

# ASTM E1921(マスターカーブ法) (4) - へき開破壊靱性値の試験片厚依存性と 温度依存性の根拠と妥当性 -

株式会社 シミズテック 技術顧問  
木内 晃 (Akira KIUCHI)

## 1. まえがき

前報<sup>1)</sup>では、ASTM E1921<sup>2)</sup>に準拠して得られたへき開形の弾塑性破壊靱性値,  $K_{Jc}$  が試験片面内寸法に依存しないための試験片寸法要件の根拠と妥当性について、前報<sup>3)</sup>では、 $K_{Jc}$  のばらつきの形状母数と下限値に関する仮説の根拠と妥当性について公表文献を基に検討した。

ASTM E1921 には、上記以外にも  $K_{Jc}$  の試験片厚依存性と温度依存性に関する仮説がある。本報告では、これら仮説の根拠と妥当性について公表文献を基に検討する。また、平面ひずみ破壊靱性値,  $K_{Ic}$  の存在とその意味についても検討する。

## 2. $K_{Jc}$ の試験片厚依存性と温度依存性

ASTM E1921 は、へき開破壊の統計モデルとフェライト鋼に共通する破壊靱性値の温度依存性、すなわち、マスターカーブから構成されている。

へき開破壊靱性の試験片厚依存性は最弱リンク説により説明できると考え、板厚,  $B$  の試験片から得られた弾塑性破壊靱性値,  $K_{Jc,B}$  を、式(1)を用いて  $B=1$  インチの試験片 (以下、1T 試験片と記す) の弾塑性破壊靱性値,  $K_{Jc,1T}$  に換算する。

$$K_{Jc,1T} = K_{min} + (K_{Jc,B} - K_{min}) (B / B_{1T})^{1/4} \quad (1)$$

ここで、 $B_{1T}=25.4\text{mm}$ 、 $K_{min}$  はへき開破壊靱性の下限値で  $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  とする。 $K_{Jc}$  は、式(2)を介して

弾塑性破壊靱性値,  $J_c$  を  $K$  値に換算した値である。

$$K_{Jc} = \sqrt{J_c E / (1 - \nu^2)} \quad (2)$$

ここで、 $E$  : ヤング率、 $\nu$  : ポアソン比

ASTM E1921 では、適用試験片の  $K_{Jc}$  の平均が  $100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  付近になる温度を選んで、最少6個の繰り返し試験を行い、式(1)により換算した  $K_{Jc,1T}$  のばらつきが3母数ワイブル分布で表されるとした統計解析により  $K_{Jc,1T}$  の中間値,  $K_{Jc,med}$  を求める。

$K_{Jc,med}$  と試験温度,  $T$  の関係は、参照温度,  $T_0$  を用いて式(3)で与えられる。

$$K_{Jc,med} = 30 + 70 \exp\{0.019(T - T_0)\} \quad (3)$$

これがマスターカーブと呼ばれるものであり、 $T_0$  は式(3)から分かるように  $K_{Jc,med}=100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  となる試験温度である。ASTM E1921 には、式(3)の中間値だけでなく、ばらつきを考慮した信頼限界を求める式も示されている。

## 3. $K_{Jc}$ の試験片厚依存性の根拠と妥当性

### 3.1 平面ひずみ破壊靱性値, $K_{Ic}$ とは

破壊靱性値は試験片厚が大きくなるに伴い減少し、ある値に収束すると言われている。この値を平面ひずみ破壊靱性値と呼び、 $K_{Ic}$  で表される。

$K_{Ic}$  を得るための試験片寸法要件である式(4)は、

ASTM E399-70T<sup>4)</sup>で初めて示された。

$$B, a \geq 2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2 \quad (4)$$

ここで、 $a$ ：き裂長さ、 $\sigma_{ys}$ ：降伏応力または0.2%耐力、 $K_Q$ ：ASTM E399で定められる暫定破壊靱性値である。式(4)を満足する試験片は、十分に平面ひずみおよび小規模降伏状態であると見做せる<sup>5)</sup>。

2005年の改訂で、式(4)の左辺は $W-a$ に変更になっている。 $W$ は試験片幅である。また、2005年の改訂でフェライト鋼のへき開破壊靱性はASTM E399の対象から省かれた。

ASTM E399の $K_{Ic}$ 試験は、本来、高力アルミ合金のようなマイクロボイド合体形の破壊を生じる材料を対象としているが、2005年の改訂までは脆性-延性遷移を示す低中強度鋼のへき開破壊にも適用され、多くの $K_{Ic}$ データが蓄積されてきた。

式(4)は、高力アルミ合金やチタン合金、マルエージング鋼等の高強度鋼の破壊靱性試験結果を基に定められたもので、その破壊形態の変化に基づき、理屈付けがなされている<sup>6)</sup>。いっぽう、低中強度鋼のへき開破壊に対しても式(4)が成り立つことが、実験により確認されている<sup>7)</sup>。

### 3.2 $K_{Ic}$ の試験片厚依存性の要因

へき開破壊靱性値が試験片厚の増大に伴い低下する要因として、以下の2つが考えられる。

- ① **確率的要因**：へき開破壊はき裂前縁の最弱部位から発生する。したがって、試験片が厚くなるとともに破壊確率が増大し、その結果、大形試験片の方が低い破壊靱性値を呈する。
- ② **力学的要因**：板厚の増大に伴い、予き裂先端近傍の塑性拘束(3軸応力度)が増加し、 $K$ 値は同じでも局所引張応力は上昇する。そのため、応力支配形の破壊であるへき開破壊靱性値は低下する。塑性拘束効果とも呼ばれる。

ASTM E1921では、式(5)を満足する $K_{Ic}$ を評価対象とする。式(5)は式(4)に比べてはるかに緩い条件であるが、式(5)を満足すれば試験片厚中央の3軸応力度は試験片寸法にほぼ依存しない<sup>1)</sup>ので、力学的要因はないものとして、 $K_{Ic}$ の形状母数を4、最小値を20 MPa $\sqrt{m}$ とした3母数ワイブル分布を基に、最弱リンク説から式(1)を導出している。

$$K_{Ic} \leq [\{E(W-a)\sigma_{ys}\} / \{30(1-\nu^2)\}]^{1/2} \quad (5)$$

### 3.3 式(1)および式(4)の根拠と妥当性

式(1)の根拠は先に示した。以下では、式(4)の根拠と式(1)及び式(4)の妥当性について検討する。

#### 3.3.1 数値解析的検討(式(4)の力学的根拠)

筆者<sup>8)</sup>は、相似形に変化させた4種類の標準CT試験片(0.5, 1, 2, 6CT)の3次元弾塑性数値解析を行い、その結果にAndersonとDodds, Jr.<sup>9)</sup>が提案したToughness Scaling Modelを適用して、へき開破壊靱性値の板厚依存性を力学的要因(塑性拘束)の観点から検討した。その結果をFig. 1<sup>\*1</sup>に示す。

板厚中央の $J$ は、 $B/(K_I/\sigma_0)^2$ が小さい領域では、式(4)を満足する $K_Q$ に相当する $J_{SSY}$ より大きく、

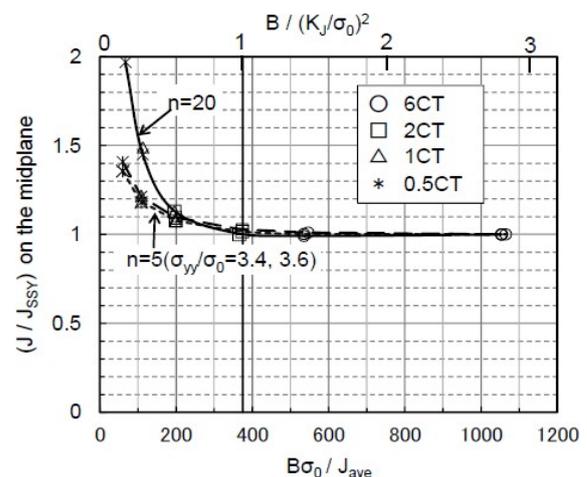


Fig. 1 Effects of specimen size and deformation on  $(J/J_{SSY})$  at the midplane<sup>8)</sup>

\*1 Fig. 1の縦軸の $J$ は板厚中央での $J$ 値である。それを板厚の平均的な値を示す荷重-荷重線変位の面積から求めた $J$ 値、 $J_{ave}$ で整理すると、Fig. 1に比べ、はるかに小さい $B/(K_I/\sigma_0)^2$ で大形試験片から得られる $J_{SSY}$ に漸近する。しかし、この場合は、横軸のある領域で、小形試験片の $J_{ave}$ の方が大形試験片の $J_{SSY}$ より小さくなるという矛盾した結果<sup>8), 10)</sup>が得られるので、本報では、板厚中央の値で整理した結果を示した。

$B/(K_{Jc}/\sigma_0)^2$ の増加に伴い減少し、式(6)を満足すれば  $J_{SSY}$  とほぼ一致する。なお、 $\sigma_0$ は $\sigma_{ys}$ と等価である。

$$B, W-a \geq 1.0(K_{Jc}/\sigma_{ys})^2 \quad (6)$$

式(6)は塑性拘束の観点からの  $K_{Ic}$  判定基準であり、確率的要因については 3.3.3 で記述する。

### 3.3.2 実験的検討 (式(1)と式(4)の妥当性)

M.T. Kirk<sup>11)</sup>はマスターカーブ法の技術的根拠等について整理している。その中で、式(1)の妥当性を示す実験結果を示している。それを Fig. 2 に示す。Kirk<sup>11)</sup>は「Fig. 2 は、式(1)の  $B$  の指数が、小規模降伏条件下での破壊に関する理論的考察から Wallin によって導出された  $1/4$  の値 以外であるとする説得力のある証拠を提供していない」と記している。

いっぽう、これら実験結果は、 $B$  が大きくなると  $K_{Ic}$ がある値に収束するとする  $K_{Ic}$ の考えを否定するものでもないと言える。

Fig. 2 以外で  $B$  を変化させた破壊靱性試験結果の一例として、Ni-Cr-Mo-V ロータ材を対象とした日本学術振興会 第 129 委員会<sup>12)</sup>での破壊靱性試験結果を筆者ら<sup>13)</sup>が再整理したものを Fig. 3 に示す。Fig. 3 には、 $K_{Jc,IT}=180\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ とした式(1)で与えられる線も追記した。Fig. 3 は、式(1)の妥当性を否定するものではないが、 $K_{Ic}$ の存在を否定するものでもない。なお、Fig. 3 の○印は式(6)を満足する  $K_{Ic}$ であるが、それらは式(4)を満足する  $B=150\text{mm}$ の  $K_{Ic}$ と同等の値を示している。

岩舘ら<sup>14)</sup>は、ASTM A508 Cl.3 と Ni-Cr-Mo-V 鋼を対象に、脆性-延性遷移温度域で小形試験片を同一条件で何本試験すれば、 $K_{Ic}$ の下限値が  $K_{Ic}$ と等価になるかを実験的に調べ、Fig. 4 を求めた。

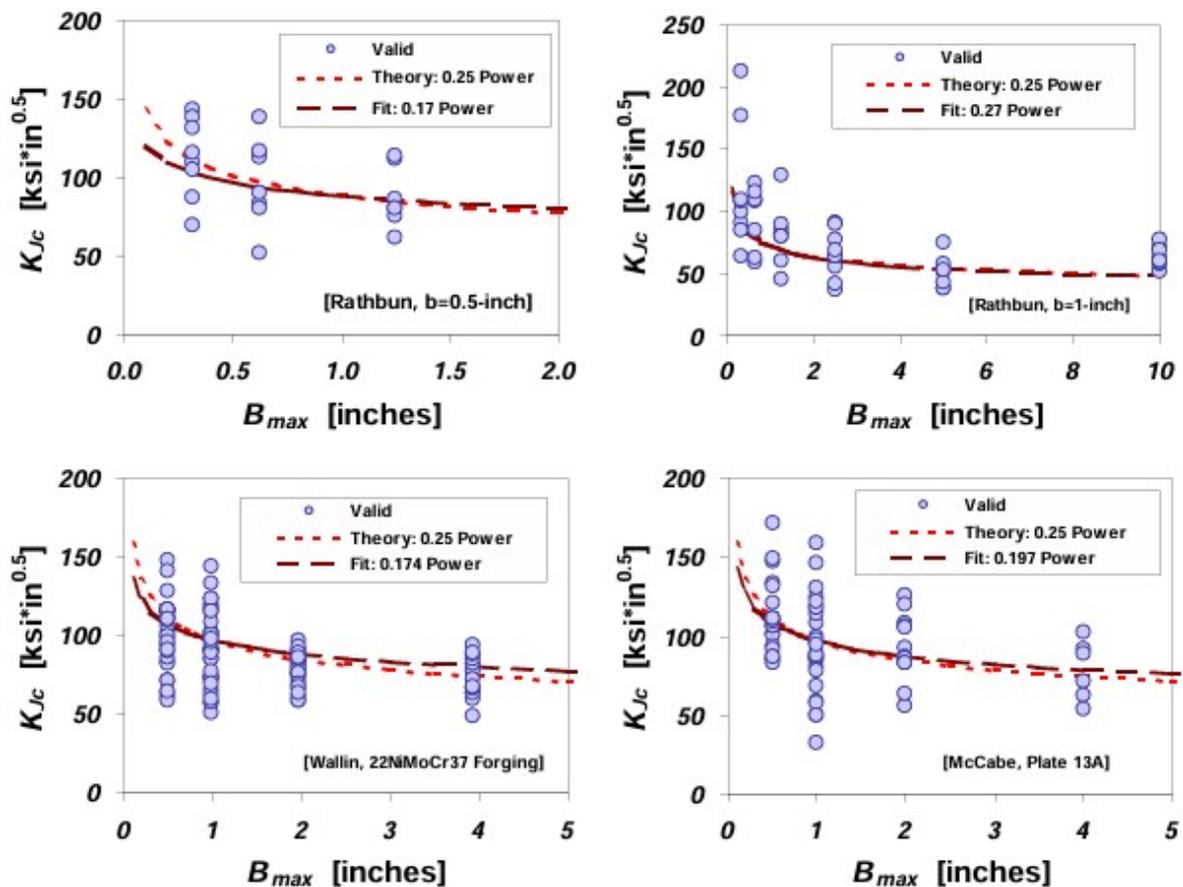


Fig. 2. Comparison of fracture toughness data with the  $1/4$ -power trend on thickness assumed by Master Curve technology<sup>11)</sup> ( $1\text{ksi} \cdot \text{in}^{0.5} = 1.0988\text{MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ )

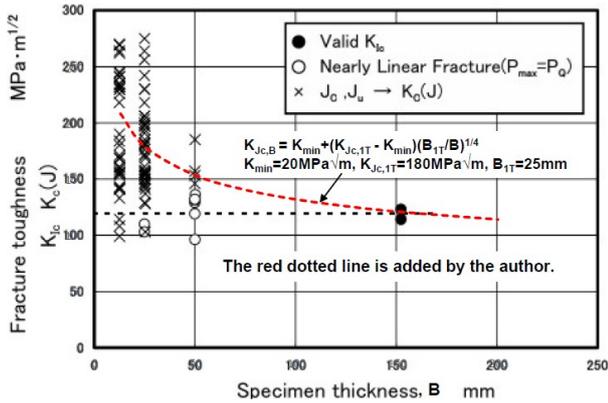


Fig.3 Relationship between fracture toughness and specimen thickness<sup>13)</sup> (Test material: Ni-Cr-Mo-V steel, Test temperature=-20°C<sup>12)</sup>)

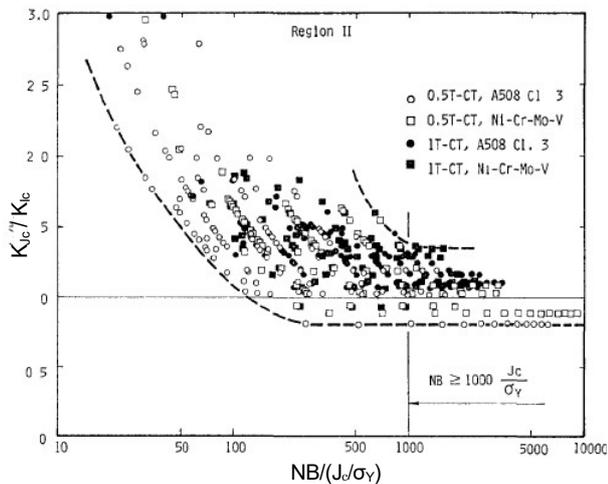


Fig. 4 Relationship between  $K_{Jc}/K_{Ic}$  and  $NB/(J_0/\sigma_Y)$  in Region II (brittle-ductile transition region)<sup>14)</sup>

Fig. 4 の N は試験数、 $\sigma_Y$  は有効降伏応力と呼ばれ、 $\sigma_{ys}$  と引張強さ、 $\sigma_B$  の平均値である。複数本の下限値である  $K_{Jc}$  は、N が増えると減少するが、ある値から収束し、ほぼ一定値 ( $K_{Ic} \pm 20\%$ ) を示す。岩館ら<sup>14)</sup>によると、 $K_{Ic}$  はその大小によらず  $\pm 20\%$  程度のばらつきを有しており、Fig. 4 の収束後のばらつきは  $K_{Ic}$  のばらつき範囲内と記している。

筆者ら<sup>15)</sup>は、8 種類の使用済みのタービンロータ (Cr-Mo-V 鋼) を対象に B=25, 50, 100, 200mm の試験片を用いて幅広い温度で行われた破壊靱性試験結果を再整理し、Fig. 5 を求めた。タービンロータの種類や試験片採取位置で靱性が異なるので、横軸の温度は試験温度から 2mm V ノッチシャルピ衝撃試験の脆性-延性破面遷移温度、FATT を差し

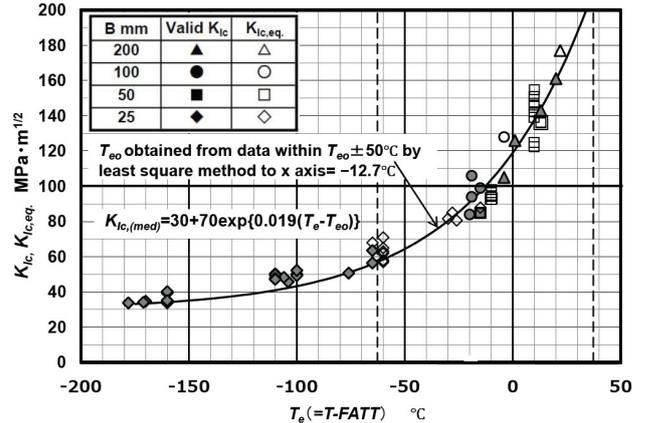


Fig. 5  $K_{Ic}$ ,  $K_{Ic,eq}$  vs  $T_e$  for used turbine rotors<sup>15)</sup>

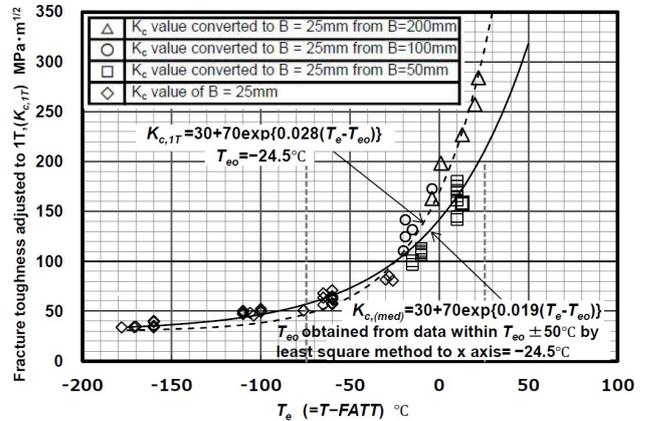


Fig. 6  $K_{c,1T}$  vs  $T_e$  for used turbine rotors<sup>15)</sup>

引いた Excess Temperature,  $T_e$  で表した。なお、ソリッドマークは式(4)を満足する  $K_{Ic}$ 、オープンマークは式(6)を満足する結果で  $K_{Ic}$  相当値,  $K_{Ic,eq}$  である。

試験片厚が 25~200mm と大きく変化しているのに  $K_{Ic}$  および  $K_{Ic,eq}$  は狭い範囲に収まっている。

式(1)を用いて Fig. 5 の  $K_{Ic}$ ,  $K_{Ic,eq}$  を B=25mm に換算した  $K_{c,1T}$  と  $T_e$  の関係を Fig. 6 に示す。Fig. 6 は 2 本の曲線で表されており、B=200mm ( $\Delta$ ) と 100mm (O) から換算した  $K_{c,1T}$  は、他の  $K_{c,1T}$  に比べて傾きが大きな温度依存性を示している。

Fig. 4, 5 及び 6 は、 $K_{Ic}$  の存在を示唆している。

Wallin<sup>16)</sup>は、 $T_0 = -109 \sim 36^\circ\text{C}$  の 10 種類の圧力容器用鋼と溶接部を対象として、へき開破壊靱性試験結果を  $K_{Jc,1T}$  で整理した。その結果を Fig. 7 に示す。実験値は式(3)と同等の式で非常に良く表されており、先に示した Fig. 6 と異なる。Fig. 7 では、 $K_{Jc,1T}$

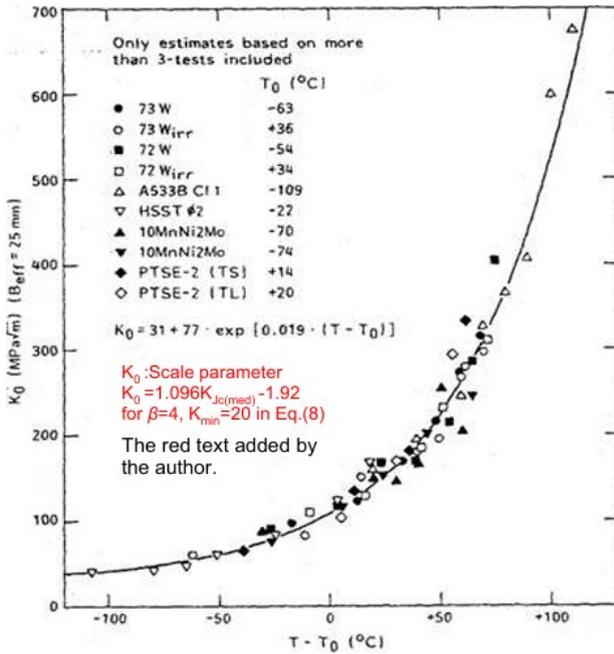


Fig.7 Fracture toughness transition curve shape for cleavage fracture of reactor pressure vessel steels and welds <sup>16)</sup>

に換算する前の試験片厚が不明である。B=50mmを1Tに換算しても $K_{Ic}$ は余り変化しないが、Fig. 7に100~200mm厚の様な大形試験の結果が含まれているとすると、Fig. 6と7は矛盾した結果となる。

破壊靱性値と試験片厚の関係を調べた実験結果を見てきたが、へき開破壊靱性の試験片厚依存性が式(1)で表されるのか $K_{Ic}$ が存在するのか、いずれかを支持する明確な答えは得られなかった。

ASTM E1921を利用する場合は、つぎのように考えればよいと思われる。ASTM E1921では適用試験片寸法に制約はないが、1T以下の小形試験片を用いて $K_{Ic}$ を求めることが多い。0.5T試験片や10mm厚のシャルピサイズ試験片から得られる $K_{Ic}$ と換算後の $K_{Ic,1T}$ にさほど大きな差異はなく、また、平面ひずみ破壊靱性値、 $K_{Ic}$ が存在するとしても、換算後の $K_{Ic,1T}$ は安全側の推定となる。

### 3.3.3 式(4)に関する確率的要因の検討

3.3.1で示したように、塑性拘束の観点からは式(4)の物理的意味を説明できたが、確率的要因の面からは説明できていない。3.3.3では、式(4)の意味を確率的要因の面から検討した結果を示す。

#### 3.3.3.1 最小値法による式(4)の意味

Fig. 4に示したように、岩館ら<sup>14)</sup>は遷移温度域の破壊靱性試験結果を基に複数本の小形試験片から得られる $K_{Ic}$ の最小値がASTM E399に基づく $K_{Ic}$ と等価となるための条件式を提案した。安藤ら<sup>17)</sup>も同様な検討を行い、式(7)を提案している。これらの手法は最小値法と呼ばれている<sup>17)</sup>。式(7)と岩館らの式は中強度鋼では同等となる<sup>8)</sup>。

$$\Sigma B \geq 2.5(K_{Ic,min}/\sigma_{ys})^2 \quad (7)$$

ここで、 $K_{Ic,min}$ は複数本の $K_{Ic}$ の最小値、左辺は複数試験片の板厚、Bの総和である。

最小値法によると、式(6)を満足する試験を3本行えば、その最小値は $K_{Ic}$ と等価となる<sup>8)</sup>。

#### 3.3.3.2 遷移温度域の $K_{Ic}$ と $K_{min}$ の関係

以下では、遷移温度域の $K_{Ic}$ とへき開破壊靱性のばらつきの下限値、 $K_{min}$ の関係について検討する。

ASTM E1921<sup>2)</sup>では、 $K_{Ic}$ のばらつき、すなわち累積破壊確率、 $P_f$ は、式(8)の3母数ワイブル分布で表され、その形状母数、 $\beta$ は、鋼種、温度によらず4であり、位置母数、すなわち、 $K_{Ic}$ の下限値、 $K_{min}$ は、鋼種、温度によらず20MPa√mとする。なお、 $K_0$ は尺度母数とよばれ、 $P_f=63.2\%$ の $K_{Ic}$ である。

$$P_f = 1 - \exp\left[-\left\{\frac{K_{Ic} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right\}^\beta\right] \quad (8)$$

筆者は、前報<sup>3)</sup>で、へき開破壊靱性のばらつきは発生条件のみならず伝播停止条件を含めて検討する必要があり、伝播停止条件を含めた破壊確率は $\beta=4$ とした式(8)の3母数Weibull分布で近似でき、 $K_{min}$ の値を調整することでへき開破壊靱性のばらつきを表現できるとの見解<sup>18)</sup>を紹介した。また、 $K_{min}$ が伝播停止破壊靱性値、 $K_{Ia}$ に支配されるとの見解<sup>19)</sup>を紹介した。

$K_{Ic}$ と $K_{Ia}$ の遷移温度の差は鋼種によるが、Fig. 5の使用済みタービンロータの場合、その差は22°C<sup>3)</sup>と小さく、Fig. 8のように表される。

Fig. 8には、 $T_e=10^\circ\text{C}$ で8点、 $-60^\circ\text{C}$ で6点、 $-160^\circ\text{C}$

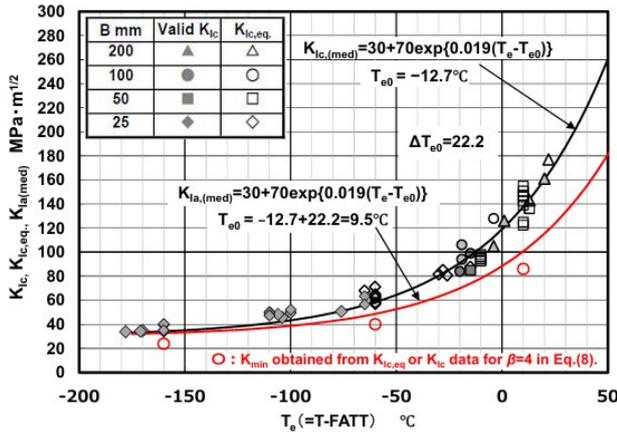


Fig.8 Temperature dependence of  $K_{Ic(med)}$  and  $K_{Ia(med)}$  for used turbine rotors

で8点のデータが存在しているので、式(8)を用いて $\beta$ が理論値の4になる $K_{min}$ を求めると、 $T_e=10^\circ\text{C}$ で $86\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 $T_e=-60^\circ\text{C}$ で $40\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 $T_e=-160^\circ\text{C}$ で $24\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる<sup>15)</sup>。Fig. 8には、それらを○印で示した。○印は $K_{Ia}$ の中間値、 $K_{Ia(med)}$ の線より若干低くなっている。 $K_{Ic}$ のばらつき( $K_{Ic}\pm 20\%$ )より小さいが、 $K_{Ia}$ にもばらつき( $K_{Ia}\pm \alpha\%$ )は存在するので○印が $K_{Ia(med)}$ より低くなることに矛盾はない。

Fig. 8の $K_{Ic(med)}$ の遷移温度域、例えば、 $T_e=20^\circ\text{C}$ では、 $K_{Ic(med)}=160\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 $K_{Ia(med)}=110\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる。 $K_{Ia}=K_{min}$ とすると、試験数を増やしても、 $K_{Ic}$ は $110(1-0.01\alpha)\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ より小さくはならないと考えられる。このことは、式(4)の根拠にならないが、確率的要因からみた、遷移温度域で $K_{Ic}$ が存在する根拠になると思われる。

#### 4. $K_{Jc}$ の温度依存性の根拠と妥当性

ASTM E1921では、耐力が $275\sim 825\text{MPa}$ の範囲にあるフェライト鋼および母材との強度差が10%以内である応力除去焼鈍後の溶接金属を対象に、その $K_{Jc(med)}$ の温度依存性は式(3)で与えられている。フェライト鋼に限定しているとは言え、幅広い強度レベルに対し1本の線で温度依存性を表す大胆な提言であり、発表当初は異論もあったが、意外と実験結果と一致するようである。その理由の1つは、下部棚域で $K_{Jc(med)}=30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ とし、 $K_{Jc(med)}=100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる温度、 $T_0$ を6個以上の破壊靱性試験により統計的に求め、この2点を強度

レベルによらず確かなものとしていることにある。この2点を通り、指数関数で温度依存性を表すが、 $(T-T_0)$ にかかる係数によって温度依存性の大小が変化する。式(3)の温度係数0.019は実験結果から決められたものである。その代表例として、Fig. 7を示すことが多い。以下では、へき開破壊靱性値の温度依存性に関する過去の研究について示す。

##### (1) 木原・池田の研究

木原と池田<sup>20)</sup>は、耐力の異なる高張力鋼と低温用構造用鋼を対象にディープノッチ試験を行い、破壊靱性の温度依存性を整理している。その結果、降伏応力が高い方が低い方に比べて破壊靱性の温度依存性の傾きが小さくなっている。この論文は1966年に発表されており、この当時から、破壊靱性の温度依存性が降伏応力と関連することが知られていたと思われる。

##### (2) 宮田らの研究

宮田ら<sup>21)23)</sup>は、1988～1990年に、組織の異なる鋼の破壊靱性値の温度依存性と引張特性との関係を調べ、引張特性から破壊靱性値を推定する簡便な式を提案した。Table 1<sup>22)</sup>に示す、熱処理によりマイクロ組織の異なる鋼材を準備し、その破壊靱性と引張特性を試験温度を変化させて調べた。低温でノッチ付き丸棒引張試験を行うとともに破壊時のノッチ先端近傍の応力を数値解析により求め、材料のへき開破壊限界応力、 $\sigma_c$ を求め、対象材料では $\sigma_c$ の温度依存性が小さいことを明らかにした。また、き裂先端から $X_0$ 離れた位置(Characteristic Distance)における引張応力が $\sigma_c$ を超えたときにへき開破壊が発生するとしたRKRモデル<sup>24)</sup>を基に、き裂先端での応力場を表すHRR解<sup>25)</sup>を利用して、へき開破壊靱性値、 $K_{Jc}$ と引張試験から得られる、 $\sigma_{ys}$ 、ひずみ硬化指数、 $n$ 及び $\sigma_c$ の関係を式(9)で表した。Aは $n$ に弱く依存する関数である。

$$K_{Jc}=A\sqrt{X_0\sigma_c(\sigma_c/\sigma_{ys})^{(n-1)/2}} \quad (9)$$

彼ら<sup>22)</sup>は、式(9)を用いて求められる $K_{Jc}$ の温度依存性と実験により求めた $K_{Jc}$ の温度依存性を比較し、両者は比較的良好に一致することを示した

Table 1 Mechanical properties and cleavage fracture stress,  $\sigma_c$  of steels tested<sup>22)</sup>

Steel	Micro-structure*	$\sigma_{ys}$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	R. A. (%)	$\sigma_c$ (MPa)	
A	T1	B <sub>L</sub>	587	783	56	1961
	T2	B <sub>U</sub>	425	589	78	1638
	T3	F	377	488	86	1569
B	T2	B <sub>U</sub>	462	658	71	1638
	T2 (SR1)	B <sub>U</sub>	565	669	69	1648
	T2 (SR2)	B <sub>U</sub>	575	691	66	1667
	T3	F	440	567	80	1688
C	F	451	638	74	1392	
D (SM41B)	F	248	441	—	1308	
E (Ni-Cr-Mo-V)	fine **	B <sub>L</sub>	637	763	64	1825
	coarse	B <sub>L</sub>	610	740	61	1472
F (2¼Cr-1Mo)	B <sub>L</sub>	506	625	80	1869	
G (A508)	F	434	599	79	1665	

Notes;  $\sigma_{ys}$ =yield stress or 0.2% proof stress.

$\sigma_u$ =ultimate tensile strength.

$\sigma_c$ =cleavage fracture stress at  $-196^\circ\text{C}$ .

\* F: Ferrite, B<sub>U</sub>: Upper bainite, B<sub>L</sub>: Lower bainite.

\*\* Preaustenite grain size, fine: 40  $\mu\text{m}$ , coarse: 800  $\mu\text{m}$ .

(Fig. 9-11 参照、赤線は筆者が追記)。Table 1 の A(T3)、B(T3)、C、D および G がフェライト組織であり、その他は下部または上部ベイナイト組織である。式(3)が適用できるのはフェライト組織であるので、Fig. 9-11 の B(T3)、C、D および G を対象に、式(3)で与えられる  $K_{Jc}$  の温度依存性のカーブを赤点線で示した。なお、A(T3)は式(5)を満足する有効  $K_{Jc}$  のデータ数が少ないので対象外とした。

式(3)は  $B=25.4\text{mm}$  に対する式である。Fig. 9 の Steel B と Fig.10 の Steel C は  $B=10\text{mm}$ 、Fig. 11 は  $B=20\text{mm}$  なので、式(1)を用いて式(3)を  $B=10\text{mm}$  と  $20\text{mm}$  に適用できるように修正した。すなわち、 $B=10\text{mm}$  の場合、 $T=T_0$  での  $K_{Jc}$  は  $121\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 $B=20\text{mm}$  の場合、 $T=T_0$  で  $K_{Jc}=105\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  となる。

Fig. 9-11 の Steel B(T3)、C、D および G の実験点と赤点線は概略一致している。その一因は、下部棚域で  $K_{Jc}=30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  とし、 $T_0$  温度での  $K_{Jc}$  を実験値と一致するように赤点線を設定しており、また、有効  $K_{Jc}$  が高い値まで得られておらず、 $K_{Jc}<200\sim300\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  での比較に留まっていることにある。

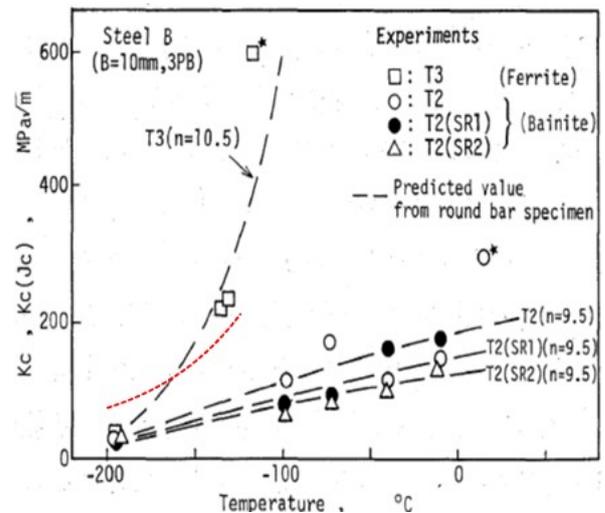


Fig.9 Temperature dependence of fracture toughness of steel B (Influence of microstructure and stress relief heat treatment)<sup>22)</sup> (The red line is added by the author. \*: data with stable crack growth.)

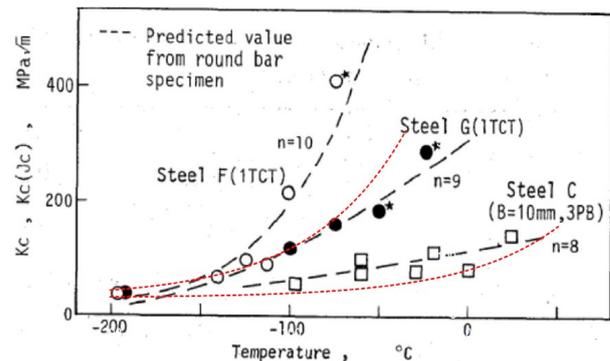


Fig.10 Temperature dependence of fracture toughness of steel C, F and G<sup>22)</sup> (The red lines are added by the author. \*: data with stable crack growth.)

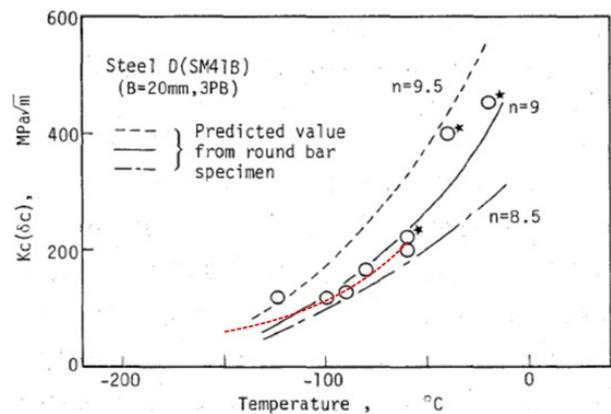


Fig.11 Temperature dependence of fracture toughness of steel D<sup>22)</sup> (The red line is added by the author. \*: data with stable crack growth.)

### (3) Wallin らの研究

先に示したように、宮田ら<sup>21)~23)</sup>は、 $K_{Jc}$  の温度依存性は  $\sigma_{ys}$  の温度依存性によって定まるとした。

Wallin<sup>16)</sup>は、 $\sigma_{ys}$  が高い鋼は  $n$  も大きくなるので、式(9)の  $K_{Jc}$  に及ぼす  $\sigma_{ys}$  の影響は  $n$  により相殺されるとした。彼は、 $n$  一定と  $n=\sigma_{ys}/70$  の 2 ケースについて、式(9)の  $K_{Jc}$  と  $\sigma_{ys}$  の関係を調べており、それを Fig. 12 に示す。なお、Wallin の論文<sup>16)</sup>では、ひずみ効果指数、 $n$  を式(9)の  $n$  の逆数で定義しており、Fig. 12 の  $n$  は Fig. 9~11 の  $n$  の逆数である。また、Fig. 12 では、 $\sigma_{ys}$  を  $\sigma_y$  と表示している。 $n=0.128$  では  $K_{Jc}$  は  $\sigma_{ys}$  に強く依存するが、 $n=70/\sigma_y$  (式(9)の定義では  $n=\sigma_y/70$ ) の場合、 $K_{Jc}$  の  $\sigma_{ys}$  依存性は小さくなるので、 $\sigma_{ys}$  の温度依存性だけでは  $K_{Jc}$  の温度依存性を表すことはできないと記している。

文献 11)によると、Wallin ら<sup>26)</sup>は、 $\sigma_{ys}$ 、 $n$ 、有効表面エネルギー、 $\gamma_{eff}$  などを関数として  $K_{Jc}$  を統計的に評価する WST モデル<sup>26)</sup>を用いて、Cr-Mo-V 鋼の破壊靱性の温度依存性を、 $\gamma_{eff}=(\gamma_s+w_p)^{*2}=9$  と  $\gamma_{eff}=2.15+1.77\exp(0.0104T)$  とした場合で表し、実験結果と比較した。その結果を Fig. 13<sup>11)</sup>に示す。Fig. 13 は、 $\gamma_{eff}$  が温度に依存しない一定値では、破壊靱性値の温度依存性を表せないことを示している。

以上のように、へき開破壊靱性値の温度依存性は、降伏応力の温度依存性で説明できるとする考えとへき開破壊限界応力、 $\sigma_c$  の温度依存性により説明できるとする考えがあるが、それらの影響は試験温度域で異なり、全体としては両方に依存すると考えるのが妥当と思われる<sup>11)</sup>。

その後も Natishan ら<sup>27)</sup>により理論的裏付けが進められたが、現状では、理論だけでは破壊靱性の温度依存性を表すことはできず、実験値に合わせる形で式(3)の係数は決められている<sup>11)</sup>。

### (4) 三村らの研究

三村ら<sup>28)</sup>は、有効表面エネルギー、 $\gamma_{eff}$  やへき開破壊の限界応力、 $\sigma_c$  の温度依存性について検討し、 $\gamma_{eff}$  は常温以下では温度依存性がないと仮定され

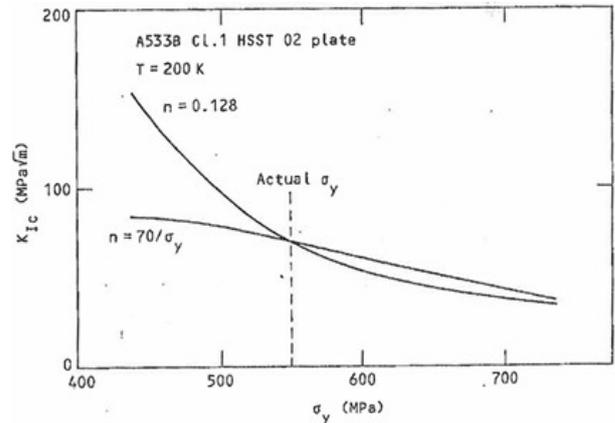


Fig.12 The effect of yield strength and strain hardening on fracture toughness<sup>16)</sup>

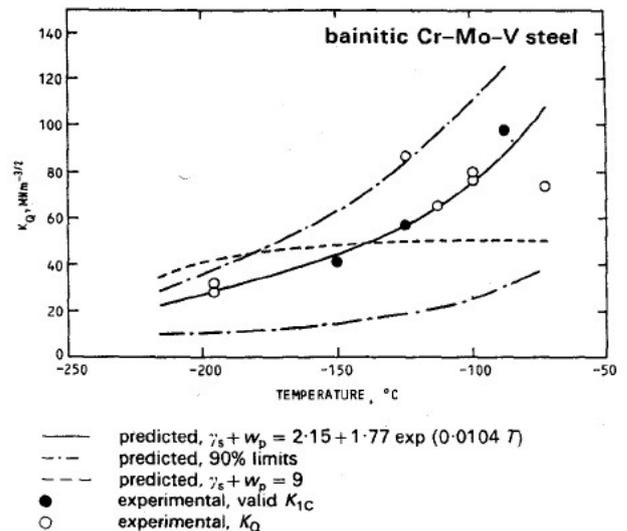


Fig.13 Incorrect transition fracture toughness behavior predicted using a constant value for  $\gamma_s+w_p=9$ <sup>11)</sup>

てきたが、有意な温度依存性があるとする方が妥当であると結論付けた。また、 $\sigma_c$  の温度依存性は、用いた試験片形状に影響され、試験温度における有効プロセスゾーン体積やひずみ増加率の変化にも影響されるとした。さらに、三村<sup>29)</sup>は、降伏応力の温度依存性は鋼の強度レベルに依存するのに対し、へき開破壊靱性の温度依存性が強度レベルに影響されにくい理由についても考察している。詳細は、文献 28)、29)を参照願いたい。

\*2 へき開破壊の限界応力、 $\sigma_c$  と有効表面エネルギー、 $\gamma_{eff}$  の間には  $\sigma_c=[\pi E \gamma_{eff} / \{2(1-\nu^2) r_0\}]^{1/2}$  の式が成り立つ<sup>11)</sup>。 $r_0$  はへき開破壊の原因となる微細構造の特徴寸法である。なお、 $\gamma_{eff}=\gamma_s+w_p$  の  $\gamma_s$  は表面エネルギー、 $w_p$  はき裂発生に吸収される塑性仕事である。

**(5) 木内らの研究 (K<sub>Jc</sub>のマスターカーブ)**

式(3)のマスターカーブは、K<sub>Jc,B</sub>を1T試験片に換算したK<sub>Jc,1T</sub>のばらつきの中間値、K<sub>Jc( med )</sub>の温度依存性を表すものであるが、筆者<sup>15), 30), 31)</sup>は平面ひずみ破壊靱性値、K<sub>Jc</sub>の温度依存性にも適用できることを示した。使用済みタービンロータの結果はすでにFig. 5<sup>15)</sup>に示した。Fig. 5のK<sub>Jc</sub>データは、FATTの異なるものが含まれているので、式(3)のTの代わりにT<sub>e</sub>(=T-FATT)を用いている。その他、国内外の原子炉圧力容器用鋼のK<sub>Jc</sub>データの温度依存性も式(3)で表されることを示した<sup>30)</sup>。その一例として、米国のHSST 02鋼(ASTMA533B Cl.1)のK<sub>Jc</sub>と試験温度の関係をFig. 14<sup>30)</sup>に示す。

Fig. 15は、タービンロータ用材料である、3.5Ni-Cr-Mo-V鋼や3.5Ni-Mo-V鋼を含む、6鋼種のK<sub>Jc</sub>データを対象にしたもので、テクニカルレポートNo.8<sup>31)</sup>から引用した。これは、高压ガス保安協会規格、KHKS 0220<sup>32)</sup>の解説に載っている図にK<sub>Jc</sub>のマスターカーブの線を追記したものであるが、その線は遷移温度域のK<sub>Jc</sub>データの温度依存性を良く表している。詳細は文献31)を参照願いたい。

**(6) K<sub>Jc,1T</sub>の温度依存性が式(3)で表されないケース**

K<sub>Jc,1T</sub>の温度依存性を式(3)のマスターカーブでは表せないとする報告もある。

山本<sup>33)</sup>によると、Spatigらは「Eurofer97鋼のK<sub>Jc,1T</sub>の温度依存性は式(3)の温度係数0.019を0.04にした方が実験結果によく合う」と報告している。

飯井<sup>34)</sup>は、熱処理によりFATTを約100℃に調整したSCM440を対象に、0.5Tの3点曲げ試験片を用いてASTM E1921に準じた破壊靱性試験を実施した。得られたK<sub>Jc,1T</sub>は、先のSpatigらの結果とは逆に式(3)のカーブを下回り、T<sub>0</sub>が室温以上になる材料については式(3)でK<sub>Jc,1T</sub>の温度依存性を適切に表現できない可能性があるとして記している。

筆者ら<sup>13)</sup>は、使用済みのタービンロータの大形試験片の破壊試験後に、Fig. 5のT<sub>e</sub>=13℃のB=200mmの試験片からはB=25mmの1CTを6個、T<sub>e</sub>=-15℃のB=100mmからはB=12.5mmの0.5CTを6個、各試験片のき裂先端が大形試験片のき裂先端を通る同心円に一致するように採取した。CT

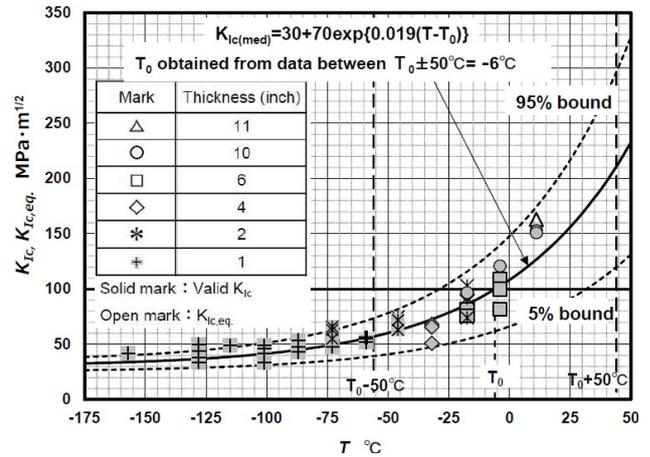


Fig.14 K<sub>Jc</sub>, K<sub>Jc,eq</sub> vs test temperature for HSST 02<sup>30)</sup>

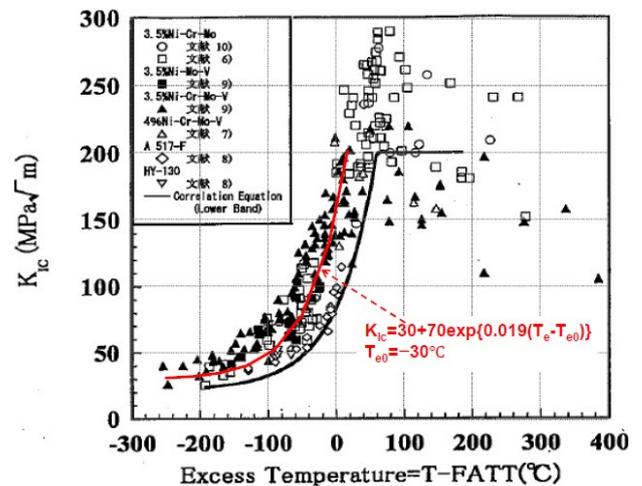


Fig.15 K<sub>Jc</sub> vs T<sub>e</sub>(=T-FATT) for various steels<sup>31)</sup>

試験片はa/W≒0.5の標準形状であり、大形試験片と同じ温度、すなわち1CTは120℃、0.5CTは90℃で弾塑性破壊靱性試験を行った。1CT 6個、0.5CT 6個のK<sub>Jc,B</sub>のデータを基に式(3)のT<sub>0</sub>を求め、T<sub>0</sub>=89.5℃(T<sub>e0</sub>=-16.5℃)が得られた<sup>30)</sup>。T<sub>e0</sub>はK<sub>Jc,1T</sub>=100 MPa√mとなるT<sub>e</sub>である。

T<sub>e</sub>=T-FATTなので、T<sub>e</sub>-T<sub>e0</sub>=T-(FATT+T<sub>e0</sub>)となり、FATT+T<sub>e0</sub>をT<sub>0</sub>と置けば、T<sub>e</sub>-T<sub>e0</sub>=T-T<sub>0</sub>と表せる。T<sub>e0</sub>=-16.5℃として、Fig. 6の横軸をT-T<sub>0</sub>(=T<sub>e</sub>-T<sub>e0</sub>)に書き直すと、Fig. 16<sup>15)</sup>が得られる。

Fig. 16には、式(1)を介してT=120℃と90℃で6個ずつ試験したK<sub>Jc,B</sub>から換算したK<sub>Jc,1T</sub>も+印で併記した。さらに、T<sub>0</sub>=89.5℃とした式(3)で与えられるK<sub>Jc( med )</sub>及び5%と95%信頼限界の線も併記した。

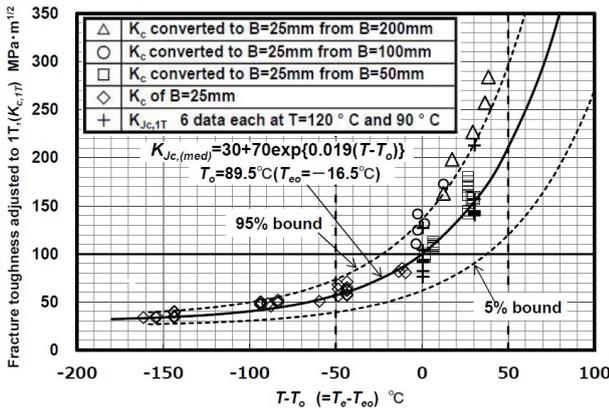


Fig. 16  $K_{Jc,1T}$  vs  $T-T_0$  for used turbine rotors<sup>15)</sup>

1CT( $\diamond$ )と2CTから1CTに換算した $K_{Jc,1T}$ ( $\square$ )は $T_0=89.5^\circ\text{C}$ とした式(3)で与えられる $K_{Jc,1T,med}$ の線にほぼ乗っているが、 $B=200\text{mm}$ ( $\Delta$ )と $100\text{mm}$ ( $\circ$ )の大形試験の結果から式(1)を用いて換算した $K_{Jc,1T}$ は、10点中9点がばらつきの上限に位置し、95%信頼限界を超える値が6点も見られる。 $\Delta$ を通る線は、Spatigらが示した式(3)の温度係数を0.04とした線に近づくが、理由は異なる。Fig. 16の場合、 $B=200$ と $100\text{mm}$ の大形試験片から得られた $K_{Jc}$ を式(1)を介して $K_{Jc,1T}$ に換算したためであるが、Spatigらは0.18Tと0.35Tの小形試験片を用いている。彼らが行ったEurofer97の $K_{Jc,1T}$ の温度依存性の温度係数が0.04となる理由は定かでない。

## 5. むすび

本報告では、ASTM E1921で定められている、へき開破壊靱性値、 $K_{Jc}$ の試験片厚依存性と温度依存性に関する仮説の根拠と妥当性について公表文献を基に検討した。また、平面ひずみ破壊靱性値、 $K_{Ic}$ の存在とその意味についても検討した。

以下に、その結果を示す。

- (1)  $K_{Jc}$ が試験片厚、 $B$ の増大に伴い低下する要因として、確率的要因と力学的要因(塑性拘束効果)がある。ASTM E1921の試験片厚補正の式(1)は確率的要因に基づき定められ、 $K_{Jc}$ は $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ までは $B$ の増加に伴い漸減する。いっぽう、小規模降伏・平面ひずみ条件を満たす式(4)を満足すれば $B$ に依存しない平面ひずみ破壊靱性値、 $K_{Ic}$ が得られるとの考えもある。
- (2) 筆者ら<sup>15)</sup>は、8種類の使用済みのタービンロータ(Cr-Mo-V鋼)を対象に $B=25, 50, 100, 200\text{mm}$ の試験片を用いて幅広い温度で行われた破壊靱性試験結果を再整理し、Fig. 5と6を求めた。両図は、 $K_{Ic}$ の存在を示唆している。
- (3)  $K_{Ic}$ 判定基準の式(4)の意味を、数値解析結果を基に力学的要因と確率的要因から検討した。力学的要因としては、要求試験片寸法が式(4)の40%の式(6)を満足すれば、 $K_{Ic}$ が得られる<sup>8)</sup>。いっぽう、確率の面では、最小値法<sup>14),17)</sup>によると、式(6)を満たす試験を3本行えば、その最小値は $K_{Ic}$ と等価と見做せる<sup>8)</sup>。
- (4) 使用済みのタービンロータのような $K_{Ic}$ と伝播停止破壊靱性値、 $K_{Ia}$ の遷移温度が比較的近い鋼材では、Fig. 8に示すように、 $K_{Ic}$ の遷移温度域での最小破壊靱性値、 $K_{min}$ が $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ に比べてはるかに大きくなる<sup>3),15)</sup>。このことは、式(4)の根拠にはならないが、遷移温度域で $K_{Ic}$ が存在する確率面での根拠になると思われる。
- (5) へき開破壊靱性値の温度依存性は、降伏応力の温度依存性で説明できるとする考え<sup>21),23)</sup>とへき開破壊限界応力の温度依存性により説明できるとする考え<sup>16),26)</sup>があるが、それらの影響は試験温度域で異なり、全体としては両方に依存すると考えるのが妥当と思われる<sup>11)</sup>。
- (6) へき開破壊靱性の温度依存性の理論的裏付けも進められているが、現状では、理論だけでは破壊靱性の温度依存性を表すことはできず、実験値に合わせる形で式(3)の温度係数が決められているのが実情である<sup>11)</sup>。
- (7) Fig. 7に示した $K_{Jc,1T}$ のみならず $K_{Ic}$ の温度依存性も式(3)で表せる(Fig.5<sup>15)</sup>, Fig.14<sup>30)</sup>, Fig.15<sup>31)</sup>参照)。 $K_{Jc,1T}$ と $K_{Ic}$ の温度依存性がともに式(3)で表せるとすることは、3.3.2で示したように矛盾する。これは、 $B=200\text{mm}$ や $100\text{mm}$ の大形試験片を用いて得られた、 $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ より

はるかに大きな遷移温度域での  $K_{Ic}$  を式(1)で  $K_{Ic,1T}$  に換算したためである。

- (8) ASTM E1921 では、適用試験片寸法に制約はないが、1T 以下の小形試験片を用いて  $K_{Ic}$  を求めることが多い。0.5T 試験片や 10mm 厚のシャルピサイズ試験片から得られる  $K_{Ic}$  とそれを式(1)で換算した  $K_{Ic,1T}$  では、さほど大きな差異はない。また、 $K_{Ic}$  が存在するとしても、換算後の  $K_{Ic,1T}$  は安全側の推定となる。

## 参考文献

- 1) Shimizu-tech Technical Report No.10; “ASTM E1921(マスターカーブ法) (2)-試験片寸法要件の根拠と妥当性-”, (2025).
- 2) ASTM E1921-23b; “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature,  $T_0$ , for Ferritic Steels in the Transition Range”, (2023).
- 3) Shimizu-tech Technical Report No.11; “ASTM E1921(マスターカーブ法) (3) -へき開破壊靱性値のばらつきの形状母数と下限値の根拠と妥当性-”, (2025).
- 4) ASTM E399-70T; “Tentative method of test for plane strain fracture toughness of metallic materials”, (1970).
- 5) Shimizu-tech Technical Report No.1; “ASTM E399 による  $K_{Ic}$  試験の合否判定基準の意義と必要性”, (2021).
- 6) 例えば、田川哲哉; “破壊じん性とその試験法”, 日本材料学会関西支部主催の講習会「破壊力学の基礎と最新応用」, pp.12-34, (2019).
- 7) 例えば、安藤柱, 岩館忠雄; “遷移温度域での弾塑性破壊靱性試験法”, 第 29 回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, pp.13-30, (1984).
- 8) 木内晃, 石原健一, 清水洋志; “へき開破壊に対する  $K_{Ic}$  試験の合否判定基準に関する数値解析的検討”, 圧力技術, 第 52 巻, 第 5 号, pp.255-265, (2014).
- 9) Anderson, T.L. and Dodds, R.H., Jr.; “Specimen Size Requirements for Fracture Toughness Testing in the Transition Region”, J. of Testing and Evaluation, Vol.19, No.2, pp.123-134, (1991).
- 10) 田川哲哉, Chaves C.E., 楊宏凱, 吉成仁志, 宮田隆司; “破壊靱性試験における試験片寸法の標準化に関する一考察”, 日本造船学会論文集, 第 186 号, pp. 485-497, (1999).
- 11) Kirk, M. T.; “The Technical Basis for Application of the Master Curve to the Assessment of Nuclear Reactor Pressure Vessel Integrity”, Prepared for USNRC, <<http://pbadupws.nrc.gov/docs/ML0935/ML093540004.pdf>>, (2002).
- 12) 日本学術振興会; “遷移温度域における弾塑性破壊じん性試験法に関する共同研究”, 第 129 委員会, 第一回共通試験報告書, (1985).
- 13) 植村啓美, 木内晃, 井上隆夫, 若三淳; “高中圧タービンロータ材の破壊じん性値の試験片厚依存性”, 材料, Vol.53, No.8, pp.877-882, (2004).
- 14) 岩館忠雄, 田中泰彦, 小野信市, 渡辺十郎; “遷移温度域での  $J_{Ic}$  測定に関する検討”, 材料, Vol.31, No.344, pp.430-436, (1982).
- 15) 木内晃, 森田聡; “使用済みタービンロータの  $K_{Ic}$  のマスターカーブに関する検討”, 圧力技術, 第 62 巻, 第 3 号, pp.115-123, (2024).
- 16) Wallin, K.; “Fracture toughness transition curve shape for ferritic structural steels”, Joint FEEG/ICF International Conference on Fracture of Engineering Materials and Structures, pp.83-88, (1991).
- 17) 安藤柱, 北毅一, 小倉信和; “J 積分による遷移温度域  $K_{Ic}$  の評価に関する数値実験”, 日本機械学会論文集(A 編), 52 巻, 474 号, pp.449-454, (1986).
- 18) Anderson, T.L., Stienstra, D. and Dodds, R. H., Jr.; “The Theoretical Framework for Addressing Fracture in the Ductile-Brittle Transition Region”, ASTM STP 1207, pp.186-214, (1994).
- 19) 三村宏; “破壊靱性のばらつきの最低値に関する検討”, 圧力技術, 第 48 巻, 第 1 号, pp.19-25, (2010).
- 20) 木原博, 池田一夫; “各種高張力鋼および低温構造用鋼の脆性破壊発生特性(Depth Notch Test)”, 溶接学会誌, 第 35 巻, 第 1 号, pp.40-48, (1966).
- 21) 宮田隆司, 大塚昭夫, 三林雅彦, 土師利昭, 粟飯原周二; “Local Fracture Criterion による破壊じん性の推定”, 材料, 第 37 巻, 第 419 号, pp. 897-903, (1988).
- 22) 宮田隆司, 大塚昭夫, 大竹剛志, 鈴木康志; “鋼のへき開破壊じん性と引張強度特性との相関”, 材料, 第 39 巻, 第 446 号, pp.1549-1555, (1990).
- 23) Miyata, T., Otsuka, A., Mitsubayashi, M., Haze, T. and Aihara, S.; “Prediction of Fracture Toughness by Local Fracture Criterion”, ASTM STP1074, pp.361-377, (1990).
- 24) Ritchie, R.O., Knott, J.F. and Rice, J.R.; “On the Relationship Between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel”, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 21, pp.395-410, (1973).
- 25) 例えば、久保司郎; “破壊力学の考え方”, 日本材料学会関西支部主催の講習会「破壊力学の基礎と最新応用」, pp.1-11, (2019).

- 26) Wallin, K., Saario, T. and Törrönen, K.; “Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel”, *Metal Science*, Vol. 18, pp.13-16, (1984).
- 27) 例えば、Natishan, M. and Kirk, M.T.; “A Physical Basis for the Master Curve,” *Proc. of the 1999 ASME Pressure Vessel and Piping Conference*, (1999).
- 28) 三村宏, 田川哲哉, 孕石泰丈, 岩崎正美, 阿部英嗣, 宮田隆司; “局所破壊応力の温度依存性”, *圧力技術*, 第 42 巻, 第 2 号, pp.69-75, (2004).
- 29) 三村宏; “破壊靱性マスターカーブ法に関するノート”, *圧力技術*, 第 36 巻, 第 1 号, pp.21-26, (1998).
- 30) 木内晃; “脆化材を含めた鉄鋼材料の  $K_{Ic}$  のマスターカーブ形状に関する検討”, *圧力技術*, 第 61 巻, 第 1 号, pp.4-14, (2023).
- 31) Shimizu-tech Technical Report No.8; “鉄鋼材料のへき開破壊靱性試験(1) - へき開破壊靱性試験の歴史 -”, (2024).
- 32) 高圧ガス保安協会; 超高圧ガス設備に関する基準, *KHKS 0220 (2020)*, 解説添付書 I, (2020).
- 33) 山本琢也; “破壊靱性試験法とデータ解析の実例”, *Journal of Plasma and Fusion Research*, Vol.91, No.7, pp. 479-488, (2015).
- 34) 飯井俊行; “ASTM E1921 のマスターカーブに適合しないフェライト鋼に関する一考察”, *日本機械学会論文集*, Vol.85, No.873, (2019).

## あとがき

5年前の2021年3月に「ASTM E399による $K_{Ic}$ 試験の可否判定基準の意義と必要性」と題する技術資料をテクニカルレポート No.1として弊社のホームページに掲載した。その後、金属と樹脂に関するASTM規格の破壊靱性試験の内容を詳しくかつ、なるべく平易に説明するとともに規格に含まれる種々の判定基準や仮説の根拠と妥当性について公表文献を基に考察し、年に2~3編ほど、テクニカルレポートとして掲載してきた。今回のNo.12で一区切りとしたい。

破壊靱性試験の規格は複雑で、多くの約束事が含まれている。試験の依頼を受けて実施する試験所では、規格に忠実に、間違いなく実施することが重要であるが、同時に、規格の約束事の背景や根拠を理解しておくことも重要である。ASTM規格の中に背景や根拠は示されていない。破壊力学の教科書、学会誌の解説、講習会のテキストなどに示されているが、十分とは言えず、納得できない点もある。

一連のテクニカルレポートでは、筆者の長年の経験を踏まえ、公表文献を調べ直し、筆者の考えを示した。論文のような査読がないので、筆者の

一方的な見解になっている所もある。ケアレスミスはともかく大きな勘違いをしていないか危惧している。読者は批判の目を持って読んでいただき、大きな間違いがあれば、ご指摘いただきたい。

ASTMの破壊靱性試験規格の第一弾として、E399が制定されたのが1970年、筆者は、その2年後に神戸製鋼所に入社し、初めて破壊靱性試験を経験した。その後、種々の破壊靱性試験の規格が制定され、また、その改訂や規格の統合が行われてきた。ASTM E399が初めて制定されてから半世紀が経過し、金属の破壊靱性試験の手法は、ほぼ完成されたと言える。しかし、ASTM規格は、毎年のように見直しが行われているのも事実である。弊社のテクニカルレポートが、破壊靱性試験に係わる方々のお役に立てるなら幸いである。

### 【著者紹介】

株式会社 シミズテック 技術顧問 木内 晃  
〒651-2241 神戸市西区室谷2丁目2番6号  
TEL : 078-992-1160 FAX : 078-992-2533  
E-mail : [kiuchi@shimizutech.co.jp](mailto:kiuchi@shimizutech.co.jp)