

Research Report of the Research Institute of  
Industrial Safety, RIIS-RR-86, 1986.  
UDC 539.43.015 : 539.388.1

## 低温における構造用鋼の疲労き裂伝播挙動と破壊靱性\*

橘 内 良 雄\*\*

### Fatigue Crack Growth Behavior and Fracture Toughness of Structural Steels under Low Temperatures

by Yoshio KITSUNAI\*\*

**Abstract** : As structures or machines in cold climate are subjected to variable amplitude loadings, it is an important problem to prevent an unstable fracture caused by fatigue crack because of reduced fracture toughness of the materials. Therefore reliable data on the fatigue crack growth behavior and fracture toughness at low temperatures are required for safely designing or determining the inspection period of such structures. In this study, the fatigue crack growth rates and fracture toughness of structural steels are examined at temperatures of 123, 153 and 293 K, and the influences of specimen geometry and thickness, and stress ratio and frequency on the formation of cyclic cleavage during the fatigue crack growth, and the conditions of the final failure are evaluated. Moreover, the relation between fracture toughness,  $K_c$ , and maximum stress intensity factor,  $K_{max}$  at which the first cleavage appears is examined.

The materials used in this study are JIS SM50 and HT60 steels which are widely used in structures. Two types of specimens, center-cracked tension (CCT) specimens with 4 and 8 mm thickness and 100 mm width, and compact tension (CT) specimens, with 4, 8 and 14 mm thickness, respectively and 100 mm width were machined out from the each steel for the fatigue crack growth tests. The CT specimens for fracture toughness tests were prepared with 12.7 mm thickness and 51 mm width. The tests were carried out using a 196 kN closed-loop servo hydraulic fatigue testing machine. The test temperatures were controlled by changing the flow volume of liquid nitrogen into a refrigeration chamber. The fatigue crack growth tests were performed at stress ratios,  $R$ , of 0.05, 0.5, and 0.7, respectively. The load was varied sinusoidally and the frequency was 0.8~20 Hz. An electron fractographic analysis was employed to determine the mechanism of fatigue crack growth.

The main results obtained in this study are as follows:

- (1) At 123 K, the fatigue crack growth rate was considerably affected by the stress ratio, and was a marked acceleration to high  $\Delta K$  region near the final failure because of the occurrence of a cleavage during striation formation.
- (2) The fatigue crack growth rates at temperatures of 153 and 293 K were roughly the same and the mechanism of crack growth was dominated by striation formation.
- (3) At 123 K, the cyclic cleavage appeared at value of  $K_{max}$  above  $20 \text{ MPa}\sqrt{m}$  during the fatigue crack growth, independently of material, specimen type, specimen thickness and frequency.

---

\* 本報は、日本機械学会論文集 52 巻 476 号 (A 編) 896~901 ページの論文に若干の加筆をしたものである。

\*\* 機械研究部, Mechanical Safety Research Division

(4) The value of  $K_{ci}$  at which the first cleavage appeared increased with an increasing  $K_{in}$  defined as  $K_{max}$  at which a precrack was introduced in the specimen. However, a threshold of  $K_{ci}$  appeared as  $K_{in}$  decreased below  $18 \text{ MPa}\sqrt{m}$ .

(5) The cyclic cleavage was found to form due to local deterioration of the material caused by cyclic straining ahead of the fatigue crack tip.

(6) The value of fatigue fracture toughness,  $K_{fc}$ , at which the final fracture occurs was found to increase as the specimen thickness did not satisfy the size requirement for small scale yieldings.

(7) Considering the scatter of  $K_c$  and frequency effect on  $K_c$ , it will be possible to prevent the initiation of an unstable fracture originated from fatigue cracks, if fracture toughness of the material used in cold climate is estimated at about 70% of  $K_c$  determined under monotonic load.

**Keywords** ; Fatigue, Crack Propagation, Low Temperatures, Cleavage, Fracture Toughness, Fracture Mechanics, Fractography.

## 1. 緒言

1980年3月27日ノルウェー沖のエコフィスク湾において、海上油田掘削基地アレキサンダーキーランド号が暴風下において突然転覆し、123人もの犠牲者を出す事故が発生した。事故後ノルウェー政府の事故調査委員会が設立され、広範な調査が実施された。その結果<sup>1),2)</sup>によれば、ハイドロファン取部に存在した欠陥を起点として疲労き裂が伝播し、その後北海特有の低温において疲労き裂から不安定破壊（脆性破壊）が生じたために転覆したことが報告されている。この事故例に代表されるように、寒冷地や低温環境下に設置された構造物が繰返し荷重を受ける場合、材料の靱性が低下するために、しばしば疲労き裂からの不安定破壊の発生が問題になる。このため構造物や機器の安全性を確保するには、低温下での疲労き裂伝播挙動を明らかにすると同時に、疲労から不安定破壊に遷移する際の材料の抵抗値、すなわち疲労破壊靱性  $K_{fc}$  を把握する必要がある。このような背景からこれまでも、低温環境下での疲労き裂伝播特性や疲労破壊靱性  $K_{fc}$ 、あるいは平面ひずみ破壊靱性  $K_{IC}$  が調べられてきた<sup>3)~12)</sup>。それらのうち、疲労から不安定破壊への遷移挙動に関する研究結果を見ると、き裂が成長して応力拡大係数の最大値  $K_{max}$  が平面ひずみ破壊靱性値  $K_{IC}$  あるいは破壊靱性値  $K_c$  に近づくと突如不安定破壊する場合<sup>3),4),6),9)</sup>と、 $K_c$  よりもかなり低い  $K_{max}$  からへき開が部分的に繰返し介在し、き裂の成長につれてへき開の占める割合が次第に増加して最終破壊へ移行する場合<sup>5),10)~12)</sup>とが報告されている。後者におけるへき開は、疲労き裂伝播過

程の最終段階近傍で出現する 경우가多く、したがってへき開の発生には負荷速度、応力三軸度、平均応力等の多くの因子が影響していると予想される。また、この種のへき開の介在は疲労き裂伝播速度  $da/dN$  を加速し、 $K_{fc}$  を低下させると考える。しかし、へき開の形成機構や形成条件についてはほとんど検討されていない。そこで本研究では試験片の形状、板厚、応力比および周波数を変えて疲労き裂伝播試験を行い、へき開の形成に及ぼす諸因子の影響を明らかにするとともに、へき開の発生と停止の機構について考察を行った。さらに破壊靱性試験を実施して、 $K_c$  とへき開の発生との関連について検討した。

## 2. 材料および実験方法

供試材は構造用鋼として広く用いられる SM 50 と HT 60 であって、それらの機械的性質を Table 1 に、化学成分は Table 2 に示す。供試材はいずれも板厚が 16 mm であって、その L-T 方向から板幅  $W=100$  mm、板厚  $B=4, 8$  および 14 mm の CT 試験片 (Fig. 1(a)) と、 $W=100$  mm、 $B=4$  および 8 mm の CCT 試験片 (Fig. 1(b)) を作製して疲労試験に用いた。また、破壊靱性試験には  $W=51$  mm、 $B=12.7$  mm の CT 試験片 (Fig. 2) を準備した。

疲労き裂伝播試験は低温槽を装着した電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて、試験片に負荷する最大荷重と最小荷重  $P_{min}$  との比、すなわち応力比  $R$  が 0.05、0.5 および 0.7、繰返し速度が室温 (R.T.) では 20 Hz、123 K と 153 K の低温では 0.08、5、10、15 および 20 Hz として試験を実施した。低温における温度制御は先

Table 1 Mechanical properties of materials used.  
使用材の機械的性質

Material	Test temperature (K)	Yield Strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
SM50	Room temp.	402	529	27
	153	596	727	22
	123	662	764	21
HT60	Room temp.	569	647	36
	123	710	841	23

Table 2 Chemical composition of materials used (wt. %).  
使用材の化学成分

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SM50	0.13	0.44	1.02	0.013	0.006	0.31	0.14	0.44	0.31
HT60	0.09	0.26	1.67	0.017	0.003	—	—	—	—

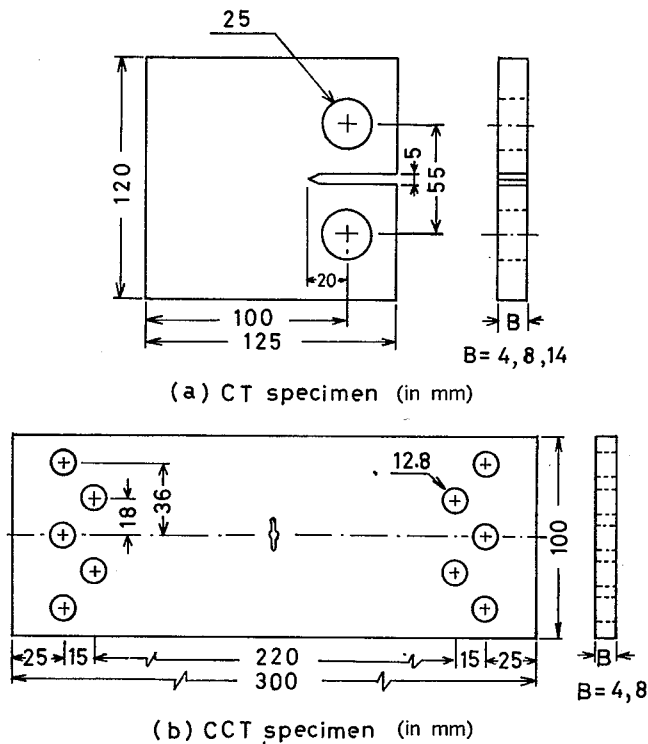


Fig.1 Configurations of specimens for fatigue crack growth test.  
疲労き裂伝播試験の試験片形状

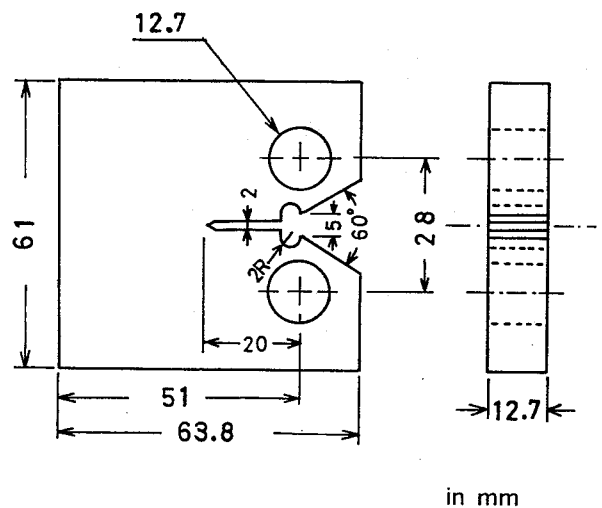


Fig.2 Configuration of specimen for fracture toughness test.  
破壊靱性試験の試験片形状

の報告<sup>10)</sup>と同様、試験機に装着した低温槽中に流入する液体窒素の量を電磁弁で調整する方法によった。この場合、試験中の温度変動は±1 K以内であった。疲労き裂長さの計測は室温では50倍の移動顕微鏡を用い、低温ではクラックゲージとピーチマーク法を併用した。また、試験中における荷重とCT試験片の背面ひずみをデータレコーダに記録した。疲労き裂伝播速度  $da/dN$  は、接線法あるいはSecant法<sup>15)</sup>により定め、結果は応力拡大係数範囲  $\Delta K$  を用いて整理した。なお、CT試験片に対する  $\Delta K$  は式(1)<sup>13)</sup>を、CCT試験片の  $\Delta K$  は式(2)<sup>14)</sup>を用いて算出した。

$$\Delta K = \frac{\Delta P(2+\alpha)}{B\sqrt{W}(1-\alpha)^{3/2}} (0.886+4.64\alpha-13.32\alpha^2+14.72\alpha^3-5.60\alpha^4) \quad (1)$$

ここで、 $\Delta P = P_{\max} - P_{\min}$ 、 $\alpha = a/W$ 、 $a$ と $W$ は荷重軸の中心線から測定したき裂長さと試験片の幅、 $B$ は試験片の板厚である。

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi a}\sqrt{\sec(\pi a/W)} \quad (2)$$

ここで、 $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ 、 $\sigma_{\max}$ と $\sigma_{\min}$ は最大および最小応力、 $a$ は板幅の中心線からのき裂長さ、 $W$ は試験片の幅である。

破壊靱性試験は、最大応力拡大係数  $K_{\max}$  が  $10 \text{ MPa}\sqrt{m}$  以下となるように室温で予き裂を入れた試験片と、 $K_{\max} = 40 \text{ MPa}\sqrt{m}$  で予き裂を導入した試験片を準備し、それらに低温で単調な静的負荷を与えて破壊靱性値  $K_c$  を計測した。

破面の観察は、透過および走査電子顕微鏡を用いた。

### 3. 試験結果

#### 3.1 疲労き裂伝播挙動

123 KにおけるSM 50の  $da/dN$  に及ぼす試験片タイプ、板厚  $B$  および応力比  $R$  の影響を Fig. 3 に示す。図に見られるように  $R$  が一定のときには試験片のタイプが異なっても、また板厚が4~14 mmの範囲変化してもそれらは  $da/dN$  にあまり反映されていない。しかし、 $da/dN$  は  $R$  の影響を強く受けており、しかも  $R$  が高い程低  $\Delta K$  域において最終破壊へ移行している。なお、これらのデータの多くは有効な  $da/dN$  を得るための条件として、ASTM-E 647<sup>15)</sup>から提案されているCT試験片〔式(3)〕およびCCT試験片〔式(4)〕の平面寸法に関する基準を満足している場合が多い。

しかし、 $B=4 \text{ mm}$  の試験片では最終破壊の近傍において、式(3)や(4)の条件から逸脱している。

$$W-a > (4/\pi)(K_{\max}/\sigma_y)^2 \quad (3)$$

$$\sigma_y > P_{\max}/(BW)(1-2a/W) \quad (4)$$

ここで、 $a$  はき裂長さ、 $\sigma_y$  は降伏応力、 $P_{\max}$  は最大荷重である。

SM 50の  $da/dN$  に及ぼす周波数の影響を Fig. 4 に示す。図中には比較のために、20 Hz で得られた室温(R. T.) および153 Kの  $da/dN$  も示す。これらの結果を見ると、周波数が約20倍変化してもそれが  $da/dN$  に及ぼす影響は明確ではなく、最終破壊近傍の高  $\Delta K$  域における  $da/dN$  が周波数の増加に伴い若干増大する程度である。なお、 $da/dN$  は周波数よりも温度に比較的敏感であって、 $\Delta K > 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$  では153 K、室温、123 Kの順で  $da/dN$  が増加しているのに対して、 $\Delta K < 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$  では123 Kの  $da/dN$  が最も遅く、 $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$  を境にして  $da/dN$  に及ぼす温度の影響が逆転している。

次に Fig. 5 は調質鋼であるHT 60の室温ならびに123 Kにおける  $da/dN$  と、フェライトパーライト組織のSM 50のそれとを比較した結果である。図から明らかなように両材はほぼ同様な挙動を示しており、微視組織や機械的性質の差異は、 $da/dN$  にほとんど影響していないことがわかる。

#### 3.2 低温における疲労破面形態の特徴

Fig. 6 は低温で行った疲労試験後のマクロ破面を示したもので、153 Kでは最終破壊だけがへき開となっているのに対して、123 KではSM 50、HT 60のいずれもへき開の跡が帯状に残されており、疲労き裂が延性と脆性を繰返しながら伝播していたことを示している。SM 50の123 Kで出現したへき開の近傍を透過および走査電子顕微鏡を用いて観察した結果、Fig. 7に見られるようにへき開の前面ではストライエーションが形成されており、ストライエーションからへき開へ遷移する領域ではストレッチゾーンと類似の白い帯状の段が形成されていた。一方、へき開から再びストライエーションへと遷移する領域では段差は認められず、ファセットの先端からストライエーションが形成されている。

ストライエーションからへき開へ移行する領域をステレオマッチング観察を行った結果、Fig. 8に示すよう

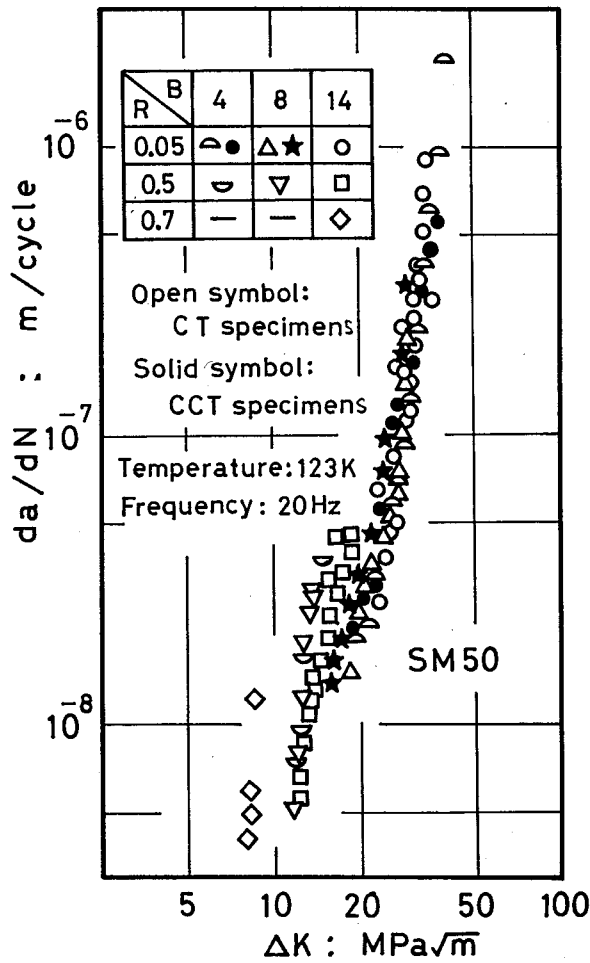


Fig. 3 Effects of specimen type and thickness, and stress ratio on  $da/dN$  in SM 50 steel at 123 K.  
123 Kにおける SM 50 鋼の  $da/dN$  に及ぼす試験片タイプ、試験片厚さおよび応力比の影響

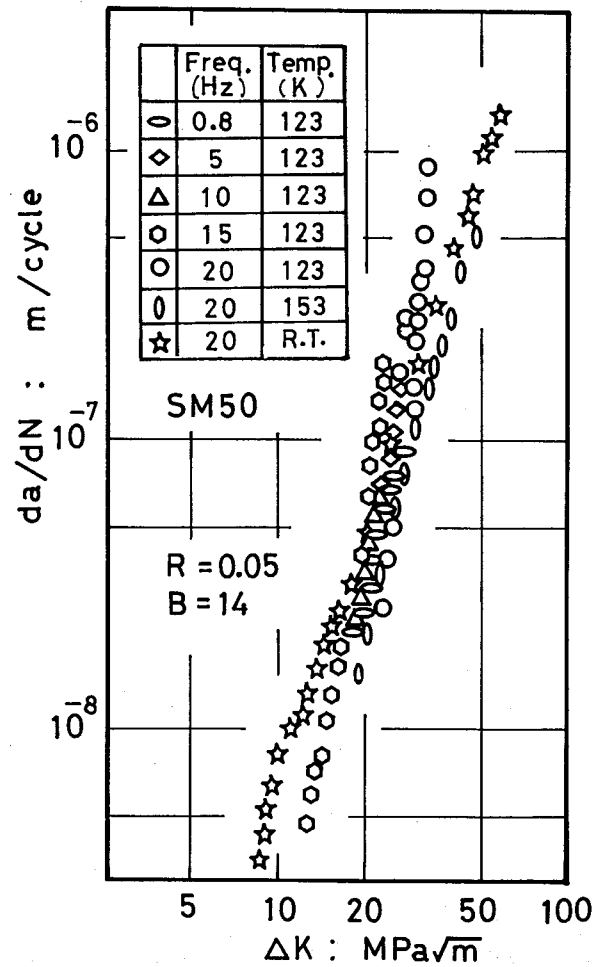


Fig. 4 Effects of frequency and temperature on  $da/dN$  in SM 50 steel.  
SM 50 鋼の  $da/dN$  に及ぼす周波数および温度の影響

に1対の破面形態は良く一致しており、それらの三次元的形状は Fig. 9 に見られるように凹と凸の状態に対応している。Fig. 8 において、へき開ファセット前方の斜面にはストレッチゾーンのようにすべり面分離によってき裂先端が開口鈍化した証拠を示す蛇行すべりやストレッチの跡は認められなかった。一方、へき開ファセット上には起点となるような炭化物や介在物等の第二相粒子は存在しなかった。これらの結果から、へき開は主き裂先端前方の塑性域中で主き裂面と若干高さの異なる位置を起点として発生したと推察され、へき開前方に存在する白い帯状の段は、主き裂とへき開き裂が合体した際に形成されたものと思われる。

#### 4. 考察

##### 4.1 へき開の形成に及ぼす荷重範囲、応力比、板厚および周波数の影響

123 K の疲労破面には SM 50 と HT 60 のいずれにおいても、ある  $K_{max}$  レベルからへき開の跡が帯状に残されていた。このようなへき開の形成が試験片の板厚や負荷条件とどのような関係にあるかを明らかにするために、帯状のへき開（以後への開帯と呼ぶ）が最初に発生する  $K_{max}$  の値を  $K_{ci}$ 、最終破壊の  $K_{max}$  を  $K_{fc}$  と定義して、最初にこれらと負荷条件との関連について検討した。その結果、Fig. 10 に見られるように、板厚  $B$  の影響が存在するものの  $K_{ci}$  や  $K_{fc}$  は荷重範囲や

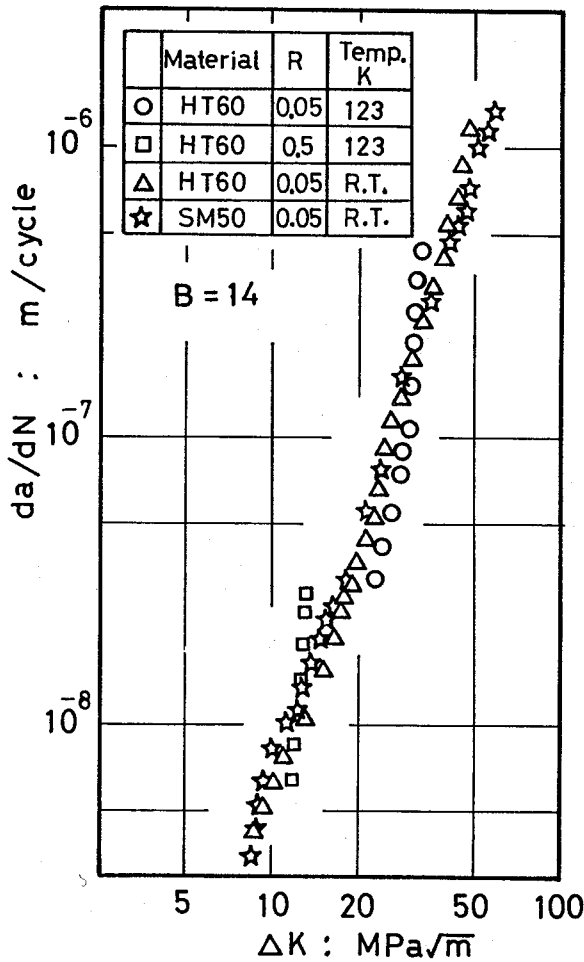


Fig. 5 Comparison of  $da/dN$  between SM 50 and HT 60 steels.  
SM 50 鋼と HT 60 鋼の  $da/dN$  の比較

応力比あるいは試験片のタイプによらずほぼ一定となっており、へき開の発生や最終破壊が  $K_{max}$  によって支配されることを示唆している。なお、ここでのへき開の発生確立が正規分布すると仮定して求めた  $K_{ci}$  の平均値は  $25.0 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 、変動係数は 0.12 であるのに対して、 $K_{fc}$  の平均は  $32.6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 、変動係数は 0.20 であって、 $K_{ci}$  の方がばらつきが少ない。次に個々の  $K_{fc}$  を比較すると、 $K_{ci}$  は  $K_{fc}$  の 65~90% の範囲に限定され、したがってへき開帯が形成されるのは最終破壊の近傍になってからであることがわかる。

へき開の発生は荷重範囲や応力比によらず、 $K_{max}$  によってほぼ規定されることが判明したが、 $K_{ci}$  が  $K_{max}$  の導入条件によって影響されるか否かを検討するために、予き裂長さと最大荷重を用いて算出  $K_{max}$  の値を初期応力拡大係数  $K_{in}$  と定義し、 $K_{ci}$  との関係について調

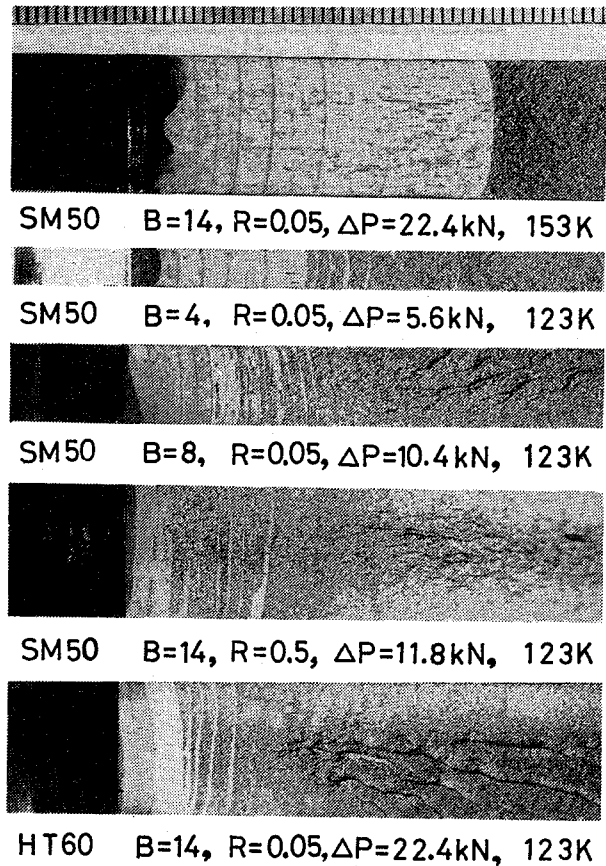


Fig. 6 Macro-fractographs showing fatigue fracture at low temperatures.  
低温における疲労破壊のマクロフラクトグラフ

べた。その結果、Fig. 11 に見られるように、 $K_{in} > 18 \text{ MPa}\sqrt{m}$  では  $K_{in}$  とともに  $K_{ci}$  も若干増加する傾向が認められるが、これは  $K_{in}$  が大きいためにき裂先端の塑性域中に圧縮残留応力が誘起され、それがへき開の発生を抑制しているためと考えられる。一方、 $K_{in} < 18 \text{ MPa}\sqrt{m}$  では  $K_{in}$  によらず  $K_{ci}$  はほぼ一定 ( $20 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ) となっており、荷重履歴の影響が現れない下限界が存在する。

また Fig. 12 は Fig. 10 に示した  $K_{ci}$  と  $K_{fc}$  を試験片の板厚  $B$  に対してプロットしたもので、 $B$  を 4 mm にしたときには  $K_{ci}$  と  $K_{fc}$  の両方が増加しており、へき開の発生や最終破壊に板厚の影響が現れている。この場合、 $B \geq 8 \text{ mm}$  では式 (5) で示す平面ひずみの条件を満足しているが、 $B = 4 \text{ mm}$  では式 (5) から逸脱しており、き裂先端の応力三軸度の減少が  $K_{ci}$  と  $K_{fc}$  の増加の原因となっている。

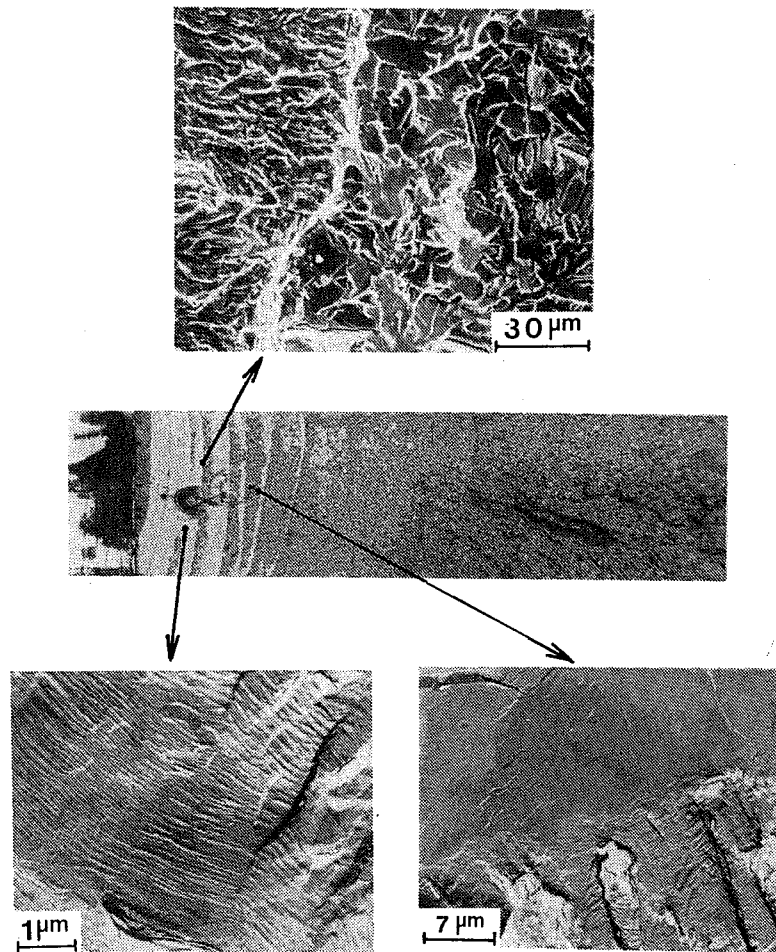


Fig. 7 Fractographs showing cyclic cleavage and striation in SM 50 steel at 123 K.

123 KにおけるSM 50鋼のへき開とストライエーションのフラクトグラフ

$$a, b, B > 2.5(K_{\max}/\sigma_y)^2 \quad (5)$$

ここで、 $a$  はき裂長さ、 $b$  はリガメント、 $B$  は板厚、 $\sigma_y$  は降伏応力である。

上記の  $K_{fc}$  は最終破壊が常に荷重サイクルの最大値で起こると仮定して算出した値である。しかし、疲労試験中の荷重と試験片の背面ひずみを計測したところ、最終破壊は荷重サイクルの最大値の70~90%に達したときに発生する場合が多く、したがって応力拡大係数の時間に対する変化率  $\dot{K} = dK/dt$  は破壊に際してある有限の値を持っている。そこで以下の方法によって  $\dot{K}$  を算出し、 $K_{fc}$  に及ぼす  $\dot{K}$  の影響を調べた。

試験片に負荷した正弦波応力において、最大と最小応力を  $\sigma_{\max}$  と  $\sigma_{\min}$ 、周波数を  $n$ 、時間を  $t$  とすると、応力  $\sigma$  は時間とともに式(6)のように変化する。

$$\sigma = \frac{(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})}{2} \sin(2\pi nt) + \frac{(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})}{2} \quad (6)$$

式(6)を時間に対して微分すると

$$\dot{\sigma} = \frac{d\sigma}{dt} = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \pi n \cos(2\pi nt) \quad (7)$$

CCT 試験片に対する応力拡大係数

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \sqrt{\sec(\pi a/W)}$$

の両辺を  $t$  で微分すると

$$\begin{aligned} \dot{K} = \frac{dK}{dt} &= \dot{\sigma} \sqrt{\pi a} \sqrt{\sec(\pi a/W)} \\ &+ \sigma \sqrt{\sec(\pi a/W)} \frac{d(\sqrt{\pi a})}{dt} \end{aligned}$$

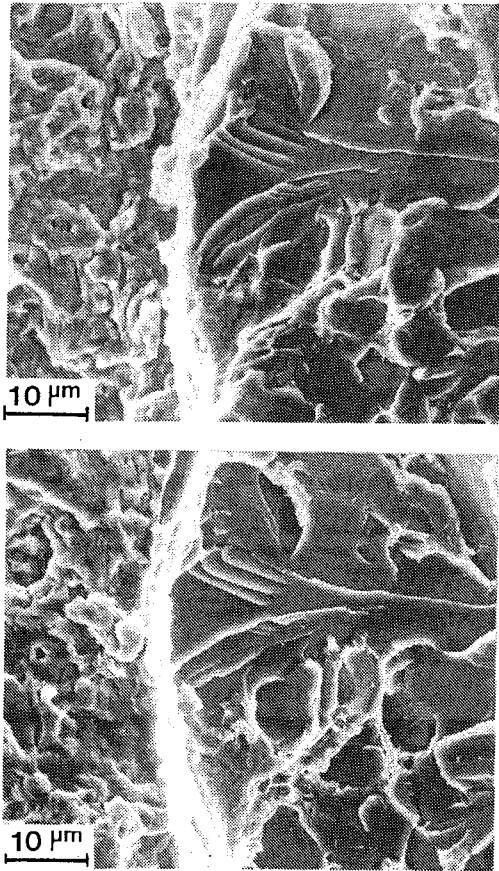


Fig. 8 Matching fractographs showing transition region from fatigue to cyclic cleavage in SM 50 steel at 123 K. ( $\Delta K=25.6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ,  $R=0.05$ )  
 123 K の SM 50 鋼において、疲労からへき開への遷移領域のマッチングフラクトグラフ

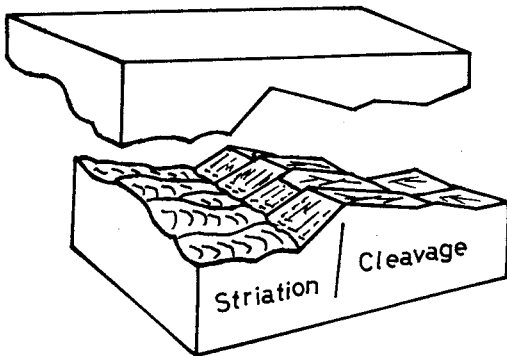


Fig. 9 Schematic illustration of transition region from fatigue to cyclic cleavage.  
 疲労からへき開への遷移領域のスケッチ

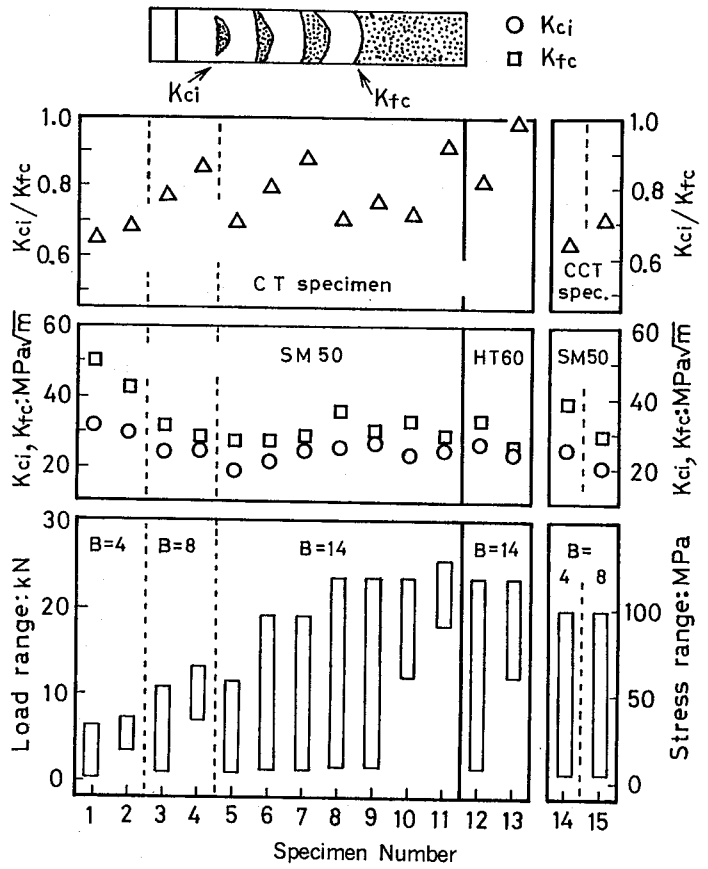


Fig. 10 Effects of load range, specimen thickness and type on  $K_{ci}$ , the value of maximum stress intensity factor at which the first cleavage appears and  $K_{fc}$ , fatigue fracture toughness.  
 $K_{ci}$  および疲労破壊靱性  $K_{fc}$  に及ぼす荷重範囲、試験片厚さおよび試験片タイプの影響、 $K_{ci}$  は最初にへき開が出現する最大応力拡大係数の値である

$$\begin{aligned}
 & + \sigma \sqrt{\pi a} \frac{d\{\sqrt{\sec(\pi a/W)}\}}{dt} \\
 & = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \pi n \cos(2\pi n t) \sqrt{\pi a} \sqrt{\sec(\pi a/W)} \\
 & + \left\{ \frac{(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})}{2} \sin(2\pi n t) + \frac{(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})}{2} \right\} \\
 & \times \frac{\sqrt{\pi a}}{2} \left\{ \frac{1}{a} + \frac{\pi}{W} \tan\left(\frac{\pi a}{W}\right) \right\} \cdot \sqrt{\sec(\pi a/W)} \\
 & \times \frac{da}{dN} \cdot \frac{dN}{dt} \tag{8}
 \end{aligned}$$

式(8)において、 $K$  が第2項、すなわち

$$\begin{aligned}
 & \left\{ \frac{(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})}{2} \sin(2\pi n t) + \frac{(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})}{2} \right\} \\
 & \times \frac{\sqrt{\pi a}}{2} \dots \times \frac{dN}{dt}
 \end{aligned}$$



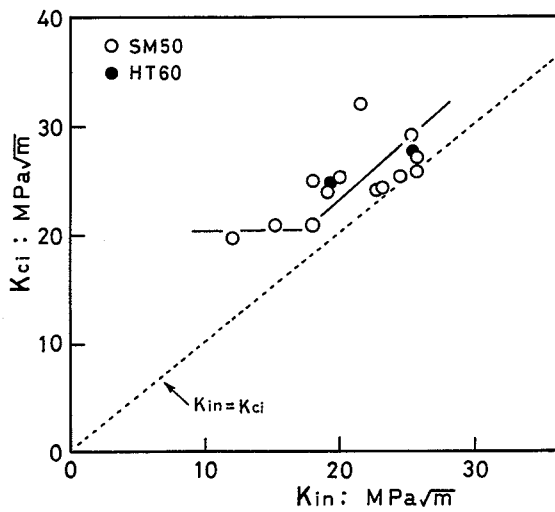


Fig. 11 Relation between  $K_{ci}$  and  $K_{in}$ , the maximum stress intensity factor calculated from both the precrack length and maximum applied load.  
 $K_{ci}$  と  $K_{in}$  の関係,  $K_{in}$  は予き裂長さとも最大荷重とから求めた最大応力拡大係数である

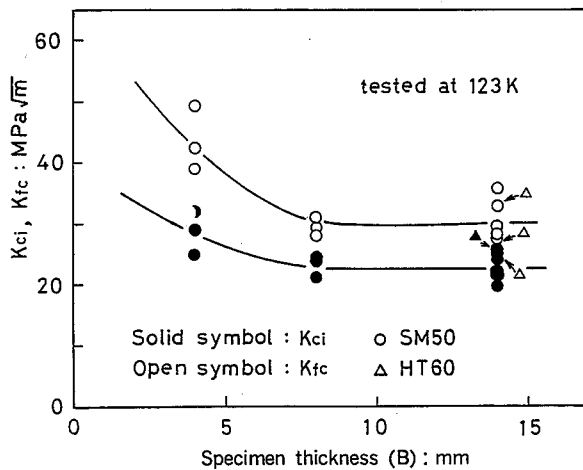


Fig. 12 Effect of specimen thickness (B) on  $K_{in}$  and  $K_{fc}$ , fatigue fracture toughness.  
 $K_{in}$  および疲労破壊靱性  $K_{fc}$  に及ぼす試験片厚さの影響

に強く影響されるのは、(1)応力が最大値あるいは最小値に到達したとき、(2)第2項中の  $\{(1/a) + (\pi/W) \tan(\pi a/W)\}$  において  $2a = W$  となるとき、(3)  $\{(1/a) + (\pi/W) \tan(\pi a/W)\}$  が  $da/dN$  の逆数を上回るときの三つの場合である。以上の他は、第2項は第1項に比べてかなり小さな値となるので無視することができる。本実験では前記したように、最終破壊の発生が応力サイクルの最大値の70~90%に到達したときであり、その

ときの CCT 試験片のき裂長さ比  $a/W$  は 0.3~0.38 であって、 $1/(da/dN)$  は  $10^6$  のオーダーであった。これらは第2項を無視できる条件を満たしており、したがって CCT 試験片の  $\dot{K}$  は式(8)の第1項で近似できる。

一方、CT 試験片に対する  $\dot{K}$  は式(9)で近似されることが報告<sup>9)</sup>されている。

$$\dot{K} = \frac{f(a/W)(P_{max} - P_{min})}{B\sqrt{W}} \pi n \cos(2\pi nt) \quad (9)$$

以上の方法により算出した  $\dot{K}$  に対して、最終破壊時に実測した応力サイクル中の最大荷重とき裂長さから定めた  $K_{max}$ , すなわち  $K_{fc}^*$  をプロットした。その結果を、Fig. 13 に示す。なお、図中には比較のために、疲労予き裂を有する CT 試験片に単調増加荷重を与えて計測した破壊靱性値  $K_c$  の一部も示した。図に見られるように、 $K_{fc}^*$  にかんがりのばらつきが認められるが、小規模降伏範囲にある  $K_{fc}^*$  は  $\dot{K}$  の低下に連れて増加する傾向を示しており、疲労から不安定破壊への遷移に  $\dot{K}$  が影響していることがわかる。

#### 4.2 へき開帯の形成機構

へき開帯はある  $K_{max}$  レベルで発生したへき開き裂の伝播が、何らかの原因で阻止されたために形成されたもので、阻止要因としては(1)介在物等の第二相粒子、(2)応力サイクルの除荷の効果、(3)疲労き裂壁面に存在する圧縮残留応力、(4)き裂先端の塑性域内外の靱性の相違<sup>5)</sup>などが上げられる。このうち、へき開の起点と思われる箇所に第二相粒子が認められる場合は少なく、またへき開き裂の伝播速度やへき開帯の寸法  $\Delta a$  から推察すると、応力サイクルの負荷過程で発生したへき開き裂が除荷の間に停止したとは考えられない。このため、へき開帯の形成には上記の(3)または(4)の要因によると思われる。このうち  $\Delta a$  がき裂先端の塑性域中に包含されれば(3)の、塑性域を逸脱するときには(4)の要因によってへき開帯が形成されると推察される。そこで破面上から  $\Delta a$  を測定して、平面応力塑性域寸法  $R_p$  および平面ひずみ塑性域寸法  $R_y$  との関係について検討した。その結果、Fig. 14 に見られるように、 $\Delta a$  は  $R_y$  よりも若干大きく、へき開き裂は塑性域をわずかに逸脱した領域で停止したことを示している。この結果から、へき開帯が形成されるのはき裂壁面の残留応力よりも、何らかの原因で塑性域の内外で靱性に差異が生じたためと考えられる。

材料に塑性予ひずみを与えた場合、その靱性値は予

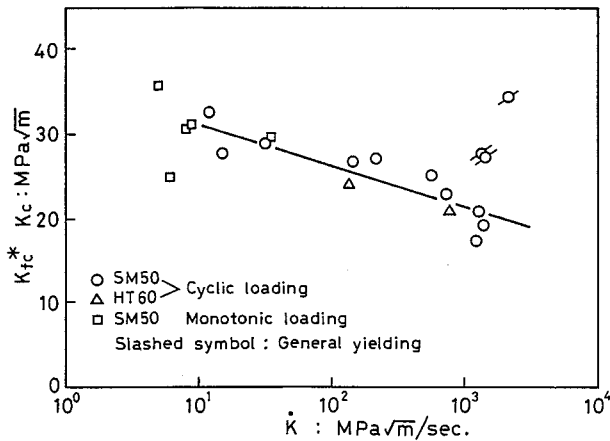


Fig. 13 Effect of  $\dot{K}$  on  $K_{fc}^*$  and  $K_c$ , fracture toughness. ( $K_{fc}^*$  is defined as the maximum stress intensity factor which is computed from both crack length and fracture load measured as the final failure just occurred.)  
 $K_{fc}^*$  および破壊靱性  $K_c$  に及ぼす  $\dot{K}$  の影響 ( $K_{fc}^*$  は、き裂長さとも最終破壊が起きたときに測定した破壊荷重から求めた最大応力拡大係数である。)

究で明らかにされている<sup>3)7)8)</sup>。疲労き裂先端の塑性域中でも塑性ひずみを常に受けており、したがって塑性域中では上述の予ひずみ材と同様靱性が低下していると予想される。そして靱性の低下した塑性域中で発生したへき開き裂が、塑性域を抜けた靱性の低下していない領域で停止する可能性が考えられる。この考えを検証するために、SM 50 の CT 試験片に異なる  $K_{max}$  レベル (10  $MPa\sqrt{m}$  以下と約 40  $MPa\sqrt{m}$ ) で室温で疲労予き裂を導入後、それらの半数を塑性域を除去する目的で 1123 K で真空焼鈍を行ってから、123 K で破壊靱性試験を実施した。Fig. 15 はその結果を示したもので、予き裂を  $K_{max} < 10 MPa\sqrt{m}$  で導入したときの  $K_c$  が最も低く、それを焼鈍したときには  $K_c$  が若干増加していることから、前述の予想のように疲労き裂先端の塑性域中では靱性が低下することがわかる。しかし、 $K_{max} \approx 40 MPa\sqrt{m}$  の予き裂を有する試験片の  $K_c$  は、低い  $K_{max}$  で予き裂を導入した試験片のそれよりも増加しているが、これは高い  $K_{max}$  で予き裂を入れたために、き裂の壁面に強い圧縮残留応力が誘起され、それが  $K_c$  に反映しているためと考えられる。また、これを焼鈍して塑性域を除去しても  $K_c$  があまり低下し

ひずみを受けない材料よりも低下することが多くの研

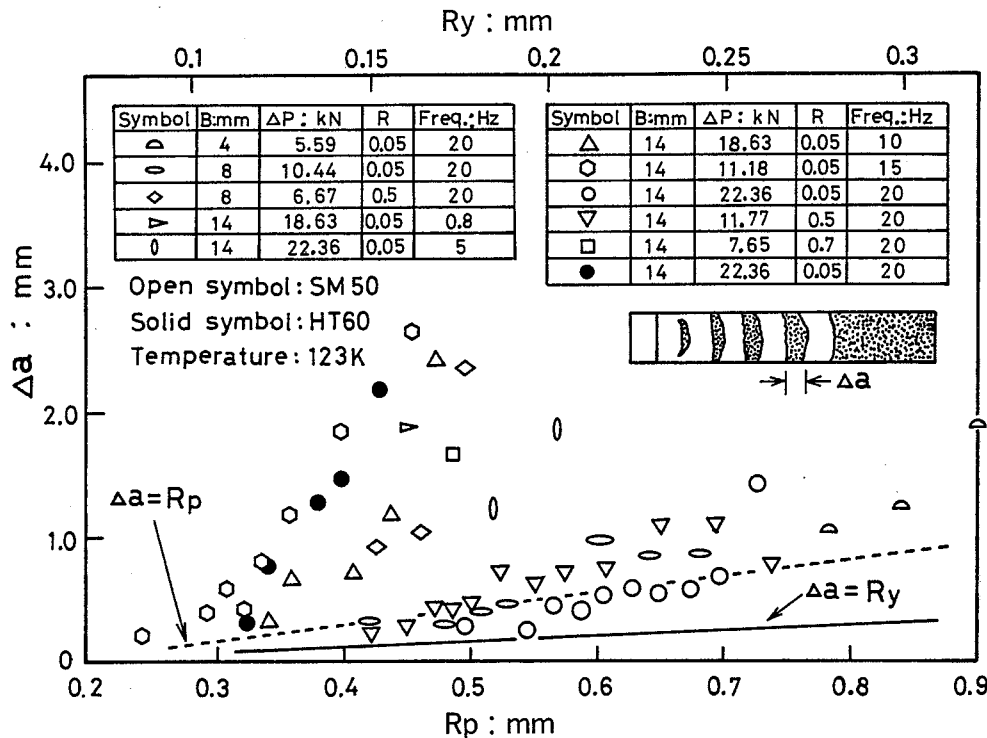


Fig. 14 Relation between plastic zone size of crack tip,  $R_p$ , and size of cleavage,  $\Delta a$ .  
 き裂先端の塑性域寸法  $R_p$  とへき開帯寸法  $\Delta a$  の関係

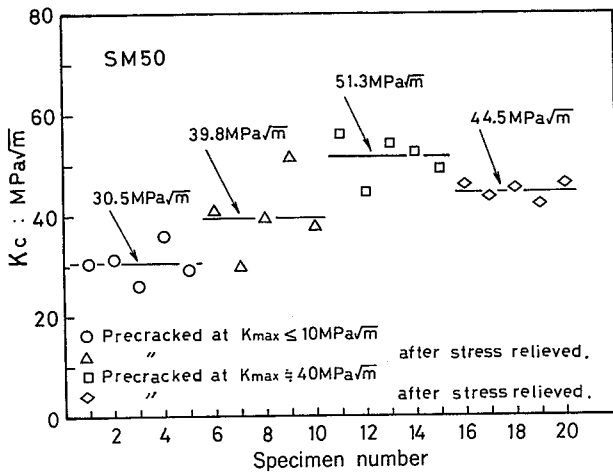


Fig. 15 Effect of precracked condition on  $K_c$ .  
 $K_c$  に及ぼす予き裂導入条件の影響

ないのは、高い  $K_{max}$  で予き裂を導入したために、き裂先端が鈍化して塑性緩和が生じたためと推察される。なお、予き裂を  $10 \text{ MPa}\sqrt{m}$  以下で導入したときには、有効な  $K_{Ic}$  を得るために ASTM-E 399<sup>16)</sup> が提案する式 (10) の予き裂導入条件を満足している。

$$K_{max} \leq 0.6 \left( \frac{\sigma_{y2}}{\sigma_{y1}} \right) K_Q \quad (10)$$

ここで、 $\sigma_{y1}$  と  $\sigma_{y2}$  は試験温度と予き裂導入時の温度での降伏応力、 $K_Q$  は仮の靱性値でここでは  $K_c$  を用いた。

以上の結果から、疲労き裂の伝播中に形成されるへき開帯は Fig. 16 のようにモデル化することができる。すなわち、へき開が発生するのに必要な  $K_{max}$  を  $K_{CN}$  ( $=K_c$ )、へき開き裂が伝播するのに必要な  $K_{max}$  レベルを  $K_{CG}$  とすると、疲労き裂の先端では繰り返し塑性ひずみを受けて  $K_{CN}$  が次第に低下し、 $K_{CN}$  がき裂先端の  $K_{max}$  と等しくなったときにへき開が発生する。この場合  $K_{max}$  レベルが低く  $K_{CN} < K_{CG}$  のときにはへき開き裂は十分伝播することができず、靱性の低下していない塑性域の外側で停止し、へき開帯が形成される。き裂の成長に伴い  $K_{max}$  が増加して  $K_{CN} > K_{CG}$  になったときには、発生したへき開き裂は停止することなく伝播して最終破壊へ到る。

#### 4.3 へき開の発生と疲労破壊靱性

Fig. 17 は Fig. 10 に示した SM 50 の  $K_{ci}$  と  $K_{fc}$  を再プロットすると同時に、 $K_{max} < 10 \text{ MPa}\sqrt{m}$  で予き裂を入れて求めた  $K_c$  のばらつきの範囲を示したもので、

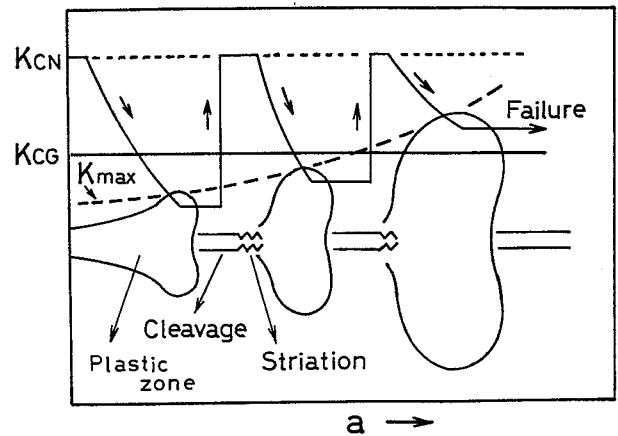


Fig. 16 Schematic illustration of formation mechanism of cyclic cleavage.  
 へき開の形成機構の図解

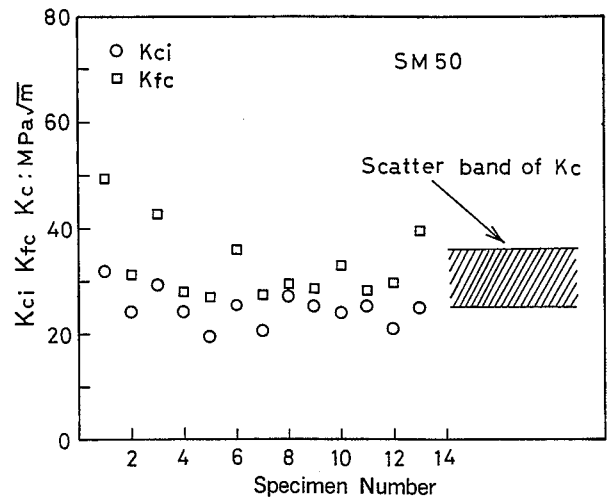


Fig. 17 Comparison between  $K_{ci}$ ,  $K_{fc}$  and  $K_c$ .  
 $K_{ci}$ ,  $K_{fc}$  とよび  $K_c$  の比較

$K_{fc}$  は小規模降伏から逸脱した3個のデータを除くといずれも  $K_c$  の分布範囲に含まれる。この場合、小規模降伏範囲にある  $K_{fc}$  の平均は  $29.9 \text{ MPa}\sqrt{m}$  であって、 $K_c$  の平均値  $30.5 \text{ MPa}\sqrt{m}$  とほぼ一致している。 $K_{ci}$  も  $K_c$  のばらつき中に包含される場合が多いが、その平均値は  $24.1 \text{ MPa}\sqrt{m}$  であって  $K_c$  の約 77% に相当しており、 $K_c$  よりもかなり低い  $K_{max}$  レベルでへき開が発生している。なお、 $K_{ci}$  が  $K_{fc}$  の 65~90% で発生することを勘案すると、へき開が介在する場合の疲労破壊の上限界として、 $K_c$  の 70% 程度の値を採用すれば、疲労き裂を起点とした不安定破壊の発生は防止

できると考える。

本研究では、疲労と静的破壊靱性でき裂先端の塑性域寸法や試験時の  $\dot{K}$  が相違しているにもかかわらず、 $K_{fc}$  と  $K_c$  は大略一致していた。このうち  $K_{fc}$  はき裂壁面の圧縮残留応力による靱性の増加と、 $\dot{K}$  の増加に伴う靱性の低下とが相殺し合って1つの破壊抵抗値になっていると考えられる。このため  $\dot{K}$  を大幅に変えたときや加工硬化特性の異なる材料では  $K_{fc}$  と  $K_c$  が一致しない可能性も予想され、今後  $K_{fc}$  に及ぼす負荷速度、試験機の剛性および材料強度特性についても検討することが必要と思われる。

## 5. 結 論

寒冷地や低温下で使用される機器や構造物の安定性を確保するための基礎資料を得るために、SM 50 と HT 60 鋼を用いて 123 K を中心に疲労き裂伝播試験と破壊靱性試験を行い、疲労き裂伝播過程で出現するへき開と破壊靱性との関係について調べた。また、へき開の発生機構およびへき開の発生に及ぼす諸因子の影響について検討した。得られた結果は以下のように要約される。

- (1) 123 K で疲労試験を実施したときには SM 50, HT 60 のいずれの鋼においても、試験片の形状、板厚、応力比および周波数によらずある  $K_{max}$  レベルからへき開が繰返し出現し、疲労き裂伝播速度が著しく増加する。
- (2) へき開が最初に発生する際の  $K_{max}$  の値、すなわち  $K_{ci}$  は、試験片に導入した  $K_{max}$  の値、すなわち  $K_{in}$  とともに若干増加する傾向を示す。しかし、 $K_{in}$  を減少させたときには  $K_{ci}$  が一定となる下限界値が存在する。
- (3) 低温における疲労き裂先端の塑性域中では繰返しひずみが蓄積するために靱性が低下する。この塑性域中の靱性値  $K_{CN}$  がき裂先端の  $K_{max}$  と等しくなったときにへき開が発生する。このとき、 $K_{CN}$  がへき開き裂を伝播させるのに必要な  $K_{max}$  レベル、すなわち  $K_{CG}$  よりも小さいときにはき裂の伝播が阻止されてへき開帯が形成され、 $K_{CN} > K_{CG}$  となると全断面がへき開破壊をする。
- (4) 小規模降伏条件を満足する  $K_{fc}$  は  $K_c$  の分布範囲にあって、両者の平均値はほぼ等しい。しかし、へき開が  $K_{fc}$  の 65~90% の  $K_{max}$  レベルで存在することや最終破壊時の荷重から算出した  $K_{max}$  の値、すなわち  $K_{fc}^*$  が  $\dot{K}$  の影響を受けることを考慮すると、低温

での疲労破壊の上限界を使用部材の  $K_c$  の 70% 程度にすれば、疲労からの不安定破壊を防止できると考えられる。

(昭和 62 年 2 月 25 日受理)

## 参考文献

- 1) Norwegian Public Reports, The "Alexander L. Kielland"-accident, (in English), NOU 1981 : 11, (1981).
- 2) A. Almar-Naess, P.J. Haagensen, B. Lian, T. Moan, T. Simonsen, Trans. ASME, J. of Energy Resources Tech., 106, Mar. (1984), pp.24-31.
- 3) 金沢 武, 町田 進, 矢島 浩, 青木 満, 川辺 智信, 日本造船学会論文集, 129, (昭和 46), pp. 397-410.
- 4) T. Kawasaki, S. Nakanishi, Y. Sawaki, K. Hatanaka, T. Yokobori, Enging. Fract. Mach., 7, (1975), pp.465-472.
- 5) 佐藤邦彦, 豊田政男, 名山理介, 日本造船学会論文集, 146, (昭 54), pp.490-496.
- 6) 安藤 柱, 小倉信和, 小堀孝浩, 日本機械学会論文集, 46-A, (昭 55), pp.933-939.
- 7) 大塚昭夫, 宮田隆司, 西村誠二, 大橋 真, 日本機械学会論文集, 47-A, (昭 56), pp.286-293.
- 8) 小林英男, 中村春男, 高橋浩之, 日本機械学会論文集, 52-A, (昭 61), pp.143-149.
- 9) 浦辺浪夫, 吉武明英, 香川裕之, 日本造船学会論文集, 153, (昭 58), 267.
- 10) Y. Kitsunai, ASTM STP, 857, (1985), pp.274-292.
- 11) 橘内良雄, 日本機械学会論文集, 50-A, (昭 59), pp.1811-1818.
- 12) 橘内良雄, 材料, 34, (昭 60), pp.670-675.
- 13) J.E. Srawley, International J. Fract., 12, (1976), pp.475-476.
- 14) C.E. Feddersen, ASTM STP, 410, (1967), pp. 77-79.
- 15) Annual Book of ASTM Standards, E 647-81, (1981).
- 16) Annual Book of ASTM Standards, E 399-78, (1978).