

# ASTM E1921(マスターカーブ法) (3)

## - へき開形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 -

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示した。

ASTM E1921 では、前報で示したように、上記の試験片寸法要件以外に 4 つの仮説、すなわち、 $K_{Jc}$  のばらつきの形状母数と位置母数 (下限値) に関する仮説と  $K_{Jc}$  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、 $K_{Jc}$  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する。

### 2. $K_{Jc}$ のばらつきの形状母数と下限値

ASTM E1921 では、弾塑性破壊靱性値、 $K_{Jc}$  のばらつき、すなわち累積破壊確率、 $P_f$  は、式(1)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、 $K_{Jc}$  の下限値、 $K_{min}$  は、鋼種、温度によらず  $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  とする。

$$P_f = 1 - \exp[-\{(K_{Jc} - K_{min}) / (K_0 - K_{min})\}^\beta] \quad (1)$$

ここで、 $K_0$  は尺度母数とよばれ、 $P_f=63.2\%$  の  $K_{Jc}$  である。

### 3. 形状母数、 $\beta=4$ の根拠と妥当性

#### 3.1 理論および数値解析による検討

前報<sup>1)</sup>で示したように、へき開形破壊は、応力支配形であり、また破壊支配域の最弱部位から発生すると考えられている。へき開破壊が Weibull 形の最弱リンク説に従うとすると、ある体積  $V$  を有する材料が一様な応力  $\sigma$  の下で破壊する確率は式(2)で与えられる<sup>3)</sup>。

$$P_f = 1 - \exp[-(V/V_0)(\sigma/\sigma_0)^m] \quad (2)$$

ここで、 $V_0$  : 脆性マイクロクラックが平均的に 1 個含まれる材料の破壊基本体積、 $m$ 、 $\sigma_0$  はそれぞれ 2 母数 Weibull 分布の形状母数と尺度母数である。

切欠きやき裂の存在により応力勾配がある場合は任意位置での応力を  $\sigma_i$  として、式(2)は式(3)のように表せる<sup>3)6)</sup>。

$$P_f = 1 - \exp[-\int_V (\sigma_i/\sigma_0)^m \cdot dV/V_0] \quad (3)$$

式(3)の体積積分の範囲は破壊支配域であるが、へき開破壊は塑性歪による第 2 相粒子の割れから発生するので、巨視き裂先端の塑性域を体積積分範囲とすると<sup>4) 5)</sup>、小規模降伏条件では、式(3)は式(4)のように表される<sup>4) 6)</sup>。

$$P_f = 1 - \exp[-(C_m K_{Jc}^4 B \sigma_{ys}^m \cdot 4) / (V_0 \sigma_0^m)] \quad (4)$$

ここで、 $B$ ：試験片厚、 $\sigma_{ys}$ ：材料の降伏応力、 $K_{Ic}$ ：平面歪破壊靱性値、 $C_m$ ：歪硬化の関数で材料が決まれば定数となる。塑性域の面積は応力拡大係数 $K$ の4乗に比例するので、 $BK^4$ はその体積である。なお、前報<sup>1)</sup>に示した Toughness Scaling Model<sup>7)</sup>の破壊指標となる主応力コンターの面積も小規模降伏では $K$ の4乗に比例する<sup>7)</sup>。

式(4)は、小規模降伏での  $K_{Ic}$  の Weibull 分布の形状母数が  $\beta=4$  となることを意味している。このように、小規模降伏条件下では、 $\beta=4$  の理論的裏付けが示されている<sup>3)6)</sup>。

いっぽう、宮田ら<sup>8)</sup>は、「き裂先端の応力分布が HRR 解のように  $r/J$  または  $r/K^2$  ( $r$ :き裂先端からの距離、 $J$ ：弾塑性破壊力学パラメータ) に対して一義的に定まるような場合、 $K_{Ic}$  の Weibull 分布の形状母数は4となる。したがって、式(4)は必ずしも小規模降伏条件下においてのみ成立する訳ではなく、大規模降伏条件下でも HRR 場が存在する限り成立するものと考えられる」と記している。

Wallin<sup>9)</sup>は、McMeeking ら<sup>10)</sup>の数値解析結果<sup>\*1</sup>を基に、 $\sigma_{yy}/\sigma_{ys}$  ( $\sigma_{yy}$ :き裂先端近傍の開口応力)と  $r/(K_I/\sigma_{ys})^2$  の間には  $r/(K_I/\sigma_{ys})^2 \leq 0.015$  において一義的な関係が存在し、へき開破壊支配域<sup>\*2</sup>のき裂先端からの距離、 $X_{eff}$  と  $K_I^2$  の間には線形関係が成立し、へき開破壊支配域の体積、 $V_{eff}$  は  $B K_I^4$  に比例すること示した。すなわち、 $K_{Ic}$  の Weibull 分布の形状母数は4となる。

### 3.2 実験値を基にした検討

Wallin<sup>9)</sup>は、同一条件で繰返し実施された  $K_{Ic}$  試験の公表値を基に2母数 Weibull 分布の形状母数と試験数の関係を整理しており、それを Fig. 1 に示す。各線は形状母数を4とした理論値でモンテカルロ法により求めた。実験値は理論値の範囲に収まっている。実験値は試験数が増えるとともに4に漸近していくが、若干高めになっている。

Wallin<sup>9)</sup>は、式(1)の3母数 Weibull 分布の  $K_{min}$  を10と20MPa $\sqrt{m}$ に変化させて Fig. 1を再整理し、 $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{m}$ の場合、実験値が理論値に一番近くなるとしている。その結果を Fig. 2 に示す。これが、ASTM 1921 で、3母数 Weibull 分布の形状母数、 $\beta=4$ 、位置母数、 $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{m}$ とした根拠の一つと思われる。

Anderson ら<sup>13)</sup>も Fig. 1と同様な整理を行っている。その結果を Fig. 3 に示す。

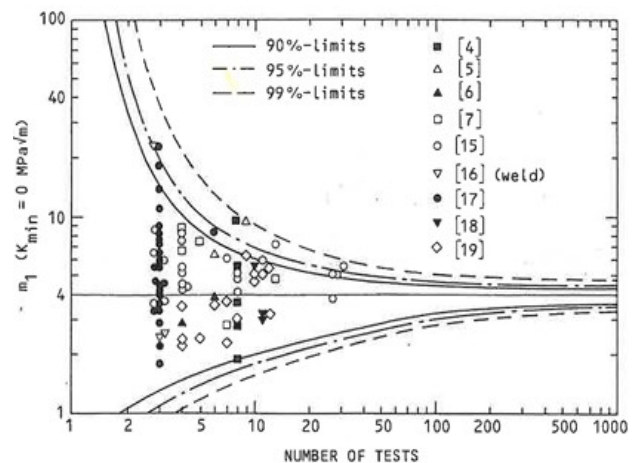


Fig.1 Theoretical scatter of experimentally determined values for the Weibull slope as a function of the number of tests ( $K_{min}=0$ )<sup>9)</sup>

\*1 McMeeking ら<sup>10)</sup>は、深いき裂を有する曲げ試験片の2次元弾塑性解析をき裂の鈍化を考慮して実施した。彼らは  $n=0.1$ 、 $\sigma_{ys}/E=300$  の条件で  $\sigma_{yy}/\sigma_{ys}$  と  $r/(J/\sigma_{ys})$  の関係を  $L/(J/\sigma_{ys})$  を種々変えて求め、小規模降伏条件の場合と比較した。ここで、 $n$ ：歪硬化指数、 $E$ ：ヤング率、 $L$ ：リガメント長さである。その結果、 $L/(J/\sigma_{ys}) > 25$  では  $r/(J/\sigma_{ys}) < 5$  の範囲で  $\sigma_{yy}/\sigma_{ys}$  と  $r/(J/\sigma_{ys})$  の関係は一義的に表され、小規模降伏の解析結果ともほぼ一致した。小規模降伏条件下では、 $K^2=JE=m\delta E\sigma_{ys}$  の関係が成り立つ。ここで、 $\delta$ ：き裂先端開口変位、 $m$ ：塑性拘束度係数(深いき裂を有する3点曲げ試験片では  $m=2$ )である。Wallin<sup>9)</sup>は  $K^2=JE$ 、 $E/\sigma_{ys}=300$  の関係を用いて  $\sigma_{yy}/\sigma_{ys}$  と  $r/(J/\sigma_{ys})$  の関係を  $\sigma_{yy}/\sigma_{ys}$  と  $r/(K_I/\sigma_{ys})^2$  の関係に書き直した。 $n$ が変わると同一  $K$  値でもピーク応力は変化するが、対象とする鋼に限れば上記の一義的な関係は成立する。

\*2 Wallin<sup>11)</sup>はへき開破壊支配域を  $r/\delta \leq 6 \sim 10$  とし、Neverlinen ら<sup>12)</sup>は  $2 \leq r/\delta \leq 6 \sim 8$  としている。 $m=2$ 、 $E/\sigma_{ys}=300$  とすると、 $r/\delta \leq 6 \sim 10$  は  $r/(J/\sigma_{ys}) \leq 3 \sim 5$ 、 $r/(K_I/\sigma_{ys})^2 \leq 0.01 \sim 0.017$  と表せる。

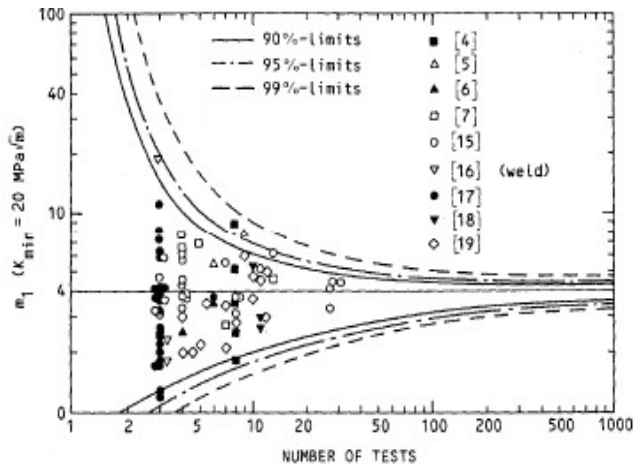


Fig. 2 Theoretical scatter of experimentally determined values for the Weibull slope as a function of the number of tests ( $K_{\min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )<sup>9)</sup>

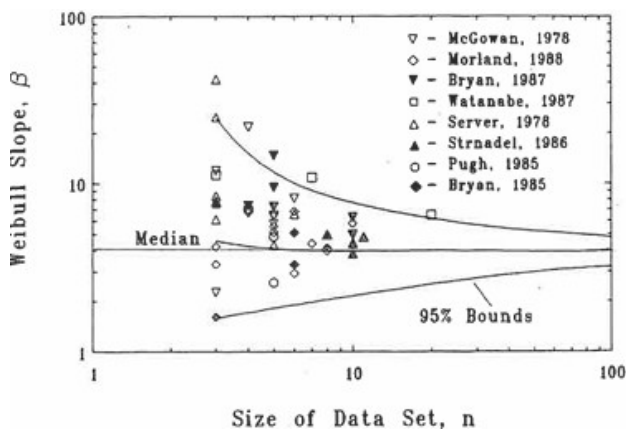


Fig. 3 Effect of sample size on Weibull slope for cleavage fracture toughness data ( $K_{\min}=0$ )<sup>13)</sup>

Anderson ら<sup>13)</sup>は、Fig. 3 において塑性拘束緩和を補正した小規模降伏状態の結果も示した。補正後の方が形状母数、 $\beta$  は大きくなる。彼らは「 $K_{Jc}$  のばらつきを検討する前に塑性拘束緩和の補正を行うべき」と記しているが、ここでは、Fig. 1 と比較するため、補正前の結果を示した。

Fig. 3 では、実験値を 2 母数 Weibull 分布で整理した場合、 $\beta$  は理論値の 4 よりかなり上方に偏在している。

いずれも試験数が増えるとともに縦軸の  $\beta$  はある値に漸近していくが、理論値の 4 に漸近するのかそれより高い値になるのか明確でない。これを明らかにするには試験数の多いデータが重要になる。これについては 5 章で検討する。

#### 4. $K_{\min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の根拠と妥当性

$K_{\min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  の根拠は、前章に示した Fig. 2 の実験事実にあると思うが、それ以外に、Anderson ら<sup>13)</sup>の論文には、以下のような記述がある。

「破壊靱試験片への疲労予き裂導入後には、き裂先端に圧縮残留応力場が生じ、負荷を与えてもこの圧縮残留応力場が無くなるまでは破壊しない。 $K_{\min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  は Wallin が提案したものであるが、これはもともと上記の疲労予き裂導入による圧縮残留応力場の効果に基づいている。Wallin は破壊靱性の最小値は、疲労予き裂導入時の  $K$  値より大きいに違いないとした。この意見は、破壊靱性の温度依存性の下部棚では何らかの影響を持つが、遷移温度域では重要な要素である可能性は低い」と Anderson らは記している。

$K_{\min}$  の根拠については 6 章でも検討する。

#### 5. MPS と JSPS 共催ラウンドロビン試験のデータを用いた整理

MPS (Material Properties Council) ワーキンググループと JSPS (Japan Society for the Promotion of Science) 共催のラウンドロビン試験では、 $B=25.4\text{ mm}$  の CT 試験片を用いて  $-100^\circ\text{C}$ 、 $-75^\circ\text{C}$ 、 $-50^\circ\text{C}$  の 3 温度で各々約 50 本の繰返し試験を実施し、原子力圧力容器用鋼である ASTM A 508 Cl.3 の弾塑性破壊靱性、 $K_{Jc}$  を求めている。 $K_{Jc}$  の数値は、Van Der Sluys ら<sup>14)</sup>の論文に載っている。ラウンドロビン試験の  $K_{Jc}$  と試験温度、 $T$  の関係を Fig. 4 に示す。

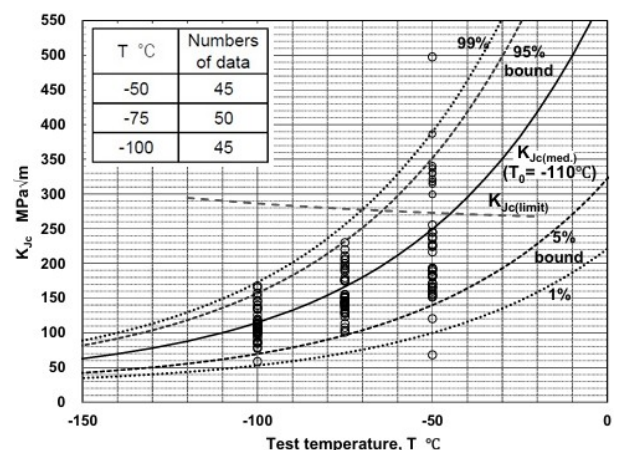


Fig 4  $K_{Jc}$  vs. test temperature, obtained from the data<sup>14)</sup> of MPS/JSPS Cooperative Testing Program

Fig. 4 には、 $-100^{\circ}\text{C}$  の  $K_{Jc}$  データから求めた参照温度、 $T_0^{(2)}$  ( $=-110^{\circ}\text{C}$ ) で  $100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  を通る  $K_{Jc}$  の中央値、 $K_{Jc(\text{med})}$  の線と  $K_{Jc}$  のばらつきの信頼度限界 (1%と 99%及び5%と 95%) の線も併記した。また、 $K_{Jc}$  の有効限界値、 $K_{Jc(\text{limit})}^{(2)}$  も併記した。 $K_{Jc} \leq K_{Jc(\text{limit})}$  のデータが有効となる。

## 5.1 2 母数 Weibull 分布

5.1 では、上記データを用いて 2 母数 Weibull 分布の形状母数、 $\beta$  を調べる。

式(1)は式(5)のように表される。 $K_{\min}=0$  とすると 2 母数 Weibull 分布となる。

$$\ln[\ln\{1/(1-P_f)\}] = \beta \{\ln(K_{Jc} - K_{\min}) - \ln(K_0 - K_{\min})\} \quad (5)$$

Fig. 4 の  $-50^{\circ}\text{C}$  の 1%と 99%の信頼度限界の間で  $K_{Jc(\text{limit})}$  以下のデータ (32 個) を用いて、 $K_{\min}=0$  とした場合の式(5)の関係、すなわち、2 母数 Weibull 分布を Fig. 5 に示す。同図には、試験後に SEM を用いて測定した、各試験片の延性き裂進展量 (ストレッチゾーン幅+安定延性き裂長さ)、 $\Delta a$  も併記した。また、形状母数、 $\beta=4$  の傾きも示した。

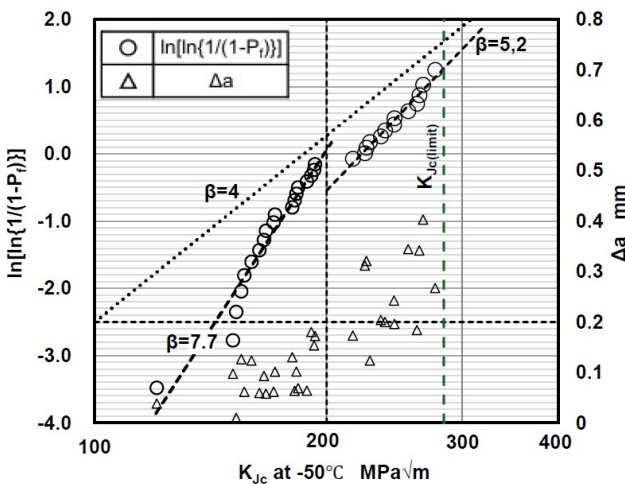


Fig 5 Two-parameter Weibull plot of  $K_{Jc}$  data<sup>14)</sup> for ASTM A 508 Class 3 at  $-50^{\circ}\text{C}$

Fig.5 から以下のことが言える。

- (1)  $K_{Jc}=200\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  を境に Weibull 分布の傾き  $\beta$  が異なる。 $K_{Jc}>200\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  で  $\beta=5.2$ 、 $K_{Jc}\leq 200\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  では  $\beta=7.7$  となる。

- (2)  $K_{Jc}\leq 200\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  では  $\Delta a<0.2\text{mm}$  であり、 $K_{Jc}>200\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  では  $\Delta a\geq 0.2\text{mm}$  の安定延性き裂発生後のデータが多く含まれる。なお、日本溶接協会の破壊靱性試験規格である WES 1108-2016 では  $\Delta a=0.2\text{mm}$  を安定延性き裂発生の判定基準としている。

安定延性き裂発生前後で破壊靱性値の Weibull 分布の傾きが変化し、発生後の傾きが低下することは幾つかの文献<sup>15)-17)</sup>で指摘されている。田川ら<sup>17)</sup>はその理由についても考察している。

へき開破壊が Weibull 形の最弱リンク説に従うとする概念は、本来、安定延性き裂を伴わない状態の概念であるので、本報では  $\Delta a<0.2\text{mm}$  のデータ、すなわち  $K_{Jc}\leq 200\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  のデータを対象に整理を行う。なお、 $-75^{\circ}\text{C}$  と  $-100^{\circ}\text{C}$  のデータはすべて  $\Delta a<0.2\text{mm}$  であり、1~99%の信頼度限界内にある。

$-75^{\circ}\text{C}$  と  $-100^{\circ}\text{C}$  のデータを用いた 2 母数 Weibull 分布を Fig. 6 に示す。また、各試験温度での 2 母数 Weibull 分布の形状母数、 $\beta$  をまとめて Table 1 に示す。Table 1 によると 2 母数 Weibull 分布の傾き、 $\beta$  は試験温度の低下に伴い減少する。Fig. 4 では、

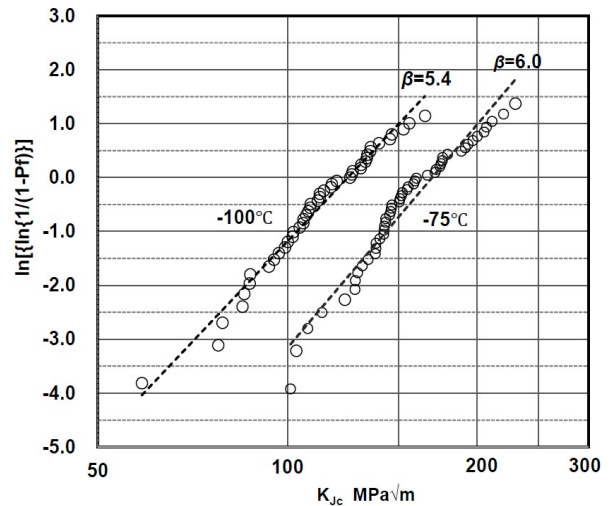


Fig 6 Two-parameter Weibull plot of  $K_{Jc}$  data<sup>14)</sup> for ASTM A 508 Class 3 at  $-75^{\circ}\text{C}$  and  $-100^{\circ}\text{C}$

Table 1 Two-parameter Weibull slope at -50, -75 and  $-100^{\circ}\text{C}$  (Target data: 1% to 99% confidence bound)

| Test Temperature $^{\circ}\text{C}$ | -50      | -75      | -100     |
|-------------------------------------|----------|----------|----------|
| Weibull slope, $\beta$              | 7.7 (19) | 6.0 (50) | 5.4 (45) |

The number in parenthesis is the number of test pieces.

-50℃のばらつきが一番大きく見えるが、 $K_{Jc} \leq 200$  MPa $\sqrt{m}$  ( $\Delta a < 0.2$ mm)に限れば、-50℃のばらつきが一番小さくなる。

へき開破壊の発生が最弱リンク説に従い、そのばらつきは2母数 Weibull 分布で表されることを示したが、実際は、き裂発生後に伝播停止することがある<sup>13)</sup>。これに関しては6章で詳しく説明する。

Anderson ら<sup>13)</sup>は伝播停止条件を含めた破壊確率の式を提案したが変数が4つもあり、実験データをその式に合わせることが難しい。彼ら<sup>13)</sup>はその式を $\beta=4$ とした式(1)の3母数 Weibull 分布で近似できることを示し、 $K_{min}$ の値を調整することで $K_{Jc}$ のばらつきをよく表現できることを示した。

式(1)の $\beta$ は $K_{min}$ の値によって変化する。次項では、 $\beta$ と $K_{min}$ の関係について検討する。

## 5.2 3母数 Weibull 分布 ( $\beta$ と $K_{min}$ の関係)

一例として、Fig.4 の-75℃のデータを対象に式(5)で表される3母数 Weibull 分布を Fig. 7 に示す。 $K_{min}=20$ MPa $\sqrt{m}$ では $\beta=5.2$ 、 $K_{min}=50$ MPa $\sqrt{m}$ では $\beta=4.0$ となる。同様な解析を-50℃の $K_{Jc} \leq 200$  MPa $\sqrt{m}$ のデータおよび-100℃のデータに対して行い、 $K_{min}=20$ MPa $\sqrt{m}$ に対する $\beta$ と $\beta$ が理論値の4となる $K_{min}$ を求めた。1%~99%の信頼度限界内の $K_{Jc}$ データを対象に求めた各試験温度での3母数 Weibull 分布の $\beta$ と $K_{min}$ の値を Table 2 に示す。

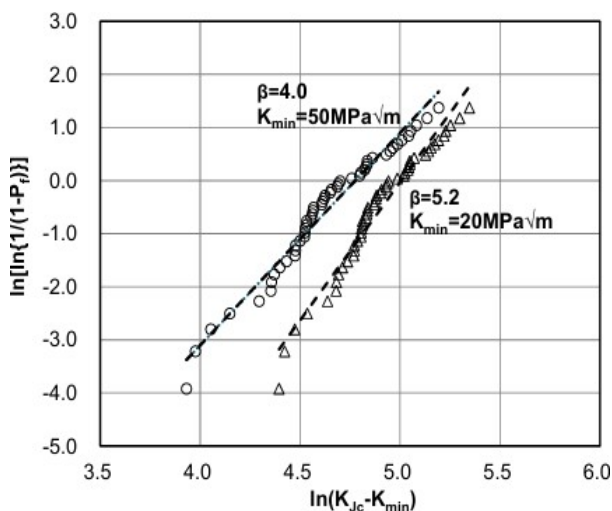


Fig 7 Three-parameter Weibull plot of  $K_{Jc}$  data<sup>14)</sup> for ASTM A 508 Class 3 at -75℃

**Table 2**  $\beta$  for  $K_{min}=20$ MPa $\sqrt{m}$  and  $K_{min}$  for  $\beta=4$   
(Target data: 1% to 99% bound for each temp.,  
and  $K_{Jc} \leq 200$ MPa $\sqrt{m}$  only for -50℃)

| Test Temperature °C                       | -50      | -75      | -100     |
|-------------------------------------------|----------|----------|----------|
| $\beta$ for $K_{min}=20$ MPa $\sqrt{m}$   | 7.9 (19) | 5.2 (50) | 4.3 (45) |
| $K_{min}$ for $\beta=4$ (MPa $\sqrt{m}$ ) | 83 (19)  | 50 (50)  | 25 (45)  |

The number in parenthesis is the number of test pieces.

Table 2 から以下のことが言える。

- (1)  $K_{min}=20$ MPa $\sqrt{m}$ での Weibull 分布の傾き $\beta$ は、-50℃では8に近い値になるが、Table 1と同様、試験温度の低下に伴い減少する。
- (2) ASTM E1921では $K_{min}$ は温度によらず20 MPa $\sqrt{m}$ 一定であるが、Table 2では $\beta=4$ としたときの $K_{min}$ は試験温度の上昇に伴い増加する。-100℃では $K_{min}=25$ MPa $\sqrt{m}$ と ASTM E 1921の $K_{min}=20$ MPa $\sqrt{m}$ に近いが、-50℃では $K_{min}=83$  MPa $\sqrt{m}$ とかなり大きな値を示す。
- (3)  $K_{min}$ を大きくすると $\beta$ は小さくなる。-50℃の $\beta$ が $K_{min}=0$ のTable 1の場合7.7、 $K_{min}=20$ MPa $\sqrt{m}$ のTable 2の場合7.9と逆の傾向を示すのは、Table 1は、先に示したように、1~99%の信頼度限界内で $K_{Jc} \leq K_{Jc(limit)}$ の32個のデータで累積破壊確率、 $P_f$ を求め、次に $K_{Jc} \leq 200$ MPa $\sqrt{m}$  ( $\Delta a < 0.2$ mm)のデータ(19個)を対象に Weibull 分布の傾きを求めて $\beta=7.7$ を得たのに対し、Table 2の $\beta=7.9$ は上記の19個のデータを対象に $P_f$ を求めていることに起因する。

上記のように、ラウンドロビン試験のA 508 Cl. 3の $K_{Jc}$ データを用いた解析では、 $\beta=4$ とした場合の $K_{min}$ は試験温度の上昇に伴い増加し、遷移温度域では20MPa $\sqrt{m}$ より数倍大きな値を示した。なお、 $\beta=4$ として $K_{min}$ を求める際、 $\Delta a < 0.2$ mmのデータに限るか否かで結果は変わるが、 $\Delta a < 0.2$ mmのデータに限るのが理屈に合っている。次章では、 $K_{min}$ の温度依存性とその根拠について検討する。

## 6. $K_{min}$ の温度依存性とその根拠

### 6.1 へき開破壊伝播停止のメカニズム

3.1項に示したように、へき開破壊の発生が Weibull 形的最弱リンク説に従うとすると、その破

破壊率は2母数Weibull分布で表される。すなわち、最小値は0となるが、最弱部位から発生したへき開き裂は停止することがある。Anderson 著<sup>18)</sup>の教科書には、へき開き裂の伝播が持続しない例として、Fig. 8の3例を示している。

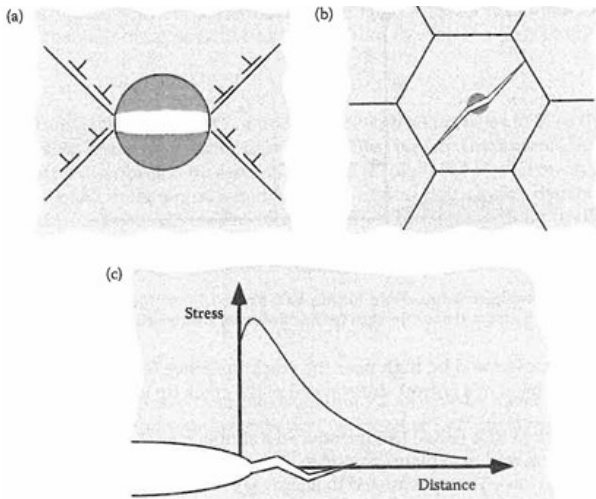


Fig. 8 Example of unsuccessful cleavage events<sup>18)</sup>  
(a) arrest at particle-matrix interface, (b) arrest at a grain boundary and (c) arrest due to stress gradient

このようなへき開き裂の伝播停止が生じると  $K_{min} > 0$  となり、有限の  $K_{min}$  が存在することになる。Fig. 8の(a)と(b)によるき裂停止を克服し、伝播を継続する条件は古くから検討されている<sup>18)</sup>。それらを考慮に入れた、へき開破壊の数値モデル<sup>13), 19)</sup>も提案されている。いっぽう、Fig. 8(c)の検討例は少ない。以下では、Fig. 8(c)に着目して、 $K_{min}$ の温度依存性について検討する。

三村<sup>20)</sup>は、Anderson<sup>13)</sup>と Wallin<sup>21)</sup>の論文を引用し、 $K_{min}$ の温度依存性とその根拠について、以下のように考察している。

Andersonらや Wallinは、最弱リンク説に従い予き裂先端近傍でへき開き裂が発生しても、予き裂と連結した巨視的き裂の進展力が不十分なら、すなわち  $K$  値がある値以下ならき裂伝播を継続できないと考えた。三村<sup>20)</sup>は、脆性き裂伝播抵抗が  $K_{min}$  を支配しているとする彼らの仮説を検証し、き裂伝播抵抗を考慮した、Bereminモデルの  $K_{Ic}$  分布の修正モデル式を提案した。それを基に、 $K_{Ic}$

の下限である  $K_{min}$  について検討した。その結果、 $K_{min}$  は対象鋼の発生破壊靱性、 $K_{Ic}$  と伝播停止破壊靱性、 $K_{Ia}$  の遷移温度の差、 $\Delta T$  に依存することを示した。 $\Delta T$  が  $100^{\circ}\text{C}$  より大きい、低炭素構造用鋼のような鋼材では、 $K_{Ic}$  と  $K_{Ia}$  の遷移温度域は重ならず、 $K_{Ic}$  の遷移温度域は  $K_{Ia}$  の下部棚に相当する。その結果、き裂伝播抵抗、すなわち  $K_{Ia}$  に支配される  $K_{min}$  は、温度に依らずほぼ一定で  $K_{min} \approx 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  となる。いっぽう、ASTM A 508 Cl. 3 のような  $\Delta T$  が比較的小さい鋼材では、 $K_{Ic}$  と  $K_{Ia}$  の遷移温度域の重なりが大きくなる。その結果、 $K_{min}$  は、遷移温度域の  $K_{Ia}$  に支配されて温度の上昇に伴い増加し、 $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  より大きくなると説明した。

## 6.2 使用済みタービンロータの $K_{Ic}$ と $K_{min}$ の温度依存性

ASTM A 508 Cl. 3 より  $\Delta T$  が小さい鋼材の例として、筆者ら<sup>22)</sup> が求めた使用済みタービンロータ (Cr-Mo-V 鋼) の  $K_{Ic}$  及び  $K_{Ic,eq}$  と試験温度の関係を Fig. 9 に示す。 $K_{Ic,eq}$  は  $K_{Ic}$  相当値で、詳しくは文献<sup>22)</sup> を参照願いたい。

Fig. 9の  $K_{Ic}$  及び  $K_{Ic,eq}$  は試験片厚、 $B$  が  $200 \text{ mm}$ 、 $100 \text{ mm}$  の大形試験片から  $B=50 \text{ mm}$ 、 $25 \text{ mm}$  の試験片を用いて得られた。タービンロータの違いや採取位置により靱性が異なるので、Fig. 9の横軸は試験温度、 $T$  から各々の  $2 \text{ mm V}$  ノッチシャルピ衝撃試験の脆性-延性破面遷移温度、 $FATT$  ( $99 \sim 177^{\circ}\text{C}$ ) を差し引いた Excess Temperature,  $T_e$  で表示

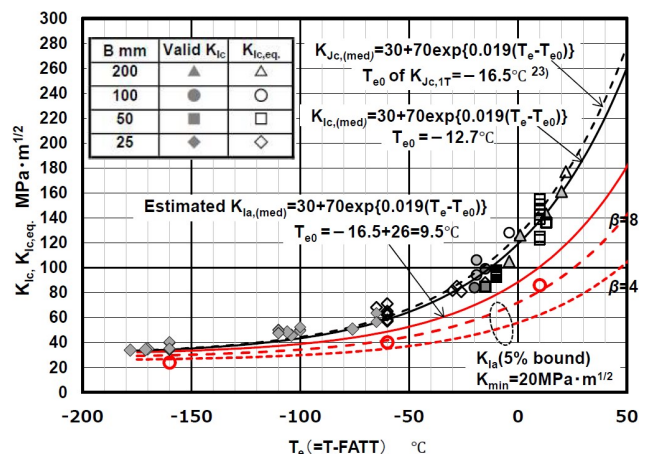


Fig. 9  $K_{Ic}$ ,  $K_{Ic,eq}$  vs.  $T_e$  for used turbine rotors

した。計 64 個のデータが存在するが、ばらつきの小さい結果となっている。なお、 $K_{Ic}$ ,  $K_{Ic,eq}$  の中央値,  $K_{Ic,med}$  の温度依存性は ASTM E1921 のマスターカーブの式を用いて表すことができる (Fig. 9 参照)。

Fig. 9 には、 $T_e=10^\circ\text{C}$  で 8 点、 $-60^\circ\text{C}$  で 6 点、 $-160^\circ\text{C}$  で 8 点のデータが存在しているので、式(5)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>22)</sup>。Fig. 9 には、それらの  $K_{min}$  を○印で示した。また、後述の  $\Delta T$  を推定する式(6)を用いて求めた伝播停止破壊靱性の中央値,  $K_{Ia,med}$  の温度依存性も併記した。その求め方は 6.4 項で説明する。

○印の  $K_{min}$  は  $K_{Ia,med}$  の線より低くなっている。 $K_{Ia}$  のばらつきは、静的破壊靱性値ほど大きくないと言われている<sup>20)</sup>が存在するので、 $K_{min}$  が  $K_{Ia,med}$  より低くなることに矛盾はない<sup>\*3)</sup>。

$K_{min}$  の温度依存性を考慮して  $K_{Ic}$  の信頼度限界を求めることは複雑で難しい。5.2 項に示したように  $K_{min}$  と  $\beta$  は関連があり、 $K_{min}$  を小さくすると  $\beta$  は大きくなる。Fig. 9 には、 $K_{Ia}$  についても  $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  とした ASTM E1921 と同じ手法で求めた 5%信頼度限界の線を  $\beta=4$  と 8 の 2 種類について示した。下部棚域では、両者の差は小さく、○印で示した  $K_{Ic}$  の下限値,  $K_{min}$  とほぼ一致している。しかし、遷移温度域の  $T_e=10^\circ\text{C}$  では  $\beta=4$  と 8 の差は大きくなり、○印は  $\beta=8$  に近い結果となる。

### 6.3 原子力圧力容器用鋼の $K_{Ic}$ と $K_{Ia}$

筆者<sup>23)</sup>は、国内外の公表文献を基に使用済みタービンロータや国内外の原子力圧力容器用鋼の  $K_{Ic}$  のマスターカーブについて検討した。その中の一つである米国の HSST プログラムの HSST 02 鋼 (ASTM A533B Cl.1) の  $K_{Ic}$ 、 $K_{Ic,eq}$  と試験温度の関係を Fig. 10 に示す。Fig.10 には、 $K_{Ic,med}$  と 5%信頼度限界,  $K_{Ic(0.05)}$  の線も併記した。信頼度限界の線は  $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  とした ASTM E1921 の式を適用して

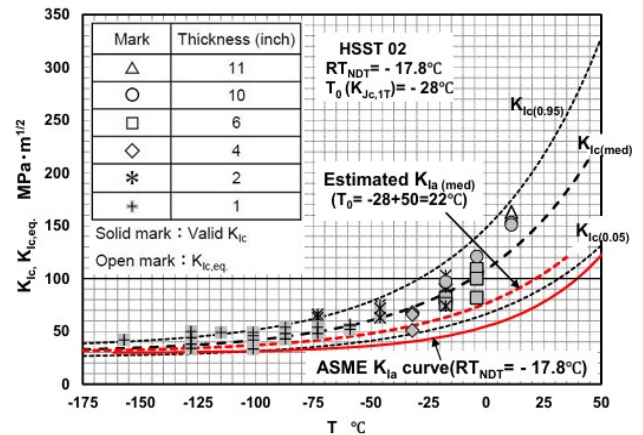


Fig.10  $K_{Ic}$ ,  $K_{Ic,eq}$  vs. test temperature for HSST 02

求めた。また、ASME Sec.XI の  $K_{Ia}$  曲線も併記した。

ASME Sec.XI では、 $K_{Ic}$  と  $K_{Ia}$  曲線が多数の実験データの下限として  $T-R_{TNDT}$  との関係で与えられている<sup>24)</sup>。 $RT_{TNDT}$  は原子力分野で用いられる靱性指標の一つで、HSST 02 の場合、 $RT_{TNDT}=-17.8^\circ\text{C}$ <sup>25)</sup>である。また、同図には、以下のような手法で求めた  $K_{Ia,med}$  の温度依存性も併記した。

6.4 項の式(6)に HSST 02 の  $T_0=-28^\circ\text{C}$ <sup>\*4)</sup>、室温降伏応力,  $\sigma_{ys}=480\text{MPa}$  を代入して  $\Delta T=50^\circ\text{C}$  を求め、 $K_{Ia,med}$  の  $T_0=22(=-28+50)^\circ\text{C}$  を求めた。

$K_{Ic,med}$ 、 $K_{Ia,med}$ 、ASME  $K_{Ia}$  曲線の順に低下しており、定性的には矛盾のない結果になっている<sup>\*3)</sup>。

なお、Fig. 10 の  $K_{Ic(0.05)}$  の線は、 $K_{Ia,med}$  と ASME Sec.XI の  $K_{Ia}$  曲線の間位置し、類似した温度依存性を示している。

### 6.4 $\Delta T$ の推定式と Fig. 9 の $K_{Ia}$ の求め方

Wallin<sup>26)</sup>は、伝播停止破壊靱性,  $K_{Ia}$  の温度依存性も ASTM E1921 のマスターカーブと同じ式で表示できることを示し、 $B=25.4\text{mm}$  の静的破壊靱性値,  $K_{Ic,1T}$  と  $K_{Ia}$  の  $T_0$  の差,  $\Delta T$  を推定する式を求めた。原子力圧力容器用鋼とその脆化材を主とする数多くのデータを対象に解析し、式(6)を提案した。

$$\Delta T = \exp [5 \cdot (T_0 + 273) / 136.3 + \sigma_{ys} / 683.3] \quad (6)$$

\*3 本報では、「 $K_{min}$  は  $K_{Ia}$  に支配される」との仮説を基に考察したが、その確かさは更に検討する必要がある。

\*4 文献 23) では、複数の文献から HSST 02 の破壊靱性値を 40 点読み取り  $T_0=-32^\circ\text{C}$  を求めたが、重なっているデータも多く、文献値<sup>25)</sup>の  $T_0=-28^\circ\text{C}$  (データ数:69) と若干異なる。本報では、 $T_0=-28^\circ\text{C}$  を用いる。

ここで、 $T_0 : K_{Jc,IT}$  の中間値、 $K_{Jc(med)}=100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  となる試験温度( $^{\circ}\text{C}$ )で、式(6)によると  $\Delta T$  は  $T_0$  が高温になるほど小さくなる。 $T_0$  として文献 23) で求めた使用済みタービンロータの  $89.5^{\circ}\text{C}$ 、 $\sigma_{ys}$  として  $T_0$  を求めたロータの室温降伏応力、 $635\text{MPa}$  を式(6)に代入すると  $\Delta T=26^{\circ}\text{C}$  となる。Fig. 9 の  $K_{Ia(med)}$  の線は、 $K_{Jc(med)}$  の線を  $26^{\circ}\text{C}$  高温側にシフトした線である。

## 7. 考察

### 7.1 鋼種、温度によらず $\beta=4$ とすることの妥当性

Weibull 分布の形状母数、 $\beta=4$  は、へき開破壊の発生の観点では、理論的に正しく、小規模降伏のみならず弾塑性状態でも成り立つと考えられる。いっぽう、実験値では、 $\beta$  が 4 より大きくなるとの報告<sup>13)</sup>も見られる。実験値を Weibull 分布で整理する場合、データ数が多いことが重要である。

ASTM A 508 Cl.3 を対象に、 $-100^{\circ}\text{C}$ 、 $-75^{\circ}\text{C}$ 、 $-50^{\circ}\text{C}$  の 3 温度で各々約 50 本の繰返し試験を実施した、MPS と JSPS 共催のラウンドロビン試験で得られた  $K_{Jc}$  の有効データを再整理した結果、 $\beta$  は試験温度の増加に伴い大きくなり、遷移温度域高温側の  $-50^{\circ}\text{C}$  では、8 に近い値になった。

いっぽう、先に示した Wallin<sup>9)</sup>の報告(Fig.1&2)以外にも  $\beta=4$  を妥当とする実験結果<sup>27), 28)</sup>が報告されている。また、「 $\beta$  は試験温度の低下に伴い大きくなる」との、本報告と異なる意見<sup>29)</sup>もある。

以下、本報告と過去の報告との差異の理由について検討する。ここで、注意すべきことは遷移温度域では安定延性き裂を伴う破壊形態が生じる可能性があることである。Fig. 5 に示したように、安定延性き裂の発生前後で  $\beta$  の値が変化する。理論的に考えても、安定延性き裂の発生前は  $\beta=4$ 、発生後は  $\beta=2$  に漸近するとの報告<sup>16), 17)</sup>がある。実験値を用いて  $\beta=4$  の妥当性を調べる場合、先に示したように、安定延性き裂発生前のデータを基に  $\beta$  を求めるべきと思うが、発生前後の全データを直線近似して  $\beta$  が求められていることが多い。この観点から、過去の報告例を再整理してみる。

Fig.1<sup>9)</sup>で実験数が約 25~30 の○印の 4 点は岩館

らの試験結果<sup>30)</sup>である。その中で  $\beta=4$  に一番近い  $\beta=3.8$  は、SA508 Cl.3 から採取した 0.5TCT 試験片を用いて求めた、 $-20^{\circ}\text{C}$  での  $J_c$  値を整理したもので、その Weibull 分布を Fig. 11<sup>30)</sup>に示す。

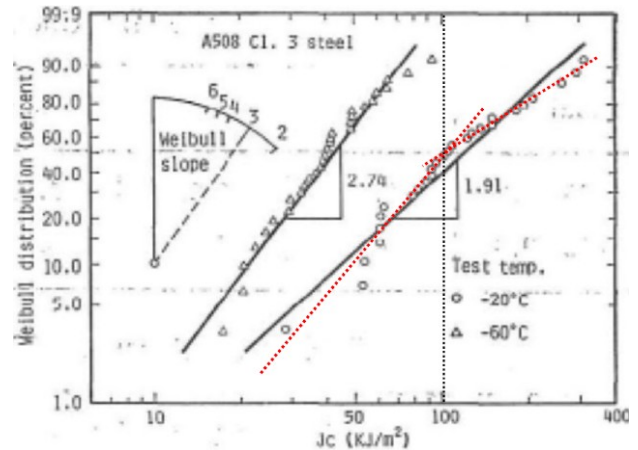


Fig 11 Weibull distribution of  $J_c$  measured with 0.5CT specimens for SA 508 Cl.3 steel<sup>30)</sup>

$-20^{\circ}\text{C}$  のデータの傾きは 1.91 であるが、横軸を  $K_{Jc}$  で整理すると  $\beta=3.82$  となる。岩館は試験後に SEM を用いて延性き裂進展量、 $\Delta a$  を計測しており、 $\Delta a=0.2\text{mm}$  で  $J_c \approx 110\text{kJ/m}^2$  となっている<sup>30)</sup>。

Fig. 11 の  $-20^{\circ}\text{C}$  のデータは  $J_c \approx 110\text{kJ/m}^2$  で傾きが変化している。 $\Delta a < 0.2\text{mm}$  のデータを対象に目視で直線近似線を引き、傾きを求めると 2.5 となる。 $K_{Jc}$  で整理した場合の傾きに直すと  $\beta=5.0$  となる。

岩館ら<sup>30)</sup>は、発電機ロータ軸材に用いる SA470 Cl.6 についても  $-60^{\circ}\text{C}$  と  $-100^{\circ}\text{C}$  で同様な試験を実施している。Fig.1 の  $\beta=5.2$  の○印 2 点がそれに相当する。SA470 Cl.6 の場合、Fig. 11 のような Weibull 分布は示されていないが、 $-60^{\circ}\text{C}$  では安定延性き裂発生前後の値が混在しており、再整理すると  $\beta$  が Fig. 1 より高くなる可能性はある。

田川ら<sup>27)</sup>は SM41B や Ni-Cr-Mo-V 鋼等を対象に  $J_c$  試験を同一温度で多数行い、 $K_{Jc}$  の Weibull 分布を求めている。それを Fig. 12 に示す。彼ら<sup>27)</sup>も Fig. 1 と同様、2 母数 Weibull 分布の傾き、 $\beta$  を試験数、 $N$  の関係として整理しており、 $N$  が増えると  $\beta=4$  に漸近する結果を示している。その中で試験数が一番多いのが SM41B で、 $N=60$ 、 $\beta=3.5$  である。

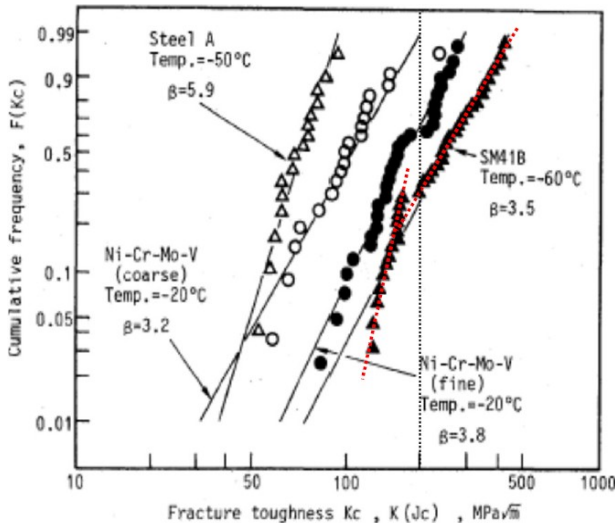


Fig. 12 Weibull distribution of fracture toughness for steels tested<sup>27)</sup>

Fig. 12 の SM41B の結果をみると  $K_{Jc} \approx 180 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  を境に傾きが変化しており、安定延性き裂の発生時の  $K_J$  に相当すると推測される。 $K_{Jc} < 180 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  のデータを対象に目視で直線近似線を引き、傾きを求めると  $\beta = 8.2$  となる。

Fig. 13 は、田川ら<sup>17)</sup> が安定延性き裂発生前後の  $K_{Jc}$  の Weibull 分布の傾きの違いを検討するために行った SM490A の実験結果である。 $-10^\circ\text{C}$ 、 $-20^\circ\text{C}$  では安定延性き裂を伴うデータも含まれており、傾きの屈曲点が  $\Delta a = 0.2 \sim 0.3 \text{ mm}$  に相当する<sup>17)</sup>。実線は理論から得られる傾きで、安定延性き裂発生前は  $\beta = 4$ 、発生後は  $\beta = 2$  となっている。 $\Delta a < 0.3 \text{ mm}$  の実験値の傾きを調べるため、 $K_{Jc} < 300 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  の●を目視で直線近似すると  $\beta = 7.3$  となる。

Fig. 11～13 および本報で整理した Fig. 5 のように、遷移温度域の高温側では安定延性き裂の発生前後のデータが混在するが、安定延性き裂の発生前のデータを対象にした  $\beta$  は 5.0、8.2、7.3、7.7 と 4 より大きな値を示した。

いっぽう、遷移温度域の低温側から下部棚の範囲では、Table 2 に示すように試験数を多くすれば  $\beta = 4$  になるのではないと思われる。すなわち、その領域で試験数  $N$  と  $\beta$  の関係を求めると、 $N$  の増加に伴い  $\beta$  は 4 近くになるとと思われる。しかし、遷移温度域、特に安定延性き裂を伴うデータが混在する遷移温度の高温側では、 $N$  を増加しても

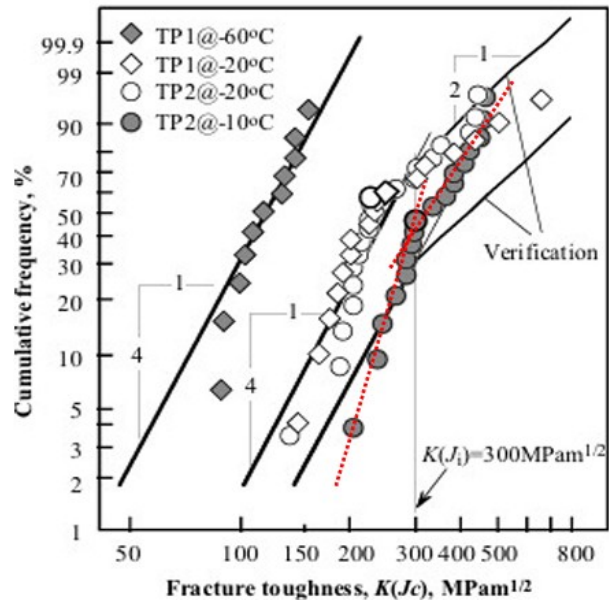


Fig. 13 Weibull distribution of fracture toughness for SM490A<sup>17)</sup>

$\beta = 4$  に漸近しないケースも十分に考えられる。この原因は、 $K_{min}$  を温度によらず 0 又は  $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  と設定することにあると思われる。これに関しては次項で検討する。

## 7.2 $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の妥当性 ( $\beta$ と $K_{min}$ の関連)

式(1)の 3 母数 Weibull 分布では、 $\beta$  と  $K_{min}$  は関連し、同一のデータに対し  $K_{min}$  を大きくすると  $\beta$  は低下する。5.2 項の Table 2 に示したように、MPS と JSPS 共催のラウンドロビン試験の  $K_{Jc} \leq 200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $\Delta a < 0.2 \text{ m}$ ) のデータを用いて、 $\beta$  が理論値の 4 となる  $K_{min}$  を  $-100^\circ\text{C}$ 、 $-75^\circ\text{C}$ 、 $-50^\circ\text{C}$  について求めると、25、50、83  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  となった。 $K_{min}$  は下部棚付近では  $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  に近いが、試験温度の上昇に伴い増加する。

7.1 項と 7.2 項の以上から、へき開破壊発生の観点では  $\beta$  を鋼種、温度によらず理論値の 4 とすることは妥当と考えられるが、 $K_{min}$  を鋼種、温度によらず  $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  とする根拠は乏しい。その仮説は、破壊靱性値の下部棚では妥当であるが、遷移温度域まで  $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  とする根拠は乏しく、妥当性はないと言える。

へき開破壊が発生しても Fig. 8 に示したメカニズムによりき裂の伝播が停止することが知られて

いる。文献 18)の Anderson の教科書の中に「最弱リンク説によるき裂の発生は全体破壊の必要条件であるが十分条件ではない」との記述がある。へき開破壊靱性のばらつきを考える場合、き裂発生後の伝播停止 (Fig. 8)も考慮する必要がある。

$K_{min}$  が試験温度の上昇に伴い増加する理由として、6 章では  $K_{min}$  が停止破壊靱性値,  $K_{Ia}$  に支配されるとの三村の提言<sup>20)</sup>を示した。発生破壊靱性と  $K_{Ia}$  の遷移温度の差は、発生破壊靱性の遷移温度、例えば  $T_0$  温度に依存する<sup>20)</sup>ので、 $K_{min}$  の温度依存性は鋼種に依存することになる。

### 7.3 ASTM E1921 の信頼度評価

上述のように  $K_{min}$  に温度依存性があるとしてもそれを考慮して  $K_{Jc}$  の信頼度限界を求めることは複雑で難しい。規格としては、平易であることが重要である。ASTM E1921 では、式(7)を用いて信頼度限界を求める。

$$K_{Jc(0.xx)} = 20 + [11 + 77 \exp\{0.019(T - T_0)\}] \times [\ln\{1/(1 - 0.xx)\}]^{1/4} \quad (7)$$

ここで、xx は選択した累積確率、例えば 5% 信頼度限界の場合、0.xx は 0.05 となる。

式(7)の  $K_{Jc}$  は、 $T - T_0 < 0$  の下部棚域では、50% 信頼度限界の場合  $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  に、信頼度限界が低くなると  $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  に収束する。50%信頼限界、すなわち中央値は、 $T = T_0$  で  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  となり、 $T - T_0$  の増加に伴い指数関数で増加する。 $T - T_0 > 0$  の遷移温度域でも、信頼度限界が低くなると  $K_{Jc} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  に収束するので、 $K_{min}$  に先に示したような温度依存性がある鋼材では、安全側の推定となる。

ASTM E1921 で、 $K_{min}$  を鋼種、温度によらず  $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  としたのは、確かな根拠に基づいたものと言うより、その方が簡便で安全側の評価になるとの考えから決められたと解釈するのが妥当と思われる。

信頼度限界を強度評価の靱性指標として用いる

場合、信頼度限界として何%を用いるかが問題になる\*5。1%信頼度限界を適用する場合、「1%の破壊を許容してよいのか」との問いに対し納得感のある回答をするのは難しい。0.1%でも同じである。結局、実績のある ASME Sec.XI の  $K_{Ic}$  や  $K_{Ia}$  曲線と同等かより安全である信頼度限界の線を適用することになる<sup>31), 32)</sup>。その意味では、マスターカーブの何%信頼度限界を評価に用いるべきかを学術的に議論する意味は余りないように思われるが、確率論的破壊力学と言う体系化された評価手法を原子炉圧力容器の安全性評価に適用しようとする動きが国内外にあることも付記しておく。

### 7.4 Fig. 8(c)のき裂停止条件は $K_{Jc}$ にも成立する?

6 章に示した、 $K_{min}$  が  $K_{Ia}$  に支配されるとの提言<sup>20)</sup>は、Fig. 8(c)のように、 $K$  値が低く、き裂先端の応力勾配が急な場合、発生したマイクロクラックが予き裂と結びついた段階で、き裂伝播を継続させるための巨視的き裂進展力が不十分になり停止するとの考え<sup>18)</sup>に基づいている。その意味では、この考えは、線形破壊靱性値,  $K_{Ic}$  には成立するが弾塑性破壊靱性値,  $K_{Jc}$  に成立するののかとの疑問が生じる。実験事実としては、 $K_{Jc}$  で整理した MPS と JSPS 共催のラウンドロビン試験で、 $\beta = 4$  とした場合の  $K_{min}$  は、試験温度の上昇に伴い増加し、 $K_{Ia}$  の影響を受けているように思われる。

Fig. 8(c)のメカニズムが  $K_{Jc}$  にも成立するかは、弾塑性状態の程度にもよると思うが、さらに多くの実験データについて調べる必要がある。

### 7.5 Fig. 9 の破壊靱性のばらつきが小さい理由

線形破壊力学で整理した使用済みタービンロータの  $K_{Ic}$ ,  $K_{Ic,eq}$  の温度依存性 (Fig. 9) は、ばらつきが小さい結果となった。この理由として、本材料は  $K_{Ic}$  と  $K_{Ia}$  の遷移温度の差,  $\Delta T$  が小さいこと及び大形試験片を用いたことが考えられる。前者の影響で遷移温度域でのばらつきの最小値,  $K_{min}$  が大きくなり、後者はき裂前縁が長いことから遷移

\*5 ASTM E1921 は破壊靱性値を求める規格で、強度評価は維持規格を用いて行われるものであるが、関連性があるので記述する。

温度域でのばらつきの上限が抑えられる。また、大形試験片では、遷移温度域の比較的高温側でも塑性拘束緩和が生じない。その結果、ばらつきが小さくなったのではないかと推察される。

## 7.6 脆化材のばらつきは小さいのか大きいのか？

焼き戻し脆化を受けた使用済みタービンロータの  $K_{Ic}$  のばらつきが小さいことは先に示したが、「韌性の低い鋼材の方が切欠き丸棒試験片を用いて求めたへき開破壊応力のばらつきは大きい傾向にある」との意見<sup>27)</sup>もある。 $K_{Ic}$  値で見ても、Fig. 12 の Ni-Cr-Mo-V 鋼の細粒材と粗粒材の Weibull 分布を比べると、韌性の低い粗粒材の傾きの方が小さくなっている。いっぽう、不純物元素量を調整して韌性を低くした ASTM A533B( $T_0 \div 10^\circ\text{C}$ )の方が ASTM A508 Cl.3( $T_0 = -110^\circ\text{C}$ )より  $K_{Ic}$  のばらつきが小さいとの報告<sup>29)</sup>もある。

3 母数ワイブル分布で形状母数,  $\beta$  を理論値の 4 とした場合、 $K_{min}$  の値によって 2 母数ワイブル分布で整理した場合の  $\beta$  は変化し、 $K_{min}$  が大きい方が  $\beta$  は大きく、ばらつきは小さくなる。

本報では、「 $K_{min}$  は  $K_{Ia}$  に支配される」との仮説を基に遷移温度域の  $K_{Ic}$  や  $K_{Ic}$  のばらつきについて考察し、 $K_{Ic}$ ,  $K_{Ic}$  と  $K_{Ia}$  の遷移温度の差,  $\Delta T$  が小さいと  $K_{min}$  は遷移温度域の  $K_{Ia}$  の影響を受けて大きくなる。その結果、ばらつきが小さくなる考えた。

三村<sup>33)</sup>は、「鋼の金属学的因子、例えば結晶粒径や加工硬化などの影響は、通常  $K_{Ic}$  には大きく  $K_{Ia}$  には小さくなるので  $K_{Ic}$  の遷移温度が高いほど  $\Delta T$  が小さくなる」と記している。この理屈からすると、韌性レベルの低い方がばらつきは小さくなる。ただし、「 $K_{min}$  は  $K_{Ia}$  に支配される」との仮説は一般的に認められたものではなく、また、金属学的要因には例外も存在すると三村<sup>33)</sup>は記している。さらに、脆化のメカニズムは種々あり、本件に関してはさらなる検討が必要と思われる。

脆性破壊が問題になるのは使用開始時より使用中脆化が生じた後のことが多い。したがって、7.6 項で述べたことは重要であり、関連のある 7.4 項と併せて、引き続き検討する必要がある。

## 8. むすび

ASTM E1921 では、弾塑性破壊靱性値,  $K_{Ic}$  のばらつき、すなわち累積破壊確率,  $P_f$  は、式(1)の 3 母数 Weibull 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  $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  とする。なお、 $K_0$  は尺度母数である。

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

本報では、 $K_{Ic}$  の Weibull 分布の傾き,  $\beta$  と  $K_{Ic}$  の下限値,  $K_{min}$  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、以下の結論を得た。

- (1) Weibull 分布の傾き,  $\beta=4$  は、へき開破壊の発生の観点では、理論的に正しく、小規模降伏のみならず  $K_{Ic} \leq K_{Ic}(\text{limit})$  なら弾塑性状態でも成り立つと考えられる。いっぽう、実験値は、 $\beta$  が 4 より大きくなるとの報告も見られる。実験値を Weibull 分布で整理する場合、データ数が多いことが重要である。
- (2) 原子力压力容器用鋼, ASTM A 508 Cl.3 を対象に、試験片厚が 25.4mm の CT 試験片を用いて  $-100^\circ\text{C}$ 、 $-75^\circ\text{C}$ 、 $-50^\circ\text{C}$  の 3 温度で各々約 50 本の繰返し試験を実施した、MPS と JSPS 共催のラウンドロビン試験で得られた  $K_{Ic}$  値の有効データを再整理した。その結果、 $\beta$  は試験温度の増加に伴い大きくなり、遷移温度域高温側の  $-50^\circ\text{C}$  では、8 に近い値になった。
- (3) 遷移温度域の高温側で破壊靱性試験を繰返し行くと、安定延性き裂発生前後のデータが混在する。破壊靱性の Weibull 分布の傾きは、発生前と後では変化し、後者が前者より傾きが低下する。最弱リンク説に従うのは、本来、安定延性き裂を伴わない状態である。
- (4) 安定延性き裂発生前後のデータが混在する過去の実験結果を再整理した。その結果、安定延性き裂発生前の  $K_{Ic}$  データから得られる 2 母数 Weibull 分布の傾きは  $\beta=4$  より大きな値を示した(Fig. 5, Fig. 11～Fig. 13 参照)。過去の報告では、安定延性き裂発生前後のデータ

を全て含めて  $\beta$  を求めていることが多く、安定延性き裂発生前の  $K_{Ic}$  データに比べて  $\beta$  が小さい、ばらつきの大きい結果を示す。

- (5) へき開き裂が発生しても Fig. 8 に示したメカニズムによりき裂伝播が停止することが知られている<sup>18)</sup>。へき開破壊靱性のばらつきを考える場合、Fig. 8 のき裂伝播停止も考慮する必要がある。Anderson ら<sup>13)</sup>によると、き裂伝播停止条件を含めた破壊確率は、 $\beta=4$  とした式(1)の 3 母数 Weibull 分布で近似でき、 $K_{min}$  の値を調整することで  $K_{Ic}$  のばらつきをよく表現できる。
- (6) 式(1)の 3 母数 Weibull 分布では、 $\beta$  と  $K_{min}$  は関連し、 $K_{min}$  を大きくすると  $\beta$  は低下する。(2) に示したラウンドロビン試験のデータを用いて、 $\beta$  が理論値の 4 となる  $K_{min}$  を  $-100^{\circ}\text{C}$ 、 $-75^{\circ}\text{C}$ 、 $-50^{\circ}\text{C}$  について求めると各々 25、50、83  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  となる。 $K_{min}$  は下部棚付近では 20  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  に近いが、試験温度の上昇に伴い増加する。
- (7) へき開破壊の発生の観点では  $\beta=4$  は妥当である。いっぽう、 $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  の仮説は破壊靱性値の下部棚では妥当であるが、遷移温度域まで  $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  とする根拠は乏しく、妥当性はないと思われる。
- (8) 鋼種、温度によらず  $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  とする ASTM E 1921 の統計手法は、 $K_{min}$  に温度依存性がある鋼材の場合、遷移温度域では安全側の評価となる。
- (9)  $K_{min}$  の温度依存性を考慮して  $K_{Ic}$  の信頼度限界を求めることは複雑で難しい。規格としては平易であることが重要であることを考えると、ASTM E1921 の  $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  は、確かな根拠に基づいたものと言うより、簡便で安全側の評価になるとの考えから決められたと解釈するのが妥当と思われる。
- (10) Fig. 8(c)は、 $K$  値が低く、き裂先端の応力勾配が急な場合、発生したマイクロクラックが予き裂と結びついた段階で、き裂伝播を継続させるための巨視的き裂進展力が不十分になり停止するとの仮説<sup>18)</sup>である。この仮説に

基づき、 $K_{min}$  はき裂伝播停止破壊靱性、 $K_{Ia}$  に支配され、それは対象鋼の発生破壊靱性と  $K_{Ia}$  の遷移温度の差、 $\Delta T$  に依存するとの提言<sup>20)</sup>がある。 $\Delta T$  は発生破壊靱性の遷移温度、 $T_0$  に依存する<sup>26)</sup>。 $T_0$  が高くなるほど  $\Delta T$  は小さくなり、 $K_{min}$  が遷移温度域の  $K_{Ia}$  の影響を受けることになる。その結果、 $K_{min}$  は温度の上昇に伴い増加すると考えられる。その具体例として、筆者らが実施した、使用済みタービンロータの破壊靱性値の温度依存性(Fig. 9)を示した。なお、「 $K_{min}$  は  $K_{Ia}$  に支配される」との仮説は、まだ一般的に認められたものではなく、今後、さらに検討する必要がある。

- (11) 焼戻し脆化を受けた使用済みタービンロータの  $K_{Ic}$  の温度依存性(Fig. 9)は、ばらつきの小さい結果となった。その理由として、本材料では、 $K_{Ic}$  の遷移温度が高く  $\Delta T$  が小さいこと、および大形試験片を用いたことが考えられる。前者の影響で遷移温度域でのばらつきの最小値、 $K_{min}$  が大きくなり、後者は、き裂前縁が長いことにより遷移温度域でのばらつきの上限が抑えられる。また、大形試験片では、遷移温度域の比較的高温側でも塑性拘束緩和が生じない。その結果、ばらつきが小さくなるのではないかと推察される。

次報では、ASTM E1921 の  $K_{Ic}$  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検討する。

## 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 E 1921-23b; “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature,  $T_0$ , for Ferritic Steels in the Transition Range”, (2023).
- 3) BEREMIN, F.M.; "A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel", Metallurgical Trans. A, Vol.14A. pp.2277-2287, (1983).

- 4) PINEAU Andre; “ローカルアプローチによる溶接構造における脆性破壊評価”, 溶接学会誌, 第 80 巻, 第 1 号, pp.70-83, (2011).
- 5) 三村宏; “修正 Beremin モデル”, 圧力技術, 第 39 巻, 第 5 号, pp.281-287, (2001).
- 6) 三村宏; “Beremin モデルに関する基礎的考察”, 圧力技術, 第 45 巻, 第 1 号, pp.12-20, (2007).
- 7) 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).
- 8) 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).
- 9) Wallin, K.; “THE SCATTER IN  $K_{Ic}$ -RESULTS”, Engineering Fracture Mechanics, Vol.19, No.6, pp.1085-1093, (1984).
- 10) McMeeking, R. M. and Parks, D.M.; “On Criteria for J-Dominance of Crack-Tip Fields In Large-Scale Yielding”, ASTM STP 668, pp.175-194, (1979).
- 11) Wallin, K.; “THE EFFECT OF LIGAMENT SIZE ON CLEAVAGE FRACTURE TOUGHNESS”, Engineering Fracture Mechanics, Vol.32, No.3, pp.449-457, (1989).
- 12) Nevalainen, M. and Dodds, R. H., Jr.; “Numerical investigation of 3-D constraint effects on brittle fracture in SE(B) and C(T) specimens”, Int. J. of Fracture, Vol.74, pp.131-161 (1995).
- 13) 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).
- 14) Van Der Sluys, W. A. and Miglin, M. T.; “Results of MPS/JSPS Cooperative Testing Program in the Brittle-to-Ductile Transition Region”, ASTM STP 1207, pp. 308-324, (1994).
- 15) Anderson, T. L. and Stienstra, D.; “A Model to Predict the Sources and Magnitude of Scatter in Toughness Data in the Transition Region”, J. of Testing and Evaluation, Vol.17, No.1, pp.46-53, (1989).
- 16) 三村宏, 梅 建; “鋼の劈開における破壊靱性のバラツキの統一モデル”, 圧力技術, 第 33 巻, 第 1 号, pp.16-24, (1995).
- 17) 田川哲哉, 鈴木征治, 孕石泰丈, 三村宏, 宮田隆司; “安定き裂進展による破壊靱性のばらつきの遷移”, 溶接学会論文集, 第 23 巻, 第 2 号, pp.329-336, (2005).
- 18) Anderson, T. L.; “FRACTURE MECHANICS”, -Fundamentals and Applications-, Fourth Edition, CRC Press, (2017).
- 19) 柴沼一樹, 栗飯原周二, 松原基行, 白幡浩幸, 半田恒久; “フェライト鋼へき開破壊靱性予測モデルの構築”, 鉄と鋼, Vol.99, No.1, pp.40-49, (2013).
- 20) 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).
- 21) Wallin, K.; “Statistical aspects of constraint with emphasis on testing and analysis of laboratory specimens in the transition region”, ASTM STP 1171, pp. 264-288, (1993).
- 22) 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).
- 23) 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).
- 24) 薄田寛; “破壊力学に関する規格”, 設計製図, 第 20 巻, 第 119 号, pp.154-162, (1984).
- 25) Sokolov, M.A., Macabe, D. E., Alexander, D. J. and Nanstad, R. K.; “Applicability of the Fracture Toughness Master Curve to Irradiated Reactor Pressure Vessel Steels”, Prepared by Oak Ridge National Laboratory, <<http://www.osti.gov/etdweb/servlets/purl/660207>>, (2008).
- 26) Wallin, K.; “Correlation Between Static Initiation Toughness  $K_{Ic}$  and Crack Arrest Toughness  $K_{Ia}$  2024-T351 Aluminum Alloy”, ASTM STP 1406, pp. 17-34, (2001).
- 27) 田川哲哉, 宮田隆司, 大塚昭夫; “確率論的局所応力条件と破壊じん性”, 材料, Vol.41, No.467, pp.1227-1233, (1992).
- 28) 三浦直樹, 曾根田直樹, 新井拓, 土肥謙次; “マスターカーブ法による国産原子炉圧力容器鋼の破壊靱性評価”, 電力中央研究所研究報告: Q05022, (2006).
- 29) 劉世程, 高橋秀明, 竹俣裕行, 岩館忠雄; “遷移温度域の破壊靱性評価のための新しい統計処理法 (平均化形状母数を用いたワイブル分布による解析)”, 日本機械学会論文集 (A 編), 62 巻, 604 号, pp.2704-2710, (1996).
- 30) 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).
- 31) Wallin K.; “Statistical re-evaluation of the ASME  $K_{Ic}$  and  $K_{IR}$  fracture toughness reference curves”, Nuclear Engineering and Design, 193, pp.317-326, (1999).

32)第 6 回 原子炉压力容器に対する供用期間中の破壊靱性の確認方法等の技術評価に関する検討チーム; “破壊靱性評価に関連する NRC の最近の改正について”, 資料 6-3, (2020).

33)三村宏; “種々の靱性指標間の相関”, 圧力技術 第 47 巻, 第 5 号, pp29-36, (2009).

### 【訂正とお詫び】

テクニカルレポート No.9 の文献 4)の筆頭著者名に誤記がありました。

**誤 Wallin A. Van Der Sluys    正 William A. Van Der Sluys**

また、同レポートの本文の 3.1 項で、文献 4)を **Wallin** ら<sup>4)</sup>の論文として引用しましたが、正しくは、**Van Der Sluys** ら<sup>4)</sup>の論文です。訂正し、お詫びいたします。