cyclic stress intensity factor ($K_{f,max}$) on the initiation of brittle fracture at the fatigued crack

果を Fig. 24 に示す。横軸はくり返し応力の最大値を用いて計算した応力拡大係数 ($K_{f,max}$) であり、縦軸は脆性破壊発生応力を用いて計算した応力拡大係数 (K_c) である。図中黒くぬりつぶした点は、低応力で疲労き裂を入れたのち予荷重を与えたものであり、 $K_{f,max}$ の計算には疲労応力ではなく予荷重応力を用いている。なお、SM 50 については、室温では全面降伏するため -100°C で予荷重を与えた。3 鋼種とも $K_{f,max}$ の増加にとともに K_c が増加しており、その勾配は軟鋼ほど急である。また、予荷重を与えたものも同じ傾向にあり定量的にも疲労き裂材の直線上によくのっている。このような現象は広範囲な応力下における金沢ら¹⁶⁾ の実験結果にも認められている。

疲労が脆性破壊におよぼす影響としては、き裂先端のくり返し塑性変形による材質変化と圧縮残留応力の影響などが考えられる。一般に予荷重材ではき裂先端に生ずる圧縮残留応力により、脆性破壊は抑制されることが知られており、疲労き裂材と予荷重材が同じ結果を示していることから、 $K_{f,max}$ の増加にともなって K_c が上昇するのはき裂先端に生じる圧縮残留応力のためであり、疲労による材質変化はあまり影響をおよぼさないものと推定される。したがって、一定の使用条件のもとで疲労き裂が進展し脆性破壊にいたる場合には、切欠の鋭さが同程度の場合は圧縮残留応力のない試験片で求めた K_c より高い K_c で破壊するであろう。ただし、機械加工により切欠をつけた試

験片について求めた K_c と比較する場合は、き裂先端の曲率半径の相違を考慮しなければならない。なお、疲労き裂が進展する温度の影響、ひずみ速度の影響などについてはさらに詳しく検討する必要がある。

4. 結 言

41~100 kg/mm² にいたる 7 種の構造用あるいは低温用鋼材の疲労き裂伝播速度を測定するとともに、これに関連する二、三の実験を行なった結果つぎのことが明らかになった。

- 1) き裂伝播速度 dl/dN は応力拡大係数 ΔK を用いて Paris の式、 $dl/dN = C(\Delta K)^m$ で表示できる。このときの材料定数 m , C は降伏応力 σ_y と相関があり、 $m = 5.47 - 0.035\sigma_y$, $\log C = 0.073\sigma_y - 14.8$ で近似できる。また、加工硬化指数 n ともよい相関がある。
- 2) m と C には一定の関係が見られ、 $\log C = 3.57 - 2.06m$ で表示できる。したがって Paris の式を $dl/dN = A(B^{-1} \cdot \Delta K)^m$ と表示すると $A = 2.7 \times 10^{-4}$, $B = 115$ であった。
- 3) 応力比 $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ が大きくなると、定数 m は変化しないが C が大きくなる。また試験途中で応力を減少させるとその応力で期待されるき裂伝播速度よりおそい速度で伝播しはじめ、急激に速度を増し応力を変化させる直前の ΔK に達したのち、その応力で期待される速度で伝播する。
- 4) 溶接部のき裂伝播速度はき裂が伝播した溶接部の強度によって定まる。
- 5) 低温でのき裂伝播特性は温度によって変化し、 m の値は低温になるにつれて初めは大きくなるが、やがて減少する。この変化の様子は降伏点の温度依存性とは一致せず、 n のそれとよく一致する。
- 6) 疲労破面の特徴はストリーション、谷間模様、分岐き裂、粒界破面などであり、材質と ΔK の値によりその出没は影響をうける。
- 7) 低温では疲労破面の中に孤立した「単位脆性破面」が混在するのが特徴である。この破面は 9% Ni 鋼のように靱性のよい材料では

−196°Cでも最終破断まで孤立したままであるが、HT 60では−135°Cで単位脆性破面はしだいに連続して出現するようになりやがて全面的に脆性破断した。

8) 疲労き裂から脆性破壊が発生するときの応

力拡大係数 K_e は、疲労き裂を入れたときの応力拡大係数 $K_{f,max}$ によって変化し、 $K_{f,max}$ の増大にともなって K_e は増加する。この傾向は軟鋼ほど大きい。

参 考 文 献

- 1) たとえば、白石：溶接学会誌，33 (1964)，894，村木，石黒，半沢，横田：溶接学会誌，37 (1968)，1202
- 2) P. Paris and F. Erdogan: Trans. ASME, D, 85 (1963), 528
- 3) T. Yokobori, M. Tanaka, H. Hayakawa, T. Yoshimura and S. Sasahira: Rep. Res. Inst. Strength & Fracture of Materials, Tohoku Univ., 3 (1967), 39
- 4) 高橋，高島，浦島：学振129委，中硬度および高硬度鋼材の組織と強度および疲労シンポジウム論文集，(1967)，70
- 5) 永井：日本造船学会誌，479 (1969)，223
- 6) 金沢，町田，糸賀：日本造船学会論文集，132 (1972)，395
- 7) 豊貞：日本造船学会論文集，133 (1973)，265
- 8) 川崎，中西：日本材料強度学会誌，6 (1972)，121
- 9) 高島，芦沢，浦島，矢崎：溶接学会F S委員会資料283-47 (1972)
- 10) T. Yokobori and M. Ichikawa: Rep. Res. Inst. Strength & Fracture of Materials. Tohoku Univ., 6 (1970), 75
- 11) 北川：日本機械学会誌，75 (1972)，1068
- 12) R. G. Forman, V. E. Kearney and R. M. Engle, Trans. ASME, D, 89 (1967), 459
- 13) 石田：機械学会講演会論文集，No. 710-9 (1971)
- 14) W. P. Rees, B. E. Hopkins & H. R. Tipler: JISI, (1951), 157
- 15) たとえば，徳田：日本金属学会誌，24 (1960)，665，堀田，石黒，石井，横田，関口：第15回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集，7 (1970)，58
- 16) 金沢，町田，矢島，青木，川辺：日本造船学会論文集，126 (1969)，119