小規模降伏条件下応力分布スケーリング法の提案と
破壊靱性値の温度依存性予測への適用石原 健一^{*1}, 濱田 猛^{*1}, 飯井 俊行^{*2}The scaling of stress distribution under small scale yielding by T-scaling method and
application to prediction of the temperature dependence on fracture toughnessKenichi ISHIHARA^{*1}, Takeshi HAMADA^{*1} and Toshiyuki MESHII^{*2}^{*1}KOBELCO RESEARCH INSTITUTE, INC.

1-5-5 Takatsukadai, Nishi-ku, Kobe-shi, Hyogo 651-2271, Japan

^{*2}Faculty of Engineering, University of Fukui

3-9-1 Bunkyo, Fukui-shi, Fukui 910-8507, Japan

Received: 24 October 2016; Revised: 21 December 2016; Accepted: 21 February 2017

Abstract

In this paper, a new method for scaling the crack tip stress distribution under small scale yielding condition was proposed and named as T-scaling method. This method enables to identify the different stress distributions for materials with different tensile properties but identical load in terms of K or J . Then by assuming that the temperature dependence of a material is represented as the stress-strain relationship temperature dependence, a method to predict the fracture load at an arbitrary temperature from the already known fracture load at a reference temperature was proposed. This method combined the T-scaling method and the knowledge “fracture stress for slip induced cleavage fracture is temperature independent.” Once the fracture load is predicted, fracture toughness J_c at the temperature under consideration can be evaluated by running elastic-plastic finite element analysis. Finally, the above-mentioned framework to predict the J_c temperature dependency of a material in the ductile-to-brittle temperature distribution was validated for 0.55% carbon steel JIS S55C. The proposed framework seems to have a possibility to solve the problem the master curve is facing in the relatively higher temperature region, by requiring only tensile tests.

Key words : Fracture toughness, Ductile-to-brittle temperature region, SE(B) specimen, Temperature dependence, Test specimen thickness, Tensile property, Small scale yielding, Stress distribution scaling, HRR stress distribution, K stress distribution

1. 緒 言

延性－脆性遷移温度（DBTT）域にある経年劣化した鋼構造物やき裂構造物の健全性評価（たとえば、原子炉圧力容器の耐熱衝撃評価）を行うには、部材の破壊靱性値 J_c の温度依存性を把握することが必要になる。ただ、特定温度下の J_c であっても、1) 試験片の形状や厚みが異なると J_c が大きく変わる、2) J_c が大きくばらつく、などの問題があり、 J_c の温度依存性把握には数多くの試験が必要となる。

実用的観点から、IAEA は十分に保守性が期待できる 1 インチ厚みの CT 試験片を標準とすることで 1) 2) に対応してきた (IAEA, 2009)。一方学術的には、異なる試験片タイプや厚さで得られた J_c を換算するために多くの研究が過去に行われている (Wallin, 1985, Dodds et al., 1991, Kirk et al., 1994, Anderson et al., 1994, Nevalainen and Dodds, 1995, Theiss and Bryson, 1993, Sumpter, 1993, Kirk et al., 1993, Rathbun et al., 2006, Meshii and Tanaka, 2010,

No.16-00499 [DOI:10.1299/transjsme.16-00499], J-STAGE Advance Publication date: 2 March, 2017

^{*1} 正員, (株) コベルコ科研 (〒651-2271 兵庫県神戸市西区高塚台 1-5-5)^{*2} 正員, 福井大学工学部 (〒910-8507 福井県福井市文京 3-9-1)

E-mail of corresponding author: ishihara.kenichi@kki.kobelco.com

Meshii et al., 2013). J_c の試験片寸法依存性は, J_c の面内寸法依存性 (き裂深さを含む異なる面内試験片形状) と J_c の試験片板厚 (TST) 依存性に一般に分けられている. 前者は J とき裂開口応力 σ_{22} の一対一対応の消失 (以下, き裂先端応力を特徴づける J の不完全性と称する) と説明されており, 後者は統計的最弱リンク (Statistical weakest link, SWL) 寸法依存性に起因するといわれてきた (Wallin, 1985). Anderson ら (1994) は SWL モデルを仮定することにより, $J_c \propto (\text{TST})^{-1/2}$ として記述される J_c の経験的な板厚依存性に理論的背景を与えた.

しかしながら, 上述の経験式では $(\text{TST}) \rightarrow \infty$ で $J_c \rightarrow 0$ を予測するが, 実際は J_c が有限の下限値を示すことから, 著者らは J とき裂開口応力 σ_{22} の一対一対応の消失に着目した J_c の板厚依存性を説明するための研究を行ってきた (Meshii and Tanaka, 2010, Meshii et al., 2010, Meshii et al., 2013, Lu and Meshii, 2014a, 2014b, 2015, Meshii et al., 2015, Meshii and Yamaguchi, 2016, Meshii et al., 2016). まず, 面内寸法が同じで板厚が異なる非標準試験片において “面外応力” である σ_{33} に差があることを解析により確認した (Meshii and Tanaka, 2010). これは, 上述の Anderson らの理論的研究が暗黙に非標準試験片を仮定しているためである. 幅 $W = 25 \text{ mm}$ を一定として 4 種類の板厚幅比 $B/W = 0.25, 0.5, 1.0, 1.5$ の SE(B) 試験片を検討した. 0.55 % 炭素鋼 JIS S55C 材の破壊靱性試験結果は $B/W = 0.25 \sim 1.0$ において $J_c \propto (\text{TST})^{-1/2}$ の関係を示し, $B/W = 1.0, 1.5$ については一定値を示した. この J_c の板厚依存性 ($B/W \geq 1.0$ で J_c が一定となる性質を含めて) は, 破壊荷重時の σ_{33} と明瞭な対応を示していた. こうして, J_c の板厚依存性は面外応力を適切に考慮することにより, J とき裂開口応力 σ_{22} の一対一対応の消失として説明ができ, J_c の面内寸法依存性とともにより力学的要因として説明できることを示した. この σ_{33} の差を用いることによって J_c の板厚依存性を説明する考え方は多くの研究者らによって支持された (González-Albuixech et al., 2011, Seifi et al., 2011, Matvienko et al., 2013, Qian et al., 2014, Shlyannikov et al., 2014, Gupta et al., 2015, Mu et al., 2015). その上で, 面外応力を適切に考慮した寸法 δ を用いることにより, 破壊時の応力分布が同一となるようなスケーリングを行うことが可能であることを示した (Meshii et al., 2013, Meshii and Yamaguchi, 2016).

ところで, J_c の温度依存性については, たとえば “温度低下による脆化” のように物性要因として理解されてきたためか, ワイブル分布を考慮した指数関数型経験式 (ASTM, 2010) の検証と補正が主流となっているように思われる. ただ, 経験式であるがためか, “高温側で J_c の上昇量を適切に評価できない (James et al., 2014)” などの問題が指摘されるようになってきた.

本研究では, 「すべり起因へき開破壊の場合には破壊時の応力が温度によらない」との知見 (Ritchie, 1973) に着目し, 新たな応力分布スケーリング手法を提案し, 応力-ひずみ関係の温度依存性を考慮した弾塑性有限要素解析 (Elastic-plastic finite element analysis, EP-FEA) を用いて J_c の温度依存性を予測する手法を提案し, 実験により手法の妥当性を検証する. また, 経験式で指摘されている問題点の改善を確認する.

2. 着眼点 (T-スケーリング法の提案と破壊靱性値の温度依存性予測)

き裂先端は降伏により塑性域を生じる. 塑性域の大きさが周囲の弾性域に比較して十分小さいならば, 塑性域の存在は全体に大きな影響を及ぼすことはない. このような条件が満たされている状態は小規模降伏 (Small scaling yielding, SSY) と呼ばれている. 小規模降伏状態のき裂先端には図 1 (a) に示すように, き裂先端から大ひずみ域, J 支配域, K 支配域, 単一パラメータで表せない領域が現れる (Anderson, 2005).

小規模降伏状態の応力分布は図 1 (b) に示すバウンダリーレイヤーモデル (Larsson and Carlsson, 1973) を用いた解析を行うことにより求めることができ, 材料の応力分布に次式で表される Ramberg-Osgood 指数則を仮定し,

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (1)$$

円板外径に K 値 K_{app} に対応する変位を与えた EP-FEA により, 図 1 (c) に示すようなき裂開口応力 σ_{22} 分布が得られる. ここに, σ_0, ε_0 は参照応力および参照ひずみ, α, n は引張試験の応力-ひずみ線図から求められる材料パラメータである.

Fig. 1 The stress field near the crack-tip under small-scale yielding (SSY). (a) The crack-tip has a large strain region, a J -dominated region, a K -dominated region, and a region that cannot be represented by a single parameter. (b) The stress distribution of SSY can be obtained by EP-FEA using the boundary layer model assuming Ramberg-Osgood type stress-strain relationship and incremental plasticity. (c) Results for (b) shows HRR stress distribution between r corresponding to the maximum σ_{22} and r_c ; the intersection of HRR and K stress distribution.

図 1 (c) では、図 1 (a) に対応し、き裂先端の大ひずみ域では σ_{22} がき裂先端からの距離 r に対し増加後極大値を示し、その先に J 支配域が現れ、 σ_{22} は次式で示されるいわゆる HRR 応力分布 $\sigma_{22,HRR}$ となる。式中左に現れる C は、ヤング率を E として $\sigma_0 = E\epsilon_0$ を仮定すると、式中右のようになる。

$$\sigma_{22,HRR} = C \cdot \sigma_0^{\frac{n}{n+1}} \left(\frac{J_{app}}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}} ; C = \left(\frac{1}{\alpha \epsilon_0 I_n} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{22}(n, \theta) \quad (2)$$

ここに、 I_n , $\tilde{\sigma}_{22}(n, \theta)$ はそれぞれ n および θ に依存するパラメータである。

さらに外側では、図 1 (a) の K 値支配域が現れ、 σ_{22} は次式で示されるいわゆる K 応力分布 $\sigma_{22,K}$ となる。

$$\sigma_{22,K} = \frac{K_{app}}{\sqrt{2\pi r}} f(\theta) \quad (3)$$

この $f(\theta)$ はき裂先端まわりの角度 θ の関数であり、き裂深さ方向 $\theta = 0$ に着目すれば $f(\theta = 0) = 1$ である。

ここで、図 1 (c) で $\sigma_{22,HRR}$ と $\sigma_{22,K}$ の交点を r_c とすると、 r_c が荷重 K_{app} と Ramberg-Osgood 指数則のパラメータ σ_0 , n , α から一意に定まることに着目する。

具体的には、 $r = r_c$ にて K_{app} 下得られる応力値が式 (2) と式 (3) で等しいことより、ポアソン比を ν とし、小規模降伏条件下なので $J_{app} = (1 - \nu^2) K_{app}^2 / E$ を仮定し、 r_c について整理すると次式のように所要の r_c が得られる。

$$r_c = \frac{1}{C_0} \left(\frac{K_{app}}{\sigma_0} \right)^2 ; C_0 = \left[(2\pi)^{n+1} \tilde{\sigma}_{22}(n, \theta)^{2(n+1)} \left(\frac{1 - \nu^2}{\alpha I_n} \right)^2 \right]^{\frac{1}{n-1}} \quad (4)$$

r_c は平面ひずみ塑性域寸法 $r_y = (1/6\pi) (K_{app}/\sigma_0)^2$ と類似の形となっている。式 (4) より、 r_c は荷重 K_{app} と材料特性 σ_0 , α , n に依存することが読み取れる。

ここで、図 2 (a) に示す同一の荷重 K_{app} 下、異なる 2 つの参照応力 σ_{01} , σ_{02} ($\sigma_{01} > \sigma_{02}$) の材料 1, 2 に対し得られる σ_{22} 分布について考える。Ramberg-Osgood 指数則の他のパラメータ n , α が同一とみなせると仮定する。各材料に対する $\sigma_{22,HRR}$ と $\sigma_{22,K}$ の交点を r_{c1} , r_{c2} とする。図 2 (a) に示すように当然のことながら $\sigma_{22,K}$ については材料依存性がなく、 $\sigma_{22,K}$ は両材で同一となる。一方、材料 1, 2 の応力分布 $\sigma_{22,HRRi}$ ($i = 1, 2$) の $r = r_{ci}$ ($i = 1, 2$) の値を比較すると、上記の仮定の下では σ_{22} は式 (2), (4), あるいは (3), (4) によれば、 $(\sigma_{22,HRR1}|_{r=r_{c1}})/(\sigma_{22,HRR2}|_{r=r_{c2}}) = \sigma_{01}/\sigma_{02}$ となる。従って、Ramberg-Osgood 指数則の他のパラメータ n , α が同一とみなせるとの仮定の下では、図 2 (b) に示すように横軸を (r/r_{ci}) でスケールリングすると、図 2 (b) で示すように、材料 1, 2 の EP-FEA による応力分布 $\sigma_{22,FEAi}$ ($i = 1, 2$) も近似的に $\sigma_{22,FEA1}/\sigma_{22,FEA2} = \sigma_{01}/\sigma_{02}$ となり、その結果、図 2 (c) に示すように、縦軸を σ_{0i} , 横

軸を r_{ci} ($i = 1, 2$) でスケーリングすることによって, K_{app} 下異なる材料の応力分布は図 2 (c) に示すように一つの曲線で表されることになる. この K_{app} 下, 異なる σ_0 の応力分布を図 2 (c) に示すようにスケーリングする手法を本研究では T-スケーリング法 (T-scaling method) と名付けた.

Fig. 2 The idea of T-scaling method for stress distribution under SSY condition. (a) Crack opening stress σ_{22} distribution under load K_{app} for two materials whose reference stress σ_0 are σ_{01} and σ_{02} ($\sigma_{01} > \sigma_{02}$), but other Ramberg-Osgood parameters, are identical are considered. The distance from crack-tip where $\sigma_{22, HRR}$: HRR stress distribution and $\sigma_{22, K}$: K stress distribution intersects for the two materials are denoted as r_{c1} and r_{c2} . σ_{22} distribution coincides for $r \geq r_{c2}$. (b) If r is scaled by r_{ci} , σ_{22} for material 1 is σ_{01}/σ_{02} times larger than that of material 2, for r showing HRR or K characteristic. (c) By applying T-scaling method (i.e., scale r by r_{ci} and scale σ_{22} by σ_{0i} ($i = 1$ or 2)), stress distribution for the two materials becomes approximately identical.

さて, Ritchie らは「すべり起因へき開破壊の場合には破壊時の応力が温度によらない」との知見を示し, その破壊応力値をき裂先端からの距離 r が材料固有の値 (Characteristic length: 特性長さ, 温度に拠らない) で評価するとした, いわゆる Ritchie-Knott-Rice 破壊評価基準 (以下, RKR 基準) を提案した (Ritchie, 1973). その後, 特性長さを固定値とする考えについては異論が出されているものの (Watanabe, 1987), 彼らが提案した概念を準用した修正 RKR 基準が数多く提案されてきた (Dodds et al., 1991, Neimtz, 2007, Meshii, 2013). 本研究では, Ritchie らの「すべり起因へき開破壊の場合には破壊時の“応力”が温度によらない」との知見が, 近似的かもしれないが, 「破壊時の“応力分布”が温度に拠らずスケーリングできる」可能性を示しているのではないかと考えた. DBTT 域の破壊が SSY 条件に近く, その多くが「すべり起因へき開破壊」であり, もし材料の応力-ひずみ関係を Ramberg-Osgood 指数則で近似したときの温度依存性が主として σ_0 の変化で代表させることができる (すなわち, n, α の温度変化が σ_0 に比べて影響が小さい) のであれば, 複数温度下の破壊時の応力分布に T-スケーリング法が適用できると考えた. この場合, 基準温度 T_r , 予測対象温度 T_i の参照応力を各々 σ_{0r} , σ_{0i} として, 破壊時の応力が同一とすると, これら二温度下の破壊時の荷重の比 P_{ci}/P_{cr} はまずは

$$\frac{P_{ci}}{P_{cr}} = \frac{\sigma_{0r}}{\sigma_{0i}} \quad (5)$$

として近似的に得られると考えた. これを複数温度下の破壊荷重予測へ応用すると, 低温 (σ_{0i}) 時の破壊荷重が高温 (σ_{0r}) 時の値より低くなる ($P_{ci}/P_{cr} < 1$) 傾向が予測できる.

以上のことから, 図 3 に示すように基準温度 T_r の降伏応力 σ_{0r} に対する破壊荷重 P_{cr} が実験により得られれば, 異なる温度 T_i の σ_{0i} に対する破壊荷重 P_{ci} を式 (5) によって求め, T_i 時の応力-ひずみ関係を用い, 最大荷重を P_{ci} とする EP-FEA を行うことによって T_i 時の J_{ci} を予測することができると考えた. 以下, この手法の妥当性を検証する.

Fig. 3 The procedure to predict the temperature dependence on J_c by proposed T-scaling method. The fracture load P_{cr} at reference temperature T_r (yield stress at T_r is σ_{0r}) is experimentally obtained. The fracture load P_{ci} at different temperature T_i (yield stress is σ_{0i}) is obtained by equation (5). Fracture toughness J_{ci} at T_i can be predicted as J of FEA result corresponding to P_{ci} by performing EP-FEA using stress-strain curve at T_i .

3. 材料選定

供試材には室温が DBTT 域にある機械構造用炭素鋼 S55C (JIS G 4051) を用いた。供試材は焼入れ 850 °C、焼戻し 650 °C の熱処理を行った。供試材の化学成分は C: 0.55 %, Si: 0.17 %, Mn: 0.61 %, P: 0.015 %, S: 0.004 %, Cu: 0.13 %, Ni: 0.07 %, Cr: 0.08 %, Fe: Balance である。

まず、DBTT 域において破壊靱性試験を行う際の基準温度 T_r を選定した。JIS Z 2242 の方法で行ったシャルピー衝撃試験結果を図 4 に示す。

Fig. 4 Charpy test results for S55C. The reference temperature $T_r = 0$ °C was selected for conducting fracture toughness tests in the DBTT region, a temperature below T_r was chosen as $T_1 = -25$ °C, and a temperature above T_r was chosen as $T_2 = 20$ °C.

図 4 の結果から T_r として 0 °C を選定し、 T_r よりも低い温度として $T_1 = -25$ °C、 T_r よりも高い温度として $T_2 = 20$ °C を選定した。

次に、 $T = -25, 0, 20$ °C の引張試験を各 2 本ずつ行い、応力-ひずみ関係を取得した。JIS Z 2241 の方法で行った引張試験により得られた機械的特性の各平均値は -25 °C : $\sigma_{YS0} = 443$ MPa, $\sigma_{B0} = 777$ MPa, 破断伸び 23 %, 0 °C : $\sigma_{YS0} = 421$ MPa, $\sigma_{B0} = 745$ MPa, 破断伸び 23 %, 20 °C : $\sigma_{YS0} = 394$ MPa, $\sigma_{B0} = 707$ MPa, 破断伸び 24 %, であった。ここに、 σ_{YS0} , σ_{B0} は降伏応力, 引張強さの公称値である。応力-ひずみ関係を式 (1) で近似して求めた各温度の n は -25 °C が 4.54, 0 °C が 4.54, 20 °C が 4.62 であり、変化幅は 2 % 程度であった。 α は -25 °C が 2.27, 0 °C が 2.20, 20 °C が 1.85 であった。以下の検討では、温度に拠らず $n = 4.54$, $\alpha = 2.20$ を使用する。

4. 基準温度 T_f 下 SE(B) 試験片の破壊靱性試験

T_f における破壊荷重 P_{crave} およびそれに対応する J_e の平均値 J_{crave} を取得するため, ASTM E1921 (2010) に準拠して SE(B)試験片を対象に破壊靱性試験を行った. 対象とした試験片形状を図5に示す. 試験片は幅 $W = 25$ mm として板厚幅比 $B/W = 0.5$, 支持点間距離幅比 $S/W = 4$ の ASTM E1921 に準拠した矩形断面の標準 SE(B)試験片である.

Fig. 5 Dimensions of SE(B) specimen. ASTM E1921 standard rectangular cross-sectioned SE(B) specimen of width $W = 25$ mm was used, span S was set as $4W$, specified in the standard.

試験片には破壊試験前に, 初期き裂長さ a が $a/W = 0.49 \sim 0.51$ の範囲となるように, ノッチ先端から約 5 mm の疲労予き裂を室温にて挿入した (規格の要求値は $a/W = 0.45 \sim 0.55$). 疲労予き裂挿入時の荷重は 1 段階目の最大 K 値を $K_{max} = 22 \text{ MPam}^{1/2}$, 最終段階の最大 K 値を $K_{max} = 14 \text{ MPam}^{1/2}$ となるように制御した (規格の要求値は 1 段階目が $K_{max} \leq 25 \text{ MPam}^{1/2}$, 最終段階については疲労予き裂挿入温度と破壊試験温度が同じ場合は $K_{max} \leq 20 \text{ MPam}^{1/2}$, 異なる場合は $K_{max} \leq 15 \text{ MPam}^{1/2}$). これらの 1 段階目から最終段階に至るまでの荷重ステップにおける最大荷重 P_{max} の減少率は 18.0 % であった (規格の要求値は段階を経るごとの荷重差は $\leq 20\%$). 応力比 $R = P_{min}/P_{max}$ は 0.1 とし, 荷重周波数は 10 Hz とした. 疲労予き裂の進展量はクリップゲージを使用したコンプライアンス法による自動計測を行った.

疲労予き裂を挿入した SE(B)試験片を用いて破壊靱性試験を行った. 破壊試験時の荷重は負荷変化率を $1.2 \text{ MPam}^{1/2}/\text{s}$ とした (規格の要求値は $0.1 \sim 2.0 \text{ MPam}^{1/2}/\text{s}$). 試験片温度は $0 \pm 1^\circ\text{C}$ で 30 分保持した (規格の要求値は試験温度 $T \pm 3^\circ\text{C}$ で 15 分保持). ASTM E1921 に準拠して 6 本の破壊試験を行った. 試験結果を表 1 にまとめた. ここで, 表中の μ は各パラメータの平均値, Δ は標準偏差である. また, 図 6 に破壊試験により得られた荷重 P –開口端変位 V_g 線図を示す. 図 6 中の ASTM と記した直線は, ASTM E1820 (2006) 記載の次式の関係を用いて求めたものである.

$$V_g = P \left\{ \frac{6S}{EWB} \left(\frac{a}{W} \right) \left[0.76 - 2.28 \left(\frac{a}{W} \right) + 3.87 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 2.04 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + \frac{0.66}{(1-a/W)^2} \right] \right\} \quad (6)$$

Fig. 6 P – V_g diagram for S55C SE(B) specimen (0°C , $W = 25$ mm, $B/W = 0.5$). The slope of the linear part of the P – V_g curve showed good accordance with that obtained from the ASTM E1820 Eq (6). Moreover, in the P – V_g curves for the six specimens, reproducibility is demonstrated up to $P = 10$ kN.

図 6 より, P - V_g 線図の線形部分の傾きは ASTM E1820 の式 (6) から求められる傾きとよく一致している. また, 6 本の試験毎の P - V_g 線図は再現性が $P = 10$ kN 程度までは読み取れる.

表 1 より, 6 本の試験結果に対し, a/W は有効数字 2 桁ではすべて 0.50, 標準偏差 0.00 であったことから, き裂深さの a の違いによる J_c のばらつきの可能性は無視できると考えられる. 破壊時の荷重 P_c は 9.61~11.4 kN であり平均値は $P_{crave} = 10.7$ kN, P_c とき裂深さ a から計算される応力拡大係数 K 値 K_c は 51.6~60.9 MPam^{1/2} であり平均値は 57.4 MPam^{1/2}, ASTM E1921 に従い P - V_g 線図をもとに式 (7) から求めた破壊靱性値 J_c は 17.6~40.8 N/mm であり平均値 $J_{crave} = 29.2$ N/mm, $K_{Jc} = [E J_c / (1 - \nu^2)]^{1/2}$ は 64.0~97.5 MPam^{1/2} であり平均値は 81.5 MPam^{1/2} であった. K_{Jc} の標準偏差は 13.4 であり, ASTM E1921 の式 (X4.1) から予測される値 17.9 以下であり, ばらつきが小さい試験であったことが読み取れる. ASTM E1921 の $M = (W - a) \sigma_{YS0} / J_c$ は 128~300 であり規格の要求 $M \geq 30$ を十分に満足していた. ここで, W , a および σ_{YS0} は試験片の幅, き裂深さ, 降伏応力である.

$$J_c = \frac{K_c^2 (1 - \nu^2)}{E} + \frac{\eta A_p}{B(W - a)} \quad (7)$$

式 (7) において, A_p は P - V_g 線図の全面積に対する塑性成分, η は ASTM E1820 より $\eta = 3.667 - 2.199 (a/W) + 0.4376 (a/W)^2$ として定義されるパラメータである.

各温度 T_i 時の破壊荷重 P_{ci} を参照応力 σ_{0i} と $T_i = 0$ °C の時の $P_{crave} = 10.7$ kN から T スケーリング法を適用した式 (5) により, $P_{c1} = 10.1$ kN (-25 °C), $P_{c2} = 11.4$ kN (20 °C) と予測した. ここでは, 式 (4) の α , I_n , $\tilde{\sigma}_{22}(n, \theta)$ は $n = 4.54$ をもとに 2.20, 5.11, 2.18 を用いた.

以下, 三次元 EP-FEA を行い T_i 時の破壊靱性値 J_{ci} を P_{ci} 時の J_{FEA} として予測した.

5. SE(B) 試験片の弾塑性有限要素解析による破壊靱性値温度依存性予測とその実験による妥当性確認

5・1 FEA モデル

SE(B) 試験片の破壊靱性値 J_c の温度依存性を予測するため, 図 7 に示す $W = 25$ mm, $B/W = 0.5$, $a/W = 0.5$, $S/W = 4$ の ASTM E1921 に準拠した矩形断面の標準試験片を対象に三次元 EP-FEA を行った. 図 7 に SE(B) 試験片の FEA モデルを示す.

Fig. 7 FEA model for $W = 25$ mm SE(B) specimen. Initial blunted notch of radius ρ is inserted to the crack tip.

対称性を考慮して試験片全体の 1/4 をモデル化した. FEA モデルには初期形状においてき裂先端に曲率半径が ρ のノッチを挿入し, 20 節点アイソパラメトリック要素を用いて要素分割を行い, き裂先端まわりは放射状に $r \rightarrow 0$ に向かって要素が細くなるように分割した. 解析ソルバーには WARP 3D (Healy et al., 2015) を用いた.

解析における材料挙動は J_2 増分理論, 等方硬化則, Prandtl-Reuss の流れ則を用いた. 解析には各温度の引張試験の真応力-真ひずみ線図をもとに引張強さまでを定義した. 引張強さ以降は解析ソルバーによって応力一定として扱われている. 解析に用いた真応力-真ひずみ線図を図 8 に示す.

Fig. 8 Stress - strain curves for EP-FEA. The curves were inputted as by piecewise linear approximation of the curve is used in the EP-FEA solver.

荷重は各温度に対する P_{ci} を超えるまで荷重線変位 V_{LL} を変位制御にて与えた。試験片全体に負荷した荷重 P_c は FEA モデル支持部節点のトータル反力を $P_{support}$ とすると対称性から $P_c = 4P_{support}$ として求めた。EP-FEA の J_{FEA} は ASTM E1921 にならない $P - V_g$ 線図から求めた。

5・2 EP-FEA による J_c 予測と実験による予測の妥当性確認

$T_r = 0$ °C では最大荷重の目標値を表 1 に示すように $P_{crave} = 10.7$ kN, $T_1 = -25$, $T_2 = 20$ °C に対する目標最大荷重は式 (5) を用いて予測した $P_{c1} = 10.1$ kN, $P_{c2} = 11.4$ kN として、図 8 の真応力—真ひずみ関係を用いた EP-FEA を実施した。先の実験データ同様に、ASTM E1921 に基づき、 $P - V_g$ データから J_{ci} を評価した。予測した P_{ci} における J_{ci} は -25 °C が 18.2 N/mm, 20 °C が 56.5 N/mm であり、温度が低い方が J_c は低くなっている。これは従来 DBTT 域において観察される実現象と同様の傾向である。予測した J_{ci} の妥当性を確認するため、 0 °C と同様の方法で 20 °C と -25 °C の破壊靱性試験を行った。表 1 に予測した P_{ci} , J_{ci} および先述した 0 °C の実験結果と合わせて 20 °C と -25 °C の実験結果をまとめた。

Table 1 Fracture toughness test results for S55C ($T = 20, 0, -25$ °C, SE(B), $W = 25$ mm, $B/W = 0.5$) . Here, μ and Σ in the table denote the mean and standard deviation of each parameter.

T [°C]	Specimen ID	Predicted	Experiment								
			1	2	3	4	5	6	μ	Σ	$2\Sigma/\mu$ [%]
20	a/W		0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.00	
	P_c [kN]	11.4	10.5	11.4	10.6	10.8	11.9	12.6	11.3	0.85	
	K_c [MPam ^{1/2}]		56.4	61.8	56.7	57.5	65.0	67.9	60.9	4.83	
	J_c [N/mm]	56.5	29.7	66.6	38.3	39.9	95.1	96.1	60.9	29.6	
	K_{Jc} [MPam ^{1/2}]	113	82.0	123	93.1	95.0	147	148	115	28.6	
	M		166	73.8	129	124	51.5	51.3	99.3	47.4	49.9
0	a/W		0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.00	
	P_c [kN]	10.7	11.4	11.3	9.68	11.3	10.6	9.61	10.7	0.83	
	K_c [MPam ^{1/2}]		60.9	60.9	52.5	60.6	57.8	51.6	57.4	4.28	
	J_c [N/mm]	24.9	33.2	33.6	19.0	31.0	40.8	17.6	29.2	9.09	
	K_{Jc} [MPam ^{1/2}]	76.2	88.0	88.4	66.4	85.0	97.5	64.0	81.5	13.4	
	M		159	157	277	171	128	300	199	71.4	32.8
-25	a/W		0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.00	
	P_c [kN]	10.1	9.71	10.4	8.98	9.86	10.2	10.2	9.90	0.52	
	K_c [MPam ^{1/2}]		51.8	55.4	47.8	53.8	54.9	54.7	53.1	2.86	
	J_c [N/mm]	18.2	14.0	17.9	11.3	18.4	17.6	17.7	16.1	2.84	
	K_{Jc} [MPam ^{1/2}]	64.2	57.4	64.9	51.5	65.7	64.3	64.4	61.4	5.69	
	M		398	312	494	299	316	315	356	76.5	18.5

表 1 より、実験結果の P_c は -25 °C が平均値 9.90 kN ($8.98 \sim 10.4$ kN), 20 °C が平均値 11.3 kN ($10.5 \sim 12.6$ kN) であり、予測値との差は各々 -2.0 %, -0.9 % と、提案した式 (5) が P_{ci} を非常に精度よく予測したことを確認できた。

一方、破壊靱性値 J_c は -25 °C が平均値 16.1 N/mm ($11.3 \sim 18.4$ N/mm), 20 °C が 60.9 N/mm ($29.7 \sim 96.1$ N/mm) と、予測値との差は各々 -11.5 %, $+7.8$ % と若干差があるようであった。ただ、ASTM E1921 では、 J_c を K 値に換算し

た K_{Ic} に対し約 50 % 程度のばらつきを容認しており, K_{Ic} でみた予測値と実験平均値の差が $-25, 20^{\circ}\text{C}$ で各々 -4.4% , $+1.8\%$ は小さいといえ, J_{Ic} も実用的に十分な精度で予測できていたといえそうである.

また, 図 9 に 20°C と -25°C の $P-V_g$ 線図を示す. 図 9 より, $P-V_g$ 線図の線形部分の傾きは, 両温度ともに ASTM E1820 の式 (6) から求められる傾きとよく一致していた. また, 各 6 本の変形挙動にはおおむね再現性があると判断された.

Fig. 9 $P-V_g$ diagram for S55C SE(B) specimen at -25°C (left) and 20°C (right). The slope of the linear part of the $P-V_g$ curve showed good accordance with that obtained from the ASTM E1820 (Eq (6)). As an overall, it was considered that each six data showed good reproducibility.

6. 考 察

本研究では, 基準温度の破壊靱性試験結果および基準温度を含む任意温度の引張試験結果と EP-FEA を組み合わせることによって任意温度の破壊靱性値を十分な精度で予測することができた. このことによって, 本来は任意温度の J_{Ic} を求める場合には必要温度数分の破壊靱性試験が必要であり, なおかつ J_{Ic} がばらつくことを考慮して多数の試験が必要であったが, これらの破壊靱性試験を基準温度 T_1 におけるものだけとする可能性が示されたといえそうである. なお, 引張試験については温度毎に必要となり従来よりも増えることになる. しかしながら, 引張試験はばらつきが小さく, 2 本程度で済む. また試験片サイズも破壊靱性試験片に比べると小さい. さらに, 引張試験は予き裂挿入に要する時間が不要で, 短期に試験が可能である. 以上を総合的に判断すると, サンプルの物量が限られている, たとえば, 原子炉圧力容器鋼の J_{Ic} の温度依存性を正確に予測する上で, 本手法は今後有効活用されていくと期待される.

予測した P_{ci} 時におけるき裂開口応力 σ_{22} は, Ritchie (1973) らの知見によれば, 一致することが期待されたかもしれない. 比較結果を図 10 に示す.

Fig. 10 The stress distribution of crack tip at predicted fracture load P_{ci} . Although there is no significant difference in the maximum value of σ_{22} in the predicted fracture load at each temperature, the position showing the maximum value is different, and it seems that the distribution of σ_{22} is not the same.

図 10 より, 3 温度の予想破壊荷重における σ_{22} の極大値に有意差はないものの, 極大値を示す位置は異なっており, σ_{22} 分布が同一になっているとはいいがたい. ここでは省略するが, Ritchie らが指摘するようにいずれの温度においても P_{ci} 以下で σ_{22} の極大値は一定値に収束しており, 荷重が増加すると σ_{22} が極大となる位置がき裂先端から遠ざかる. Ritchie らはこの現象に対応し, 破壊時の応力に加えてその監視場所 (characteristic length) も考慮する Ritchie-Knott-Rice (RKR) 破壊基準を提案しており, 「破壊応力に温度依存性がない」との知見は, この基準と組み合わせて考えると, 「適切にスケーリングした破壊時の応力分布には温度依存性がない」と指摘していたと考えることができそうである.

図 11 に, 本研究で提案した T-スケーリング法を図 10 のき裂先端の応力分布に対し適用した結果を示す. P_{cr} 時の K 値を K_r として, 図 11 中の実線は $n = n_r = 4.54$, $J = (1-\nu^2)(K_r)^2/E$ としたときの傾き $-1/(n_r+1)$ となる HRR 応力分布 $\sigma_{22,HRR}$, 破線は K_r に対する傾き $-1/2$ の K 値応力分布 $\sigma_{22,K}$ である.

Fig. 11 The stress distribution of crack tip at P_{ci} with T-scaling method. The solid line shows the HRR stress solution at P_{cr} when $n = n_r = 4.54$ of the reference temperature $T_r = 0^\circ\text{C}$, and the dashed line shows the K stress solution at P_{cr} . By applying the T-scaling method, it can be seen that the stress distribution under fracture load at each temperature can be scaled in the range of r/r_{ci} is approximately 2 to 7.

図 11 では 3 温度の予想破壊荷重, しかも横軸を r_{ci} で無次元化した場合の σ_{22} 分布を比較しているので, 図 2 (c) 相当の図である. ただ, 図 2 (c) は小規模降伏条件の仮定が保証され, かつ材料の応力-ひずみ関係に Ramberg-Osgood 関係を仮定した理想的な場合であったので, 図 11 のように有限の試験片モデル, 実応力-ひずみ関係を用いて計算した結果とは当然一致しない. たとえば, 図 11 では σ_{22} の極大値の位置が 3 温度でそろわない, J 支配域の両対数線図上の傾きが 3 温度で異なる, また $\sigma_{22,HRR}$ と $\sigma_{22,K}$ の交点 r_{ci} が必ずしも式 (4) で予測した値と一致しない, などが一見すると読み取れる. その一方で, $2 \leq r/r_{ci} \leq 7$ の範囲について 3 温度の応力分布はよく重なっている. また, J 支配域の傾きの差については, 実応力-ひずみ関係を Ramberg-Osgood 近似したときの指数 n が 3 温度で異なり, かつ荷重レベルにより傾きが変わることも周知のことなので, 当然予測されたことである. 少なくとも, $2 \leq r/r_{ci} \leq 7$ の範囲の応力分布をスケーリングできたことは “破壊時の応力が温度によらない” という知見に矛盾しないと考えられ, このことが破壊荷重を十分な精度で予測できた理由であると考えられる.

本研究における提案手法は, 応力-ひずみ関係を Ramberg-Osgood 指数則で近似した際のパラメータ (α , n) の温度依存性が小さいことを仮定した J_c 温度依存性予測の近似手法であり, 当然のことながら適用限界が存在すると予想される. 今回対象とした材料が温度範囲 $-25 \sim 20^\circ\text{C}$ において α が $1.85 \sim 2.27$, n が $4.54 \sim 4.62$ であり, α については仮定とは異なるようにも思われるが, この程度の n や α の変化幅であれば異なる温度に対する破壊荷重 P_{ci} , および破壊靱性値 J_{ci} の温度依存性を工学的に十分な精度で予測できるということであろう. これについては, 今後, 他材料への適用性検討を通じてさらなる適用範囲, 適用限界についての確認を行う予定である.

ところで J_c の温度依存性を予測する際には ASTM E1921 に記載されているマスターカーブが用いられることがある. 最後に, EP-FEA で予測した J_c を K_{Jc} に換算し, これを ASTM E1921 のマスターカーブ式の温度依存性と比較した結果を図 12 に示す. 図 12 において破線は 0°C の実験結果について求めたマスターカーブ法の参照温度 T_0 に対する K_{Jc} の温度依存性である. ここで, 0°C の参照温度 T_0 は 29.9°C である. また, マスターカーブ法は 1

インチ厚みの試験片の K_{Ic} を想定したものであるが、図 12 では 0.5 インチ厚みの試験片の K_{Ic} に換算している。図 12 より、本提案手法の基準温度 $T_r = 0^\circ\text{C}$ よりも高温側となる 20°C にて、提案手法はマスターカーブ法よりも実験結果の平均値に近い値を示しており、James ら (2014) が問題視していたマスターカーブ法の高温側の予測精度向上が期待できる結果が得られていた。

Fig. 12 The comparison of proposed method and the master curve method. ■ is K_{Ic} of the experimental results, ◆ is K_{Ic} predicted by the proposed method, and dashed line are K_{Ic} predicted by the master curve method described in ASTM E1921. The reference temperature of the experimental result in the master curve method is $T_0 = 29.9^\circ\text{C}$. At 20°C , which is higher than the reference temperature $T_r = 0^\circ\text{C}$, the proposed method is close to the average value of experimental results than the master curve method.

7. 結 言

本研究では、延性－脆性遷移温度域材の異なる温度下の破壊時の応力分布を同一化する手法を提案し、破壊靱性値 J_c の温度依存性を応力－ひずみ関係の温度依存性を反映した弾塑性有限要素解析により予測する手法を提案した。提案手法の妥当性は S55C 材を対象とした 0.5TSE(B)試験片の破壊靱性試験結果と比較することにより検証した。

謝 辞

本研究は株式会社コベルコ科研と福井大学の共同研究（契約番号「J140000932」）の一環として実施された。また、本研究の実験は福井大学大学院工学研究科 博士前期課程 菊谷直宏氏、東野勇馬氏に協力いただいた。関係者に感謝の意を表する。

References

- Anderson, T.L., FRACTURE MECHANICS Fundamentals and Applications, Third Edition, CRC Press (2005), pp.128-129.
- Anderson, T.L., Stienstra, D. and Dodds, R.H., A Theoretical Framework for Addressing Fracture in the Ductile-Brittle Transition Region, in: Landes, J.D., McCabe, D.E., Boulet, J.A.M. (Eds.) STP1207, Fracture Mechanics: 24th Volume, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1994), pp. 186-214.
- ASTM, E1820-06a Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA (2006).
- ASTM, E1921-10 Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range, Annual Book of ASTM Standards. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA (2010).
- Dodds, R.H., Anderson, T.L. and Kirk, M.T., A framework to correlate a/W ratio effects on elastic-plastic fracture toughness (J_c), International Journal of Fracture, Vol. 48 (1991), pp.1-22.
- González-Albuixech, V.F., Giner, E., Fernández-Sáez, J. and Fernández-Canteli, A., Influence of the T_{33} -stress on the 3-D stress state around corner cracks in an elastic plate, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 78 (2011), pp. 412-427.

- Gupta, M., Alderliesten, R.C. and Benedictus, R., A review of T -stress and its effects in fracture mechanics, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 134 (2015), pp. 218-241.
- Healy, B., Gullerud, A., Koppenhoefer, A.R., RoyChowdhury, S., Petti, J., Walters, M., Bichon, B., Cochran, K., Carlyle, A., Sobotka, J., Messner, M. and Dodds, R., WARP3D-Release 17.5.9 Manual, University of Illinois at Urbana-Champaign (2015).
- IAEA, Master Curve Approach to Monitor Fracture toughness of Reactor Pressure Vessels in Nuclear Power Plants, IAEA - TECDOC-1631 (2009).
- James, P.M., Ford, M. and Jivkov, A.P., A novel particle failure criterion for cleavage fracture modeling allowing measured brittle particle distribution, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 121-122 (2014), pp.98-115.
- Kirk, M.T., Dodds, R.H. and Anderson, T.L., An Approximate Technique for Predicting Size Effects on Cleavage Fracture Toughness (J_c) Using the Elastic T Stress in: Landes, J.D., McCabe, D.E. and Boulet, J.A.M. (Eds.) STP 1207, Fracture Mechanics: Twenty-Fourth Volume American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1994), pp. 62-86.
- Kirk, M.T., Koppenhoefer, K.C. and Shih, C.F., Effect of Constraint on Specimen Dimensions Needed to Obtain Structurally Relevant Toughness Measures in: E.M. Hackett (Ed.) STP 1171, Constraint effects in fracture, American Society for Testing and Materials (1993), pp. 79-103.
- Larsson, S.G. and Carlsson, A.J., Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small scaling yielding at crack tips in elastic-plastic materials, Journal of the mechanics and physics of solids, Vol.21 (1973), pp.263-277.
- Lu, K. and Meshii, T., Application of T_{33} -Stress to Predict the Lower Bound Fracture Toughness for Increasing the Test Specimen Thickness in the Transition Temperature Region, Advances in Materials Science and Engineering (2014a), pp. 1-8.
- Lu, K. and Meshii, T., Three-dimensional T -stresses for three-point-bend specimens with large thickness variation, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 116 (2014b), pp. 197-203.
- Lu, K. and Meshii, T., A systematic investigation of T -stresses for a variety of center-cracked tension specimens, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Vol. 77 (2015), pp.74-81.
- Matvienko, Y.G., Shlyannikov, V.N. and Boychenko, N.V., In-plane and out-of-plane constraint parameters along a three-dimensional crack-front stress field under creep loading, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 36 (2013), pp.14-24.
- Meshii, T. and Tanaka, T., Experimental T_{33} -stress formulation of test specimen thickness effect on fracture toughness in the transition temperature region, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 77 (2010), pp. 867-877.
- Meshii, T., Tanaka, T. and Lu, K., T -Stress solutions for a semi-elliptical axial surface crack in a cylinder subjected to mode-I non-uniform stress distributions, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 77 (2010), pp. 2467-2478.
- Meshii, T., Lu, K. and Takamura, R., A failure criterion to explain the test specimen thickness effect on fracture toughness in the transition temperature region, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 104 (2013), pp. 184-197.
- Meshii, T., Lu, K. and Fujiwara, Y., Extended investigation of the test specimen thickness (TST) effect on the fracture toughness (J_c) of a material in the ductile-to-brittle transition temperature region as a difference in the crack tip constraint – What is the loss of constraint in the TST effects on J_c ?, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 135 (2015), pp. 286-294.
- Meshii, T. and Yamaguchi, T., Applicability of the modified Ritchie–Knott–Rice failure criterion to transfer fracture toughness J_c of reactor pressure vessel steel using specimens of different thicknesses—possibility of deterministic approach to transfer the minimum J_c for specified specimen thicknesses, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Vol. 85B (2016), pp. 328-344.
- Meshii, T., Yamaguchi, T. and Higashino, Y., Applicability of the modified Ritchie–Knott–Rice failure criterion to examine the feasibility of miniaturized Charpy type SE(B) specimens, Advances in Materials Science and Engineering, Vol. 2016 (2016), pp. 1-12.
- Mu, M.Y., Wang, G.Z. and Xuan, F.Z. and Tu, S.T., Unified correlation of in-plane and out-of-plane constraints with cleavage fracture toughness, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Vol. 80 (2015), pp. 121-132.
- Nevalainen, M. and Dodds, R.H., Numerical investigation of 3-D constraint effects on brittle fracture in SE(B) and C(T) specimens, International Journal of Fracture, Vol. 74 (1995), pp.131-161.
- Neimitz, A., Graba, M. and Galkiewicz, J., An alternative formulation of the Ritchie-Knott-Rice local fracture criterion, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 74 (2007), pp. 1308 - 1322.

- Qian, G., Gonzalez-Albuixech, V.F. and Niffenegger, M., In-plane and out-of-plane constraint effects under pressurized thermal shocks, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 51 (2014), pp. 1311-1321.
- Rathbun, H.J., Odette, G.R., He, M.Y. and Yamamoto, T., Influence of statistical and constraint loss size effects on cleavage fracture toughness in the transition – A model based analysis, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 73 (2006), pp.2723-2747.
- Ritchie, R.O., Knott, J.F. and Rice, J.R., On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel, *Journal of the mechanics and physics of solids*, Vol. 21 (1973), pp.395-410.
- Seifi, R., Mahmoudi, A. and Babalhavaeji, M., J-integral and CMOD for external inclined cracks on autofrettaged cylinders, *International Journal of Fracture*, Vol. 169 (2011), pp. 199-212.
- Shlyannikov, V.N., Boychenko, N.V., Tumanov, A.V. and Fernández-Canteli, A., The elastic and plastic constraint parameters for three-dimensional problems, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 127 (2014), pp. 83-96.
- Sumpter, J.D.G., An Experimental Investigation of the T Stress Approach in: E.M. Hackett, Schwalbe, K.-H., Dodds, R.H. (Eds.) STP 1171, Constraint effects in fracture, American Society for Testing and Materials (1993), pp. 495-502.
- Theiss, T.J. and Bryson, J.W., Influence of Crack Depth on the Fracture Toughness of Reactor Pressure Vessel Steel in: E.M. Hackett (Ed.) STP 1171, Constraint effects in fracture, American Society for Testing and Materials (1993), pp. 104-119.
- Wallin, K., The size effect in K_{Ic} results, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 22 (1985), pp.149-163.
- Watanabe, J., Iwadata, T., Tanaka, Y., Yokobori, T. and Ando K., Fracture toughness in the transition region, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 28 (1987), pp.589-600.