

(昭和 58 年 5 月 日本造船学会春季講演会において講演)

低温環境中における繰返し荷重下の 鋼材の安全性評価

浦 辺 浪 夫* 正員 吉 武 明 英*
香 川 裕 之*

Safety Assessment of Steels under Cyclic Loading at Low Temperatures

by Namio Urabe, Akihide Yoshitake, *Member*,
Hiroyuki Kagawa

Summary

In order to investigate the mechanisms and the factors to govern the brittle fracture initiation during the fatigue crack propagation at low temperatures,

- (1) Fracture toughness tests under wide range of loading rate
- (2) Fatigue tests at low temperature
- (3) Fracture toughness tests suffered from pre-loading were performed. And detailed observations and analyses were carried out on the load, the load-line-displacement and the strain near crack tip at around the fracture initiation, and on the fractography by means of the scanning electron microscope.

The main results obtained were as follows,

- (1) The fracture load was always lower than the maximum load of cyclic loading, therefore, the loading rate was non-zero value at the brittle fracture initiation.
- (2) Since the residual stress due to the cyclic loading was less effective on the brittle fracture initiation if it were compared with the loading rate effect, the fatigue fracture toughness K_{fc} was estimated as equivalent value as the fracture toughness K_c under the monotonic tensile loading. If the K_{fc} and the K_c were analyzed as a function of the $\dot{K}(=dK/dt)$, there is no significant difference between them.
- (3) The residual stress due to the cyclic loading, though, showed large effect on the fatigue crack extension as usual manner.

The calculated fatigue life based on the Paris' formula with taking into consideration of the residual stress showed good one-by-one correspondence with the observed fatigue life up to the brittle fracture initiation.

Therefore, a design curve to determine the fatigue life at low temperature was preliminarily proposed.

- (4) Comparing with the results obtained from the fracture toughness tests after having given monotonic tensile pre-load, the pre-loading effect of cyclic loading at low temperature was shown to be explained by the ρ^+ theory.

1 緒 言

寒冷地もしくは低温環境下で使用される構造物の安全を確保するうえで、溶接欠陥などの初期欠陥からいきなり発生する脆性破壊はもちろんのこと、欠陥や構造不連続部から繰返し荷重により発生、進展した疲労亀裂が起因となる脆性破壊も十分に配慮しなければならない問題である。

* 日本鋼管(株)技術研究所

室温での疲労亀裂進展においては、最大荷重時の応力拡大係数 K_{max} が材料の破壊靱性値 K_c に近づくと疲労亀裂進展速度 da/dN が急速に増加する現象、いわゆる疲労亀裂進展の第Ⅱ段階から第Ⅲ段階への遷移が観察される¹⁾が、低温においてはこれとは異なり第Ⅱ段階が脆性破壊により突如打ち切られる現象が生じる場合がある。この脆性破壊への移行時の破壊靱性値は疲労破壊靱性値 $K_{fc}(J_{fc})$ と呼ばれ、静的な単調増加荷重下での破壊靱性試験によって得られる破壊靱性値 $K_c(J_c)$ とは区

別されている^{2)~7)}。

現在まで疲労破壊靱性値と静的な破壊靱性値との比較検討は多くの研究者によって積極的に行われているが、 K_{fc} が広い温度範囲内で K_c より小さいという結果⁸⁾、逆に K_{fc} の方が若干大きいという結果⁹⁾、あるいはある温度（例えば K_{fc} の遷移温度）以上では K_{fc} は K_c とほぼ等しいがその温度以下では小さくなるという結果^{2), 4)~7), 9)} などが報告されている。また、 K_{fc} あるいは K_{fc} と K_c との大小関係に影響を及ぼす種々の因子に関しても多くの研究がなされており、 J_{fc} が試験片形状や亀裂長さの違いに依存しないという報告^{5), 6)}、結晶粒径が小さくなるに従って K_{fc} の K_c に対する低下の割合が増大するという報告¹⁰⁾、あるいは荷重比 $R(=P_{min}/P_{max})$ が負の場合に J_{fc} の J_c に対する低下の割合が増大するという報告^{4), 7)} などがなされている。

疲労破壊靱性値と静的な破壊靱性値が異なる原因としては、繰返し塑性歪の蓄積により疲労亀裂先端に微視へき開亀裂が生じることによる材料劣化^{9), 10)}、繰返し負荷に伴う亀裂先端の引張あるいは圧縮残留応力による破壊抵抗の低下あるいは上昇¹¹⁾、疲労亀裂の進展に伴う亀裂べりの残留応力による亀裂閉口効果¹¹⁾、およびこれらの各因子の複合効果^{12, 13)} などが報告されている。ところで一般的に低、中強度鋼ではいわゆる歪速度効果が大きいとされており¹⁴⁾、疲労破壊靱性や破壊靱性に荷重速度が影響を及ぼすことは十分に考えられる。しかしながら、この K_{fc} や K_c への荷重速度の影響に関して十分に検討を加えた報告は現在のところなされていない。

本報告では、低温環境中での疲労試験および単調増加荷重下での破壊靱性試験を周波数や荷重速度を広い範囲で変えて実施し、その破壊過程を詳細に観察することにより疲労破壊靱性を支配する因子を把握を試み、構造物の安全性に関する考えを示すことを目的とする。

2 実験方法

試験に供した鋼材はE鋼（船体構造用鋼板 K32E、板厚 45mm）およびH鋼（圧力容器用鋼板 ASTM A537 Class II、板厚 30mm）であり、それらの化学成分および機械的性質を Table 1、および Table 2 に示す。Fig. 1

Table 1 Chemical composition (weight %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Sol. Al.
Steel E	0.16	0.34	1.42	0.022	0.005	0.001	0.002	0.022
Steel H	0.09	0.30	1.49	0.018	0.003	0.025	0.030	0.041

Table 2 Mechanical properties

	Yield Strength (kgf/mm ²)	U.T.S. (kgf/mm ²)	Impact Test Energy (kgf·m)
Steel E	34.8	52.5	11.1 (−40°C)
Steel H	47.3	59.1	—

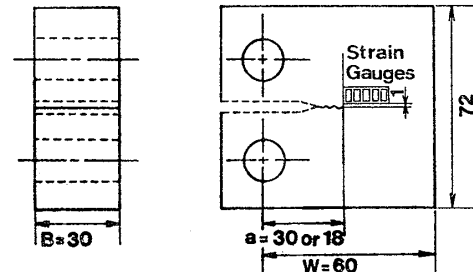


Fig. 1 Specimen configurations and geometry (unit: mm)

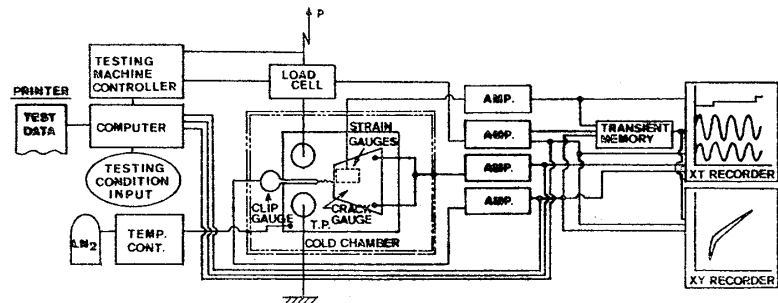


Fig. 2 Layout of experimental set-up

に示す形状、寸法のコンパクト試験片（厚さ 30mm、幅 60mm）を機械加工にて製作し、その後疲労予亀裂を室温にて ASTM E399-78¹⁵⁾ の疲労亀裂導入条件に準拠し、予亀裂長さが疲労試験の場合には 18mm、破壊靱性試験の場合には 30mm になるように導入し試験に供した。

試験項目は、

- (1) 荷重速度を広範囲 ($\dot{P}=1\text{ kgf/sec}\sim 50,000\text{ kgf/sec}$) に変えた破壊靱性試験
- (2) 低温における疲労試験
- (3) 予荷重を与えた後の破壊靱性試験

である。

使用した試験機は、計算機制御の島津サーボパルサー ($\pm 20\text{ ton}$, ストローク $\pm 50\text{ mm}$) であり、疲労試験に関しては、正弦波を用い荷重制御で実施した。緒言に述べたように、荷重比 R が負の時疲労破壊靱性値 K_{fc} に大きな影響を与えるようであるので、 R は 0.4~1.0 の範囲とした。低温環境は、試験片をおおう断熱箱に注入する液体窒素の噴霧量を自動的に調節することにより $0^\circ\text{C}\sim -150^\circ\text{C}$ まで変化させたが、制御中の温度変化は -150

°C において $\pm 2.5^{\circ}\text{C}$ 以下であった。疲労試験時の疲労亀裂長さの測定には試験片に添付したクラックゲージを、荷重点亀裂開口変位量の測定はクリップゲージを用いて行った。さらにクリップゲージの出力は脆性破壊発生時のトリガー信号としても使用した。疲労亀裂進展過程および予荷重を与えた後の残留応力による亀裂の開閉挙動の観察には Fig. 1 に示す要領で5連の歪ゲージを亀裂先端に添付し、その歪量と荷重の関係を測定することにより実施した。

試験要領の概略図を Fig. 2 に示すが、荷重、荷重点亀裂開口変位量および、5連ゲージの歪量は過渡現象記憶装置（バイオメーション社製）を通してペンレコーダーに記録し、脆性破壊の発生する前後の様子を克明に観察した。試験後の破面の観察は、特に疲労破面から脆性破面に遷移する近傍を中心に、走査型電子顕微鏡を用いて実施した。

3 実験結果

Fig. 3 に E 鋼の -100°C における周波数 1 Hz の疲労試験中に脆性破壊が発生したときに記録した荷重、荷重点亀裂開口変位変化量および5連ゲージによる亀裂近傍の歪量の変化量と時間との関係を示す。出力が急激に変化する点が破壊発生点である。おのおのの記録からは最大値に至る以前で破壊が発生していることがわかる。Fig. 4 には、荷重と歪量との関係を破壊の発生する以前の数サイクル（実線）と破壊直後の荷重と歪が零点にもどるときの記録（破線）を同時に描いているが、破壊が発生した点は荷重、歪とも最大値以前であることがこの図からもわかる。なお、破壊直後に零にもどる過程は荷重に比べて歪の方が速いが、これは歪は亀裂の極く近傍での測

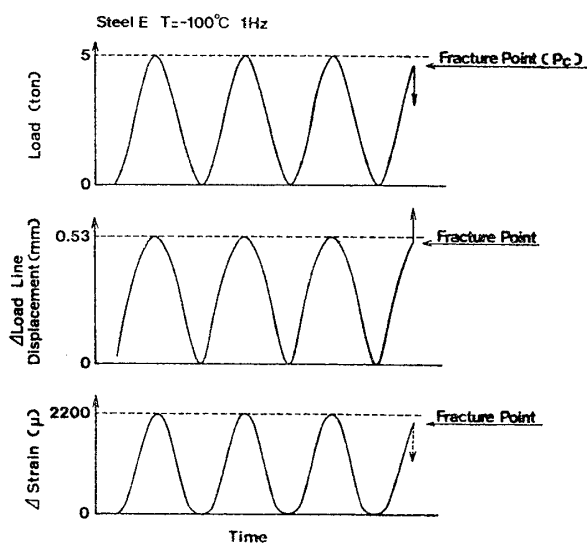


Fig. 3 Load, load-line-displacement and strain records with respect to time at the onset of fracture (Steel E, $T = -100^{\circ}\text{C}$, 1 Hz)

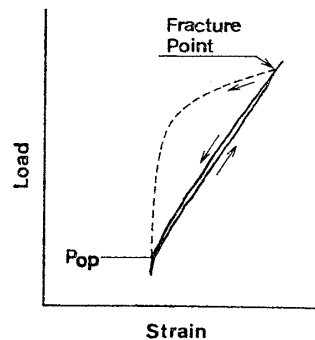


Fig. 4 Relationship between load and strain during fatigue test (Steel E, $T = -100^{\circ}\text{C}$, 1 Hz)

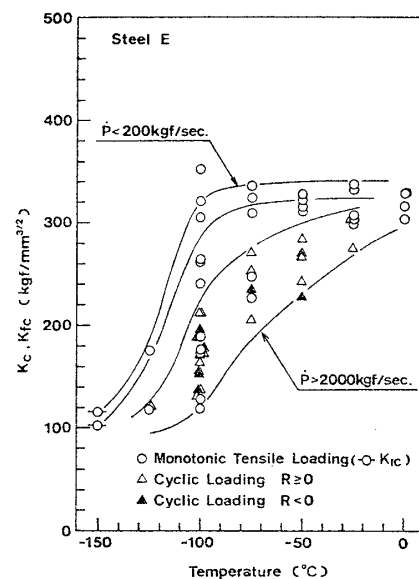


Fig. 5 Fracture toughness K_c and fatigue fracture toughness K_{fc} as a function of temperature (Two scatter bands show that the loading rates are less than 200 kgf/sec, and 2,000 kgf/sec, respectively)

定であり荷重は亀裂から遠く離れた位置での Load Cell による測定であることに起因している。また、Fig. 4 において、折れ曲がり点が明瞭に観察されるのでこの点を亀裂開口点、また対応する荷重を開口荷重 P_{op} と定め以後の解析を実施した。

脆性破壊発生時の応力拡大係数 K_c は ASTM E 399-78¹⁵⁾ に記載されている次式によって求めた。

$$K_c = \frac{P}{B\sqrt{w}} f(a/w)$$

$$f(a/w) = (2 + a/w) \{ 0.886 + 4.64(a/w) - 13.32(a/w)^2 + 14.72(a/w)^3 - 5.6(a/w)^4 \} / (1 - a/w)^{3/2}$$

$$(1)$$

ここで、 a は亀裂長さ、 w は試験片幅、 B は板厚、 P は荷重である。ただし荷重には、単調増加荷重下の破壊靱性試験の場合には、破壊荷重 P_c を、繰返し荷重下で

は Fig. 3 に示す破壊時の P_c を用いて計算を行った。

Fig. 5にはE鋼の場合を例にとり、単調増加荷重下の破壊靱性値 K_{Ic} および繰返し荷重下の疲労破壊靱性値 K_{fc} と温度の関係を示す。図中の○印は破壊靱性値 K_{Ic} であり、そのうち横棒を付けた印(—○—)は ASTM E399¹⁵⁾ により規定された条件を満たす Valid な K_{Ic} 値である。Valid K_{Ic} 値は -150°C において、得られるのみであり、 -125°C および -100°C で得られた小さな K_{Ic} 値は荷重速度の条件を満たしておらず(これらの試験では $\dot{P}=2,000\sim 50,000\text{ kgf/sec}$) Valid な K_{Ic} ではない。また△印は疲労破壊靱性値 K_{fc} を示すが、そのうち黒くぬりつぶしたものは荷重比 R が負の疲労試験によって得られたものである。 K_{Ic} 値、 K_{fc} 値ともに温度が低下するにつれて減少するが、遷移温度域では大きなバラツキを示している。そのうち K_{fc} 値は比較的小さな値域に片よって存在しているが、 R が正の結果(△印)と R が負の結果(▲印)とでは明瞭な大小関係は識別できない。しかし、図中の2つのバンドは荷重速度 $\dot{P}$ が 200 kgf/sec 以下と $2,000\text{ kgf/sec}$ 以上の単調増加荷重下の破壊靱性試験で得られた場合のおおのの K_{Ic} 値を包絡する曲線であるが、疲労破壊靱性値 K_{fc} は $\dot{P}$ が $2,000\text{ kgf/sec}$ 以上の荷重速度の速い方のバンド内に入っていることがわかる。

4 考 察

4.1 破壊靱性値 K_{Ic} 、および疲労破壊靱性値 K_{fc} の有効性

脆性破壊発生時の破壊靱性値 K_{Ic} もしくは疲労破壊靱性値 K_{fc} は試験片寸法が十分に大きくない場合には材料固有の値とはならず試験片が塑性崩壊するときの限界荷重 P_L ¹⁶⁾ もしくは塑性拘束係数¹⁷⁾ を乗じた限界荷重 $1.26 P_L$ に支配されることが中沢ら¹⁸⁾ および太田ら¹⁹⁾ によって示されている。

一方、白鳥ら²⁰⁾ はコンパクト試験片が全断面降伏するときの荷重 P_{GY} をすべり線場解析の結果をもとにして次式のように求めている。

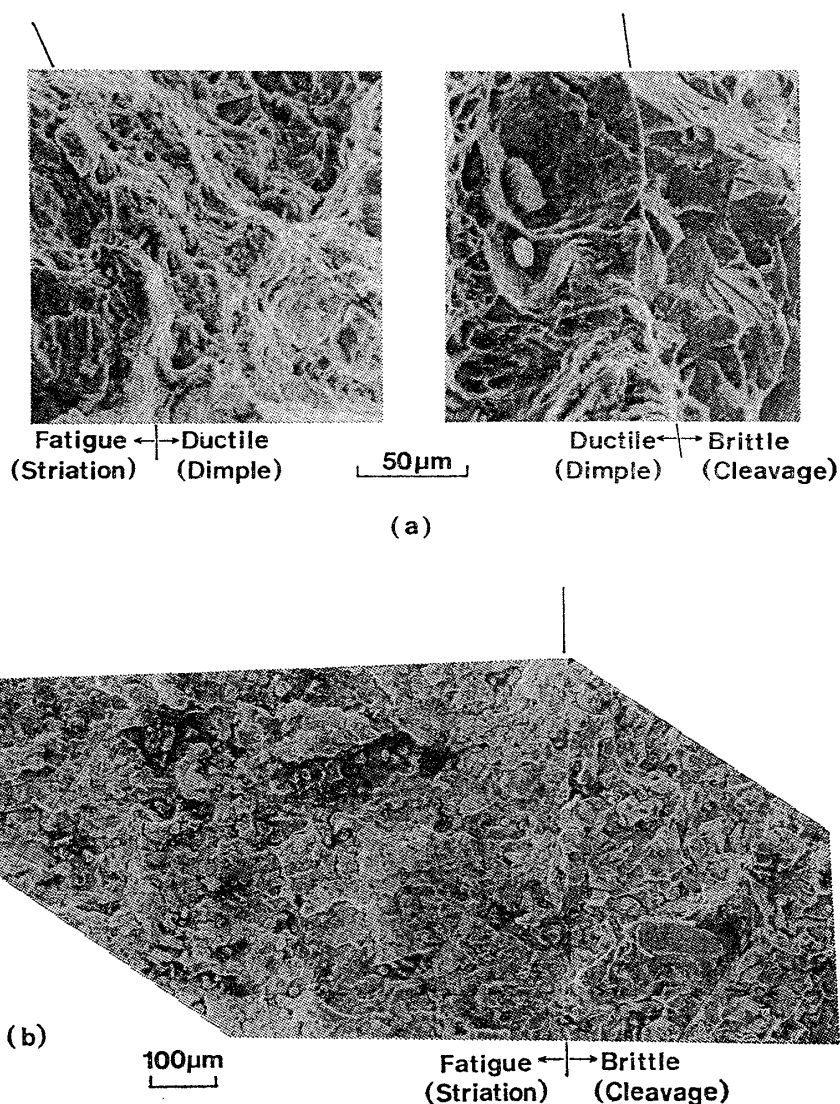


Photo.1 Observation of fracture surfaces

$$P_{GY} = \sigma_y (w - a_f) B \left[2.572 \left\{ 1.052 \left[- \left(\frac{w}{w - a_f} - 1 \right) + \sqrt{\left(\frac{w}{w - a_f} - 1 \right)^2 + 0.740 \left(\frac{w}{w - a_f} - \frac{1}{2} \right)} \right] \right\} - 1 \right] \quad (2)$$

ここで a_f は脆性破壊発生時の亀裂長さ、 σ_y は降伏応力である。 P_{GY} の値を(1)式に代入することにより試験片が全断面降伏する際の応力拡大係数 K_{GY} が求まる。 K_{Ic} 値もしくは K_{fc} 値が K_{GY} を超えたものの破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果、それらのものの多くは、Photo.1(a)に示すように疲労破面(ストライエーション)の前縁に延性破面(ディンプル)が認められ、その後脆性破面(クリベージ)へ移行している場合の多いことが認められた。

一方、 K_{GY} 以下の値で破壊したものは安藤ら²¹⁾ が窒素を添加した軟鋼で観察したように、疲労破面中にへき開破面の占める割合が次第に増加していき最終的に脆性破壊に移行するのとは異なり、Photo.1(b)に示すように、すべてストライエーションの観察される疲労破面か

ら直接へき開破面へと遷移していることが認められた。また後者の場合 ($K_c, K_{fc} < K_{GY}$) には、巨視的な観察によると横収縮などの塑性変形の形跡は全く認められなかった。

また、試験片表面での塑性域の大きさ r_p を次式によって求めた場合、

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_c \text{ or } K_{fc}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

r_p の大きさが、リガメント長さ $w - a_f$ の約 20% 以下であると K_c もしくは K_{fc} は K_{GY} を超えていなかった。他方、コンパクト試験片の疲労亀裂の進展挙動に関し、ASTM E 647²²⁾ では有効な疲労亀裂進展データを得る条件を

$$w - a_f \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_{fc}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

としているが、 K_{GY} を超えなかった K_c 値もしくは K_{fc} 値は十分に (4) 式の条件を満足していた。

一方、低温環境中における疲労亀裂進展からの脆性破壊の発生に関する研究の多くは^{2)~10)}、疲労亀裂進展過程から不安定な破壊に遷移したときの応力拡大係数値 K を疲労破壊靱性値 K_{fc} と定義し、その K_{fc} と K_c あるいは K_{Ic} との相対比較を行っている。しかし、低温環境中における疲労亀裂進展過程から脆性破壊への遷移は、本実験によると疲労亀裂進展速度が急速になった、すなわち第Ⅲ段階においても生じることが観察された。したがって、疲労亀裂の急速進展とリガメント長さとの関係がそれほど明確にされていない現状を勘案するならば、疲労破壊靱性値 K_{fc} はむしろ試験片が全断面降伏する以前に脆性破壊に遷移するときの値と理解する方が妥当と考える。そこで、本報告では、 K_{GY} を超えない K_{fc} 値もしくは K_c 値を有効として採用し、以後の解析では K_{GY} を超えたものは K_c, K_{fc} 値ともおのおの○印もしくは△印に×印を付けて前者と区別して示す。

なお、(2) 式による全断面降伏荷重 P_{GY} を算出するために必要な降伏応力 σ_y の温度依存性は、静的な引張試験によって求めたが荷重速度依存性に関しては低温の高荷重速度のもとでの引張試験では降伏以前に試験片が破断してしまい降伏応力は得られなかったため、すべての荷重速度下の P_{GY} の計算には静的試験時の降伏応力を使用した。しかし、荷重速度が増加すると降伏応力は上昇する^{23), 24)}ことが期待されるので静的な σ_y を用いて得られる全断面降伏の条件は、高荷重速度の場合のそれを十分に満たすと考えられ、疲労破壊靱性値 K_{fc} の適応範囲を求めることの妥当性は十分である。

4.2 応力拡大係数 K と応力拡大係数の時間に関する変化率 $\dot{K}$ との関係

疲労試験に用いた荷重波は正弦波であるので、疲労亀

裂先端における応力拡大係数 K および応力拡大係数の時間に関する変化率 $\dot{K} (= dK/dt)$ は正弦波に従って時々刻々変化している。一方、Fig. 3 に示したように脆性破壊は最大荷重以前で発生しているので、破断時の $\dot{K}$ は零ではない有限の値をもっている。したがって、従来の研究では疲労破壊靱性 K_{fc} を最大荷重 P_{max} を用いて計算しているが、本研究では、この脆性破壊発生時の荷重 P_c によって K_{fc} を求めた。

いま繰返し荷重の最大値を P_{max} 、最小値を P_{min} 、周波数を ν とすると、荷重の時間変化は次式で表現できる。

$$P = \frac{(P_{max} - P_{min})}{2} \cdot \sin(2\pi\nu t) + \frac{(P_{max} + P_{min})}{2} \quad (5)$$

(5) 式を時間に関して微分して荷重速度 $\dot{P}$ は

$$\dot{P} = dP/dt = (P_{max} - P_{min})\pi\nu \cdot \cos(2\pi\nu t) \quad (6)$$

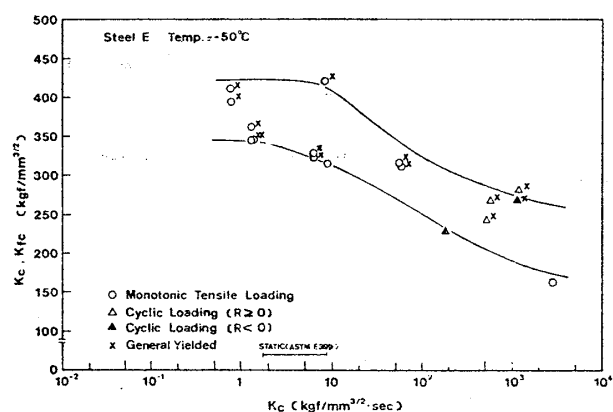
となる。他方 (1) 式の両辺を時間に関して微分すると、応力拡大係数の時間に関する変化率 $\dot{K}$ は次式のように求まる。

$$\begin{aligned} \dot{K} &= \frac{dK}{dt} = \frac{f(a/w)}{B\sqrt{w}} \dot{P} + \frac{P}{B\sqrt{w}} \frac{df(a/w)}{da} \cdot \frac{da}{dN} \cdot \frac{dN}{dt} \\ &= \frac{f(a/w) \cdot (P_{max} - P_{min})\pi\nu}{B\sqrt{w}} \cos(2\pi\nu t) \\ &\quad + \frac{1}{2B\sqrt{w}} \{ (P_{max} - P_{min}) \cdot \sin(2\pi\nu t) + P_{max} \\ &\quad + P_{min} \} \frac{df(a/w)}{da} \cdot \frac{da}{dN} \cdot \nu \end{aligned} \quad (7)$$

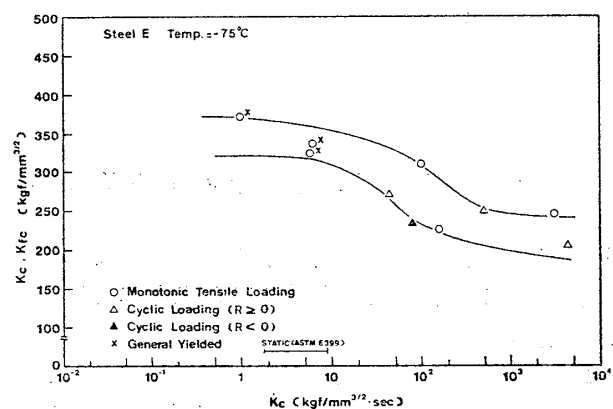
ここで、 N は荷重繰返し数である。

今回の実験では疲労亀裂進展速度 da/dN は約 10^{-3} mm/cycle 程度であり (後出の Fig. 11 参照)、(7) 式の第 2 項の $\dot{K}$ に及ぼす影響は $\dot{K}$ の小さな極く狭い範囲に限られ、第 1 項に比較して無視できる。そこで E 鋼および H 鋼に関し、疲労破壊試験に関しては (7) 式右辺第 1 項を用い、また破壊靱性試験に関しては (1) 式を時間に関して微分した式に試験時の一定荷重速度を代入することにより、それぞれ破壊の発生した時点での応力拡大係数の時間に関する変化率 $\dot{K}_c$ を算出した。 K_c および K_{fc} を $\dot{K}_c$ の関数としてプロットしたものを Fig. 6 (a)~(c)、Fig. 7 (a), (b) に示す。

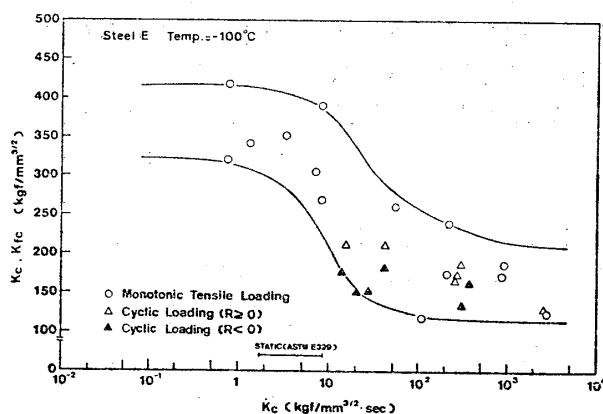
Fig. 6 および Fig. 7 で、単調増加荷重下の破壊靱性値 K_c は○印で、繰返し荷重下の疲労破壊靱性値 K_{fc} のうち荷重比 R が正のものは△印、負のものは▲印で示した。また、おのおののうち×印を付したものは、全面降伏後に脆性破壊が発生したことを示す。E 鋼および H 鋼とも、 K_c 値、 K_{fc} 値は各温度において比較的バラツキの少ない、ワイブル分布を仮定した場合変動係数が 0.1~0.3 程度の一つのバンドとして整理でき、同一 $\dot{K}_c$ で比較すると K_{fc} 値と K_c 値はほぼ同じ値である。 K_c 値、



(a)



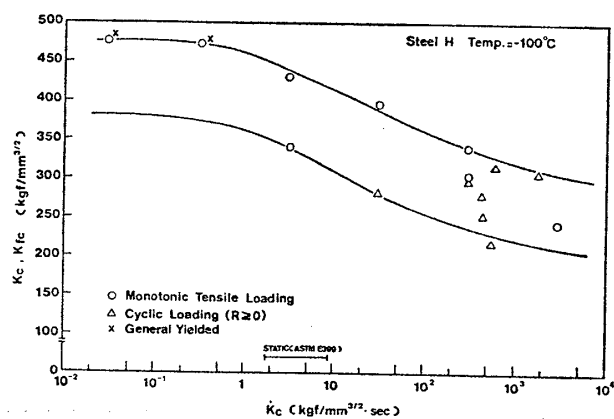
(b)



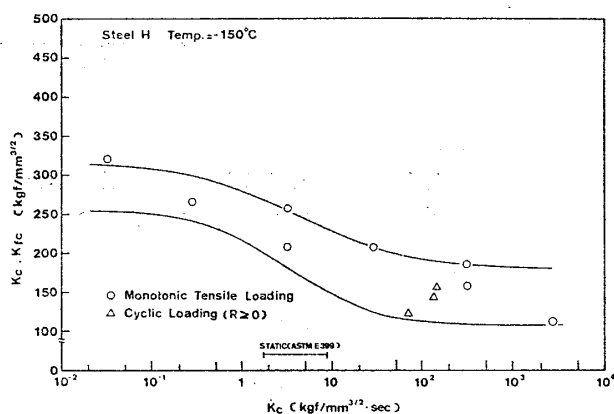
(c)

Fig. 6(a) Relationship between K_c , K_{fc} and $\dot{K}_c$ (Steel E, $T=-50^\circ\text{C}$)(b) Relationship between K_c , K_{fc} and $\dot{K}_c$ (Steel E, $T=-75^\circ\text{C}$)(c) Relationship between K_c , K_{fc} and $\dot{K}_c$ (Steel E, $T=-100^\circ\text{C}$)

K_{fc} 値は $\dot{K}_c$ が増加するに従い減少するが、その $\dot{K}_c$ 依存性は温度によって大きく異なり、またE鋼とH鋼の鋼種による違いも認められる。またE鋼の -100°C の試験結果(Fig. 6(c))によると、この場合には荷重比の正負の違いによる疲労破壊靱性値 K_{fc} の差異はほとんどな



(a)



(b)

Fig. 7(a) Relationship between K_c , K_{fc} and $\dot{K}_c$ (Steel H, $T=-100^\circ\text{C}$)(b) Relationship between K_c , K_{fc} and $\dot{K}_c$ (Steel H, $T=-150^\circ\text{C}$)

いようである。

いま、一定荷重振幅の正弦波のもとで疲労亀裂が a_1 , a_2 , a_3 と順次進展していく過程において、亀裂先端での応力拡大係数 K とその時間的変化率 $\dot{K}$ を考えてみる。 K および $\dot{K}$ の値は(5)式を代入した(1)式と(7)式に従って、疲労亀裂の進展に伴って増加し、ある応力拡大係数レベル以上において Δa だけ亀裂が進展すると仮定するならば²⁵⁾, K - $\dot{K}$ 曲線は Fig. 8(a) に模式的に示す(実線)ような軌跡を描きながららせん状に増大していく。一方、材料の破壊靱性値 K_c の $\dot{K}_c$ 依存性が Fig. 8(b) に示されるように与えられるとすると、疲労亀裂の進展とともに増大していく K 値が Fig. 8(c) に示すように K_c - $\dot{K}_c$ 曲線と接したときに破壊が生じると考えられる。そして疲労破壊靱性値 K_{fc} は K_c - $\dot{K}_c$ 曲線上に存在することになる。また破壊時の荷重 P_c が Fig. 8(d) に示すように最大荷重 $P_{\max}$ より常に小さいという観察結果を説明することができる。

次に、亀裂長さが同一である試験片に最大荷重 $P_{\max} = 4,000 \text{ kgf}$, 周波数 $\nu = 1 \text{ Hz}$ で荷重比 R が 0.5, 0.3, 0 および -0.5 のおのおのの正弦波荷重が加わった場合の

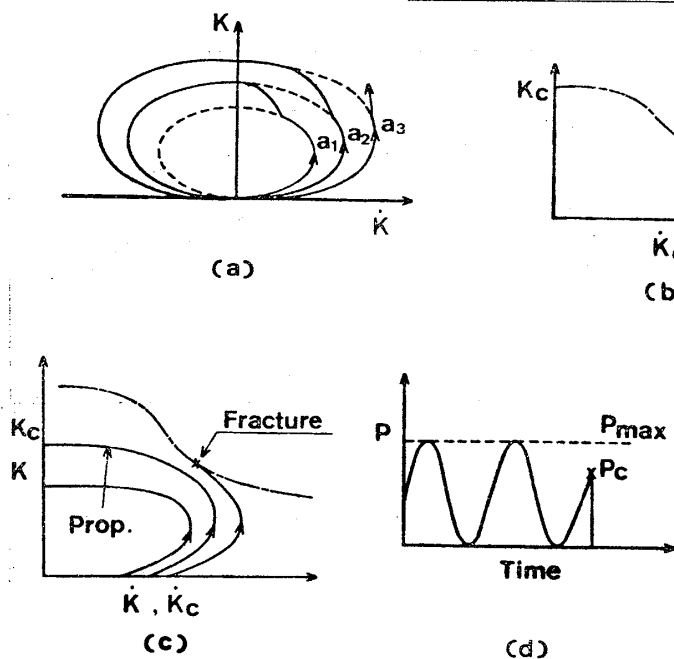


Fig. 8 Brittle fracture initiation mechanism during fatigue crack propagation

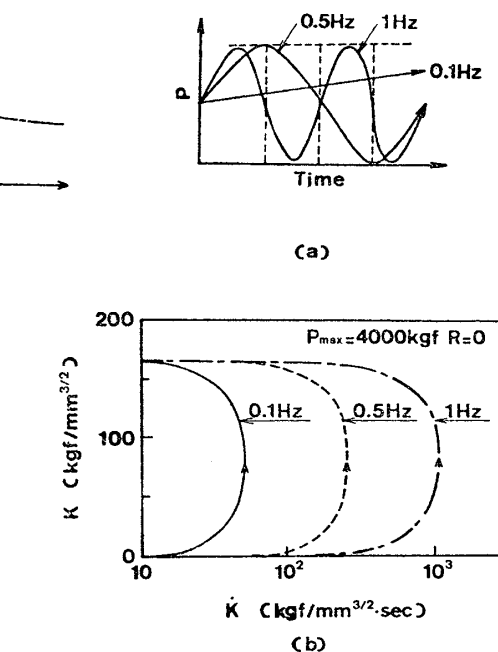


Fig. 10 Effect of frequency ν on K - $\dot{K}$ locus

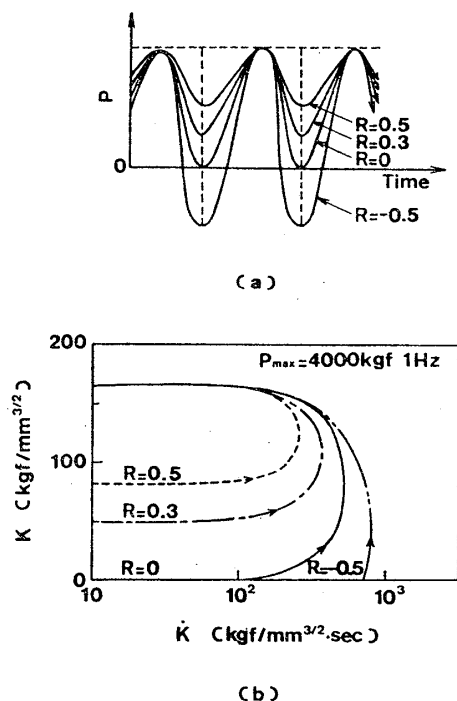


Fig. 9 Effect of load ratio R on K - $\dot{K}$ locus

荷重-時間曲線および半サイクル間の K 値の $\dot{K}$ に関する軌跡をそれぞれ Fig. 9(a) および (b) に示す。同様に $P_{\max}=4,000\text{ kgf}$, $R=0$ で周波数 ν が 0.1, 0.5 および 1Hz の各正弦波荷重が同一試験片に加わった場合の荷重-時間曲線および半サイクル間の K 値の $\dot{K}$ に関する軌跡をそれぞれ Fig. 10(a) および (b) に示す。Fig. 9 (b) と Fig. 10(b) を比較した場合、材料の K_c 値の $\dot{K}_c$ 依存性の特性にもよるが、破壊の発生が K_c - $\dot{K}_c$ 曲線の遷移域にあるならば荷重比 R より周波数 ν , いいかえるならば荷重速度の方が破壊に及ぼす影響が大であること

がわかる。同様に、最大の荷重速度が一定ならば正弦波よりは三角波もしくは台形波の方が破壊に対して厳しい条件の荷重波であるといえる。

このように、 K_c 値もしくは K_{fc} 値を $\dot{K}_c$ の関数として整理すると、従来から観察されている結果がうまく説明できる。すなわち、比較的高温においては遷移温度域と比較して K_c 値は $\dot{K}_c$ 依存性が少ないために (Fig. 5 参照) K_{fc} 値と K_c 値とは差がなく、 K_c 値の $\dot{K}_c$ 依存性が大きな低温域においては、周波数が低い時には K_{fc} と K_c はほぼ等しくなり、他方周波数が高くなると K_{fc} 値は高 $\dot{K}_c$ における K_c と等しくなるため静的な (低 $\dot{K}_c$) の試験条件で得られる K_c 値よりも小さくなることにより、 $K_{fc}<K_c$ の傾向を説明できる。なお Fig. 6 および Fig. 7 には ASTM E 399 に規定されている静的試験である条件の荷重速度 $\dot{P}$ の範囲を今回使用した試験片に合わせて $\dot{K}$ に換算した範囲を示してあるが、この静的な $\dot{K}$ の範囲の試験で得られる K_c 値と $\dot{K}_c$ の大きな範囲で得られる疲労破壊靱性値 K_{fc} との直接の比較は適当でないと思える。

4.3 疲労寿命に及ぼす荷重比の影響

E鋼の -100°C における荷重比の異なる疲労亀裂進展速度 da/dN を応力拡大係数範囲 ΔK にて整理²⁶⁾した結果を Fig. 11 に示す。同図より、疲労亀裂進展速度には荷重比の影響が認められ、どの温度においても R 値の大きいほどその速度は速い傾向が存在し、従来の報告^{8), 27)}と似た傾向がうかがえる。一方、疲労亀裂前方に添付した歪ゲージより脆性破壊発生直前まで実測した亀裂開口時の荷重 P_{op} は、同一荷重条件下ではほぼ一定値を示した。そこで、疲労亀裂の進展には亀裂先端が開裂してい

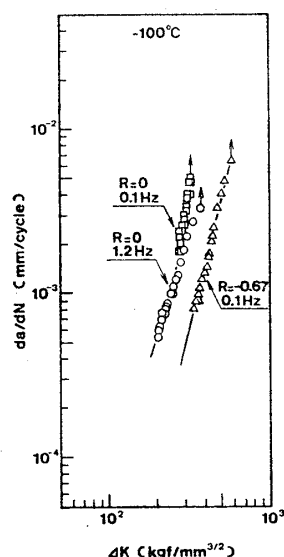


Fig. 11 Relationship between crack extension rate da/dN and stress intensity factor range ΔK (Steel E, $T = -100^\circ\text{C}$)

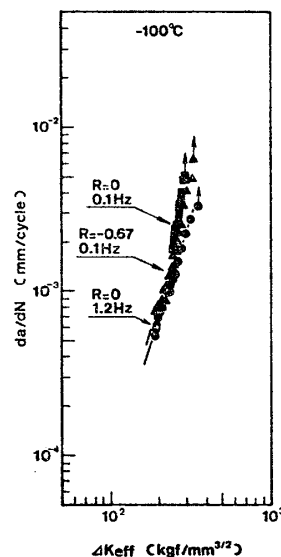


Fig. 12 Relationship between crack extension rate da/dN and effective stress intensity factor range ΔK_{eff} (Steel E, $T = -100^\circ\text{C}$)

る間の荷重変動 ($P_{\text{max}} - P_{\text{op}}$) が有効に寄与すると考え、疲労亀裂進展速度を ($P_{\text{max}} - P_{\text{op}}$) に相当する応力拡大係数範囲 (有効応力拡大係数範囲) ΔK_{eff} で整理することを試みた。亀裂開口比 $U = (P_{\text{max}} - P_{\text{op}}) / (P_{\text{max}} - P_{\text{min}})$ を用いて有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} を $\Delta K_{\text{eff}} = U \Delta K$ として da/dN を整理し直した結果を Fig. 12 に示す。疲労亀裂進展速度 da/dN の ΔK_{eff} による整理は、荷重比のいかんにかかわらずほぼ1本の直線で示されることがわかる。

そこで、疲労亀裂先端で決定される $K - \dot{K}$ 曲線が $K_c - \dot{K}_c$ 曲線に接するときに脆性破壊が発生すると仮定し、そのときまでの荷重繰返し数 $N_{f\text{cal}}$ をE鋼 -100°C の結果に対して算出し、実測された破壊発生までの繰返し数 $N_{f\text{ob}}$ との比較を行った。すなわち、ある亀裂長さ a_i 時における亀裂先端の K と $\dot{K}$ は(5)式を代入した(1)式と $da/dN = C(\Delta K_{\text{eff}})^m$ とおいた(7)式から求めることができる。そこで時々刻々変化するき裂先端での K と $\dot{K}$ が1サイクルの荷重繰返しの下で以下に示す K_c と $\dot{K}_c$ の近似式と接するかどうかを判別し、もし接しないと判別されたらき裂長さを a_i から $a_i + \Delta a$ に進展させ ($\Delta a = 0.1\text{mm}$) 再び K_c と $\dot{K}_c$ の近似式と接するかどうかの判別を逐次行う方法を用い、破壊発生時を検出した。一方、き裂長さが a_i から $a_i + \Delta a$ まで進展するのに要する荷重繰返し数 N_i は、パリズ則²⁶⁾における ΔK を $\Delta K_{\text{eff}} (= U \Delta K)$ とおいた次式を数値積分することから求め、

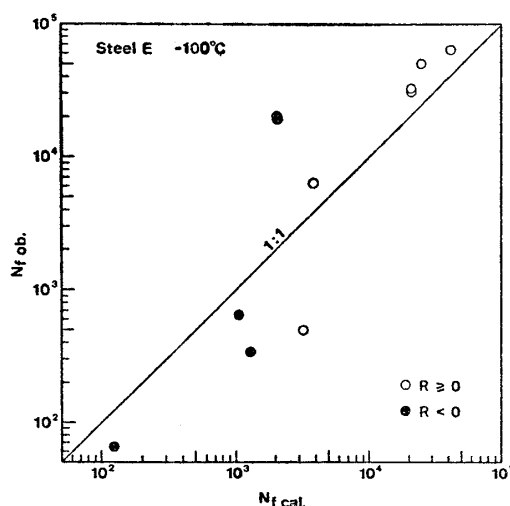


Fig. 13 Comparison between observed load cycles and calculated load cycles up to the brittle fracture initiation

$$N_i = \frac{1}{C} \int_{a_i}^{a_i + \Delta a} (\Delta K_{\text{eff}})^{-m} da \quad (8)$$

更に破壊の発生するまでの N_i を加え合わせて $N_{f\text{cal}}$ とした。 K_c の $\dot{K}_c$ の依存性に関しては Fig. 7(c) の K_c 値のはば中央値を与える以下の式にて近似し、上記の $K - \dot{K}$ 曲線が近似式と接するまでの荷重繰返し数を求めた。

$$\begin{aligned} K_c &= 350 & \text{for } \dot{K} < 10 \\ K_c &= -100 \log(\dot{K}_c) + 450 & \text{for } 10 \leq \dot{K} \leq 500 \\ K_c &= 180 & \text{for } \dot{K} > 500 \end{aligned} \quad (9)$$

ここで K_c および $\dot{K}_c$ の単位はそれぞれ $\text{kgf}/\text{mm}^{3/2}$ および $\text{kgf}/\text{mm}^{3/2} \cdot \text{sec}$ である。得られた $N_{f\text{cal}}$ と $N_{f\text{ob}}$ との関係を Fig. 13 に示す。バラツキはあるものの両者の間にはほぼ1対1の良い相関が認められるので、上記の手法によって荷重比 (疲労荷重による残留応力の寄与)、周波数の影響を加味した脆性破壊発生までの荷重繰返し数をうまく推定することができると考えられる。なお疲労亀裂進展に用いた C, m の値は $C = 3 \times 10^{-10}$, $m = 3$ である。

次に構造物の低温環境中での疲労強度に対する安全性設計への基礎的なデータを得るために、E鋼の -100°C における疲労寿命線図を前述した手法に基づき算出した結果を Fig. 14 に示す。同図横軸は、初期亀裂に対し負荷された繰返し荷重の最大値に相当する応力拡大係数 K_{max} を試験片が全断面降伏する時の応力拡大係数 K_{GY} で無次元化した量すなわち初期荷重レベルの大きさを、縦軸は破壊が発生するまでの荷重の繰返し数をそれぞれ表わしている。計算の条件としては、荷重比 R は 0.5, 0, -0.5, 周波数は 0.01Hz から 10Hz までの範囲とした。脆性破壊発生までの荷重繰返し数は初期荷重レベルの減少とともに増大する傾向を示すが、破壊発生まで

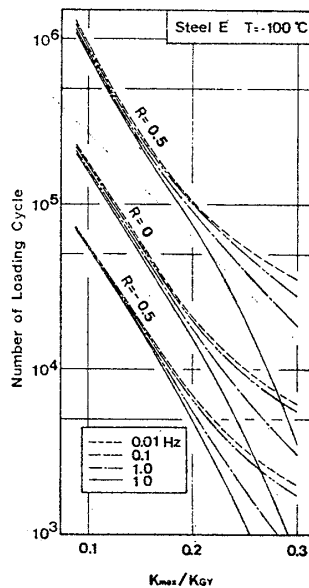


Fig. 14 Effect of load ratio and frequency on number of load cycles until the brittle fracture initiation (Steel E, $T = -100^\circ\text{C}$)

の繰返し数に対する周波数の寄与は小さくなる傾向が認められる。一方初期荷重レベルの増大とともに寿命は減少し、周波数の寄与が如実に現われてくる。これは ΔK レベルがある程度大きくなるとき裂進展速度が速くなることと、 $K-\dot{K}$ 曲線が $K_c-\dot{K}_c$ 曲線と接する位置 ($\dot{K}_c$) が高 $\dot{K}_c$ から低 $\dot{K}_c$ へ移行することに起因している (Fig. 6(c) 参照)。一方、 $K_c-\dot{K}_c$ 曲線上の遷移領域において破断までの繰返し数に及ぼす周波数の影響が大きいという傾向は、Fig. 14 の疲労寿命線図上にも現われている。

以上の結果より、低温環境中で疲労強度が問題となる構造物の設計に対しては、できる限り初期荷重レベルを低くおさえ、応力比が正になるようにすることが望ましく、そうすることによりたとえ亀裂が発見された場合においても破断までの繰返し数の予測には周波数の影響の少ないより精度の良い推定が可能となると思える。

4.4 予荷重の脆性破壊に及ぼす影響

繰返し荷重下での亀裂進展においては、疲労亀裂べりもしくは亀裂先端に形成される残留応力によると思われるき裂開閉口効果が存在することが報告されており²⁸⁾、今回の実験でも Fig. 4 に示すようにこの効果が確認された。それにもかかわらず Fig. 6 および Fig. 7 に示した結果のごとく同じ $\dot{K}_c$ では K_{fc} は K_c とほぼ等しい値を示している。そこで破壊靱性に及ぼす残留応力の影響を調べる目的で、E 鋼については -50°C 、 -75°C 、 -100°C 、H 鋼については -100°C 、 -150°C において

Case1) 低温下で遅い荷重速度で予荷重を与えた後、同じ温度、同じ荷重速度で再負荷する、

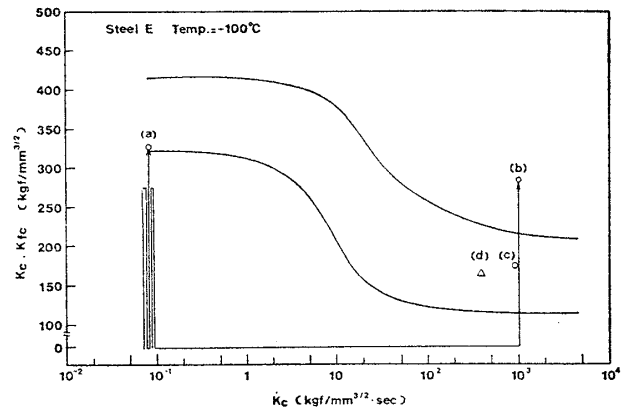


Fig. 15 Effect of monotonic tensile preloading on fracture toughness K_c

Case2) 低温下で遅い荷重速度で予荷重を与えた後、同じ温度、速い荷重速度で再負荷する、2種類の破壊靱性試験を実施した。

すべての結果はほぼ同一であったので、代表例として E 鋼の -100°C について Fig. 15 に示す。Case1 の場合の破壊靱性値は予荷重を与えなかった処女材の K_c 値とほぼ同じ値を示したが、Case2 の場合は処女材の K_c 値よりかなり大きな値を与えた。一方、室温において引張予荷重を与えた後除荷し低温において再負荷した場合、破壊靱性値が処女材の K_c 値を上回るという報告が越賀^{29),30)}、金沢ら³¹⁾および中村ら¹¹⁾によってなされており、この結果と Case2 の結果は極めて類似している。

一般に温度の低下と荷重速度の上昇とは、材料の破壊現象や降伏応力に同じ傾向の効果を与えると考えられ、このことは今回の実験で得られた破壊靱性 K_c に及ぼす荷重速度の影響 (Fig. 5, 6, 7 参照) によっても確認された。室温で引張予荷重を与えた後、低温で再負荷する場合の実験結果を越賀^{29),30)}は ρ^+ 理論により予測しているが、材料特性値 ρ_c^+ が温度のみならず荷重速度の関数でもあると考えるならば、今回の Case2 の実験結果も ρ^+ 理論によって完全に説明することができる。一方、疲労試験においては、1 サイクルごとに亀裂が進展しているので破壊の発生する直前の 1 サイクル間に予荷重の効果が期待でき、亀裂先端のみに注目するならば、大きさとしては静的に与えた予荷重によるのとはほぼ同じ残留応力が存在すると考えられる (P_{max} において $\dot{P} \approx 0$)。しかしながらこの予荷重は最終破断時と同じ温度、同じ荷重速度変化で与えられたものであり、 ρ^+ 理論によれば残留応力による ρ^- 値が閾値とはならず、破壊靱性に影響を及ぼさない種類のものである。このことは、同じ荷重速度では K_{fc} と K_c とが一致するという今回の実験結果と矛盾しない。

(a) Case1, (b) Case2, (c) 速い荷重速度で処女材を破断した場合、および (d) 高い周波数での疲労試

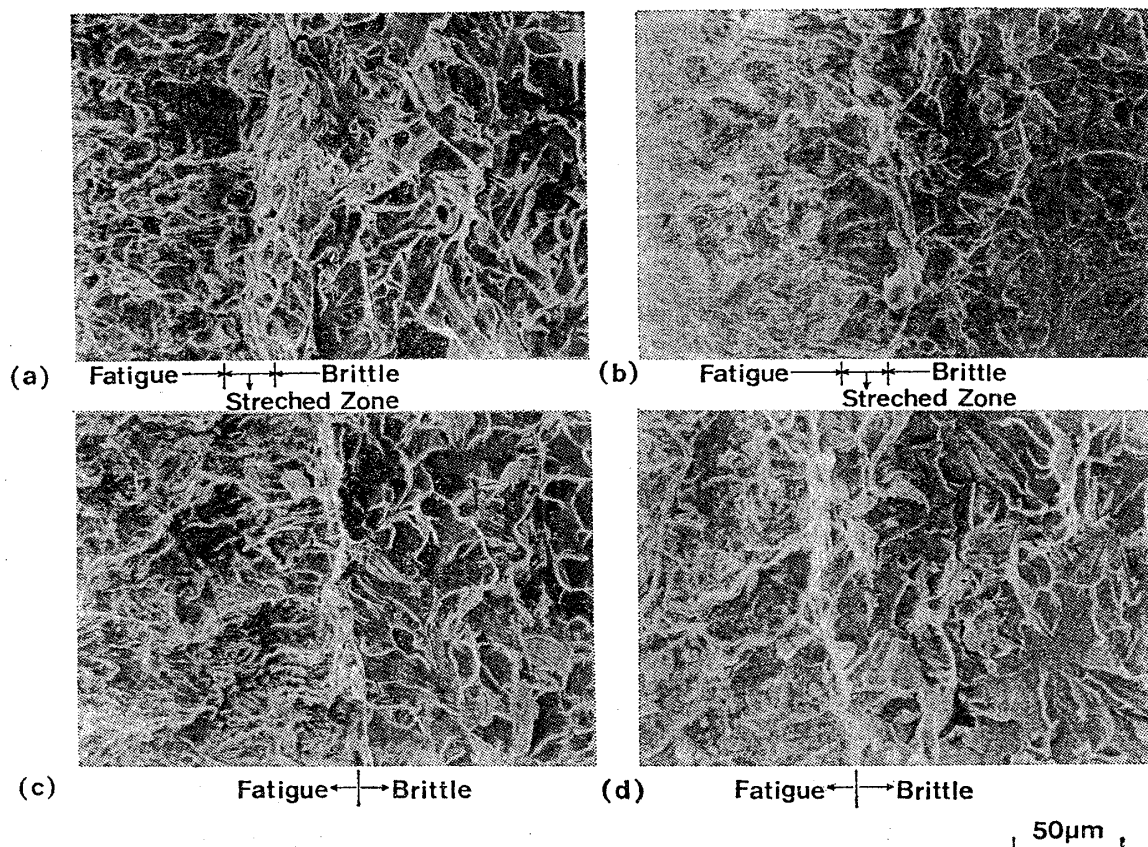


Photo. 2 Observation of fracture surfaces

験（それぞれ Fig. 15 の (a)～(d) に対応）の試験片の最終破断部破面の走査電顕写真を Photo. 2(a)～(d) に示す。高い破壊靱性値を示した Case1 (Photo. 2(a)) および Case2 (Photo. 2(b)) においては $10\sim 15\mu$ 程度のストレッチゾーンが観察されるが、低い破壊靱性値で破断した (c), (d) においては（それぞれ Photo. 2(c), Photo. 2(d)）ストレッチゾーンは見られず、疲労予亀裂あるいは疲労亀裂から直接脆性破壊に移行している。亀裂先端の鈍化によって破壊靱性値が増加するならば、Case2の結果は、遅い荷重速度による予荷重により亀裂先端が鈍化したために破壊荷重が増大したためと考えることができる。しかしながら中村ら¹¹⁾により $250\text{ kgf/mm}^{3/2}$ 以下の K 値を与えるような予荷重による亀裂先端塑性鈍化は K_c 値に影響を及ぼさないことが報告されており、亀裂先端の鈍化のみによって今回の実験結果を説明することは困難である。

本報告で述べたすべての試験において Brittle step は全く認められなかった。この中には比較的低い $K_{\max}$ による疲労試験も含まれており、もし亀裂先端に繰返し負荷に起因して微小へき開亀裂などが生じるような材料の劣化があれば、佐藤らのモデル⁹⁾によると、今回の実験でも Brittle step が見られたはずである。したがって本実験に使用した材料に関しては、繰返し負荷に伴う亀裂先端の材料劣化はあまり生じなかったと考えられる。

本実験においては、荷重速度が破壊靱性値に極めて大きな影響を及ぼしていた。一方、疲労破壊靱性値と破壊靱性値とが異なる原因として種々考えられている因子、すなわち亀裂先端の残留応力、亀裂先端塑性鈍化、亀裂先端の材料劣化は、今回の実験では支配的因子ではないと思われる。これらのことは、同じ $\dot{K}_c$ では K_{fc} と K_c に有意差が認められなかったという本実験結果をよく説明していると考えられる。

5 結 言

低温環境中で疲労試験および単調増加荷重下での破壊靱性試験を周波数や荷重速度を広い範囲で変えて実施した結果、以下の結論を得た。

(1) 疲労から脆性破壊への移行は常に最大荷重に達する以前で生じており、したがってそのときの荷重速度は零でない有限の値をもっている。

(2) 荷重速度の方が繰返し荷重に伴う残留応力よりも脆性破壊の発生に強い影響を示した。

疲労破壊靱性値 K_{fc} と、単調増加荷重下の破壊靱性値 K_c とを応力拡大係数 K の時間に関する変化率 $\dot{K}$ の関数として評価すると、両者の間に有意差はない。

(3) 繰返し荷重に伴う残留応力は疲労亀裂進展速度に大きな影響を及ぼした。この残留応力の影響を考慮したパリス則による疲労寿命の推定値は実験値と良い一致

を示した。

この結果をもとに、構造物の低温環境下での疲労強度に対する安全性設計への基礎的指針を得るために疲労寿命線図を試みに作成した。

(4) 破壊靱性に及ぼす引張予負荷の影響や疲労予負荷の影響は ρ^+ 理論により説明できる。

参 考 文 献

- 1) F. G. Forman, V. E. Keaney and R. M. Engle: Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures, Trans. ASME Ser. D, Vol. 89 (1967), p. 459.
- 2) 川崎, 中西, 沢木, 畑中, 横堀: 低温 (室温 $\sim$ 180°C) における高強度鋼の破壊靱性と疲れ亀裂伝播について, 日本機械学会論文集 (第1報), 41巻, 352号 (昭50-12), p. 3324.
- 3) 横堀, 佐藤, 西田, 樹本, 五十嵐: 低温用 5.5% Ni 鋼の溶接各部における疲労亀裂伝播特性・疲労破壊靱性の温度依存性, 日本機械学会論文集, No. 790-2 (1979), p. 38.
- 4) 安藤, 小倉, 木暮: J 積分による疲れ破壊靱性の評価 (第3報) (SS41 鋼の場合), 日本機械学会講演論文集, No. 790-2 (1979), p. 44.
- 5) 安藤, 小倉, 木暮: J 積分による疲労破壊靱性の評価 (第4報) (初期亀裂長さ及び荷重振幅の影響), 日本機械学会講演論文集, No. 790-13 (1979), p. 141.
- 6) 安藤, 小倉, 森, 小岩: J 積分による疲労破壊靱性の評価 (第5報, 試験片寸法の影響), 日本機械学会講演論文集, No. 800-11 (1980), p. 134.
- 7) 安藤, 小倉, 小堀: J 積分による疲労破壊靱性の評価 (第1報, SM50 鋼の J_{fc} 値とその温度および応力依存性), 日本機械学会論文集 (A編), 46巻, 409号 (昭55-9), p. 933.
- 8) 橋内: 低温下における軟鋼突合せ溶接継手の疲労亀裂伝播挙動と破壊靱性, 日本機械学会講演論文集, No. 820-2 (1982), p. 121.
- 9) 佐藤, 豊田, 名山: 低靱性切欠材における疲れ亀裂からへき開破壊への遷移挙動, 日本造船学会論文集, 第146号 (昭54), p. 490.
- 10) 安藤, 小倉: 3% Si 鉄における疲労亀裂の不安定化と疲労破壊靱性, 材料, 第25巻, 第268号 (昭51), p. 99.
- 11) 中村, 小林, 小平, 中沢: A533 B-1 鋼の破壊靱性におよぼす予荷重履歴の影響, 日本機械学会論文集 (A編), 47巻, 416号 (昭56-4), p. 416.
- 12) 吉識, 金沢, 町田, 多田, 山内, 永元, 矢島: 鋼材の脆性破壊発生特性におよぼす疲労の影響, 造船協会論文集, 第121号 (昭42), p. 235.
- 13) 金沢, 町田, 矢島, 青木, 川辺: 鋼材の脆性破壊発生におよぼす疲労の影響 (第2報), 日本造船学会論文集, 第126号 (昭44), p. 397.
- 14) J. E. Campbell: Fracture Toughness of High-Strength Alloys at Low Temperature-A Review, in Fatigue and Fracture Toughness-Cryogenic Behaviour, STP 556, ASTM (1974), p. 3.
- 15) ASTM E 399-81, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards Part-10, ASTM (1982), p. 592.
- 16) J. G. Merkle and H. T. Corton: J -Integral Analysis for the Compact Specimen, Considering Axial Force as well as Bending Effects, Trans. ASME, Ser. J, Vol. 96 (1974), p. 286.
- 17) A. P. Green and B. B. Hundy: Initial Plastic Yielding in Notch Bend Tests, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 4 (1956), p. 128.
- 18) 中沢, 小林, 西村, 片桐, 杉浦: 大形鋼板の疲れ亀裂進展挙動の破壊力学ならびにフラクトグラフィ的検討, 日本機械学会論文集, 40巻, 338号 (昭49-10), p. 2712.
- 19) 太田, 小菅, 佐々木: 疲れ亀裂伝播が急速破壊に移行する条件について (第2報, HT80 の場合), 日本機械学会講演論文集, No. 790-2 (1979), p. 41.
- 20) 白鳥, 三好: すべり線解析に基づくCT試験片の J 積分評価, 日本機械学会論文集 (A編), 45巻, 389号 (昭54-1), p. 50.
- 21) 安藤, 小倉, 中島: 軟鋼材における疲労亀裂進展挙動の温度依存性, 日本機械学会論文集 (A編), 46巻, 401号 (昭55-1), p. 1.
- 22) ASTM E 647-81, Standard Test Method for Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above 10^{-8} m/cycle, Annual Book of ASTM Standards Part-10, ASTM (1982), p. 772.
- 23) A. R. Rosenfield and G. T. Hahn: Numerical Descriptions of the Ambient Low-Temperature, and High-Strain Rate Flow and Fracture Behavior of Plain Carbon Steel, Trans. ASM, Vol. 59 (1966), p. 962.
- 24) N. Urabe and H. Ichinose: Strain Rate Effect on J_{IC} in Structural Steels, Trans. ISIJ, Vol. 18 (1978), p. 279.
- 25) J. Weertman: Fatigue Crack Growth Theory for Ductile Material, in Three-Dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture, North-Holland (1981), p. 111.
- 26) P. Paris and F. Erdogan: A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, Trans. ASME Ser. D, Vol. 85 (1963), p. 528.
- 27) 長谷川, 児玉, 川田: 低温度における疲労亀裂進展挙動, 日本機械学会論文集 (第1部), 43巻, 370号 (昭52-6), p. 2003.
- 28) W. Elber: The Significance of Fatigue Crack Closure, in Damage Tolerance in Aircraft Structures, STP 486, ASTM (1971), p. 230.
- 29) 越賀: 予荷重が脆性破壊事故防止に果たす役割のDugdale模型による機構の考察, 日本造船学会論文集, 第127号 (昭45), p. 239.
- 30) F. Koshiga: A Proposed Simple Theory of Overstressing Technique to Secure Pressure Vessels Against Brittle Failure, in Practical

Application of Fracture Mechanics to Pressure Vessel Technology, The Inst. Mech. Engineers (1971), p.168.

31) 金沢, 三村, 町田, 宮田, 萩原: 脆性破壊発生のカライテリアに関する考察, 日本造船学会論文集, 第 129 号 (昭 46), p.237.