脆性破壊のための確率論的モデルと シャルピー吸収エネルギーの統計的性質

松田 伸也¹ 高橋 学²

¹香川大学工学部材料創造工学科

²愛媛大学社会共創学部産業イノベーション学科

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 82, No. 4 (2018), pp. 102-107

© 2018 The Japan Institute of Metals and Materials

Probabilistic Model for Brittle Fracture and Statistical Characteristic of Absorbed Energy in Charpy Impact Test

Shinya Matsuda¹ and Manabu Takahashi²

¹Department of Advanced Materials Science, Faculty of Engineering, Kagawa University, Takamatsu 761-0396

²Department of Industrial Innovation, Faculty of Collaborative Regional Innovation, Ehime University, Matsuyama 790-8577

This paper discusses a theoretical approach to evaluating the statistical characteristics of Charpy absorbed energy to brittle fracture at low temperature. First, the probability distribution of fracture toughness for V-notch specimen was derived by combining a local fracture criterion and Weibull distribution. Second, a probabilistic model for the Charpy absorbed energy was derived by relating the fracture toughness and the Charpy absorbed energy based on the concept of Griffith-Orowan-Irwin. The Charpy absorbed energy was related to the material strength and the material constant, obeying the two-parameter Weibull distribution with a shape parameter of 2. Third, the Weibull analysis of the Charpy absorbed energy for V-notch specimen of high strength steel at lower temperature than Ductile-Brittle Transition Temperature (DBTT) and the statistical characteristics obtained from the model were compared. As a result, the proposed model was supported the statistical characteristics of the Charpy absorbed energy at a temperature sufficiently lower than DBTT. [doi:10.2320/jinstmet.J2017049]

(Received October 20, 2017; Accepted January 9, 2018; Published February 9, 2018)

Keywords: Charpy absorbed energy, brittle fracture, Weibull distribution, local fracture criterion

1. 緒 言

建設や船舶分野では、構造用鋼やその溶接部のじん性評価を目的として、簡易なシャルピー衝撃試験が実施されている。衝撃試験から得られる吸収エネルギーは、品質保証のための相対的評価の指標として役割を果たしている。脆性破壊とシャルピー衝撃試験を対応させた最も古い研究は、米国における戦時標準船の脆性破壊事故調査と言われている¹⁾。船体用鋼板の脆性破壊回避の保証値として、シャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが 13~27 J あればよいことが経験的に明らかにされてきた。その結果、平均値の 20 J が脆性破壊防止の目安として広く使用されてきた^{1,2)}。現在では JISG3106(2015) や ISO630-1(2011)、ISO630-3(2012) において溶接構造用圧延鋼材の脆性破壊防止の指標として吸収エネルギーが規定されている。例えば JIS 規格の B グレードでは、0℃で 27 J 以上と規定されており、古くから明らかにされた値が利用されている。このように、脆性破壊防止に対する保証値には力学的意義がなく経験的に決定されている。その一方で、低温から延性脆性遷移温度(DBTT)近傍において吸収エネルギーは大きくばらつくことが知られており、規定値に基づく吸収エネルギーによる確定論的な品質評価では誤って評価をする可

能性がある。そのため、脆性破壊に対する吸収エネルギーの力学的および統計的性質を明らかにすれば品質を定量的に保証できる。

既往の研究では、吸収エネルギーと破壊じん性値、J 積分や CTOD など破壊力学パラメータと関連付ける研究が数多く行われてきたが、多くは半経験的な実験式に基づいている³⁾。Tanabe^{4,5)}は、力学的観点から結合力モデルやき裂エネルギー密度の概念を適用して脆性破壊に対する破壊じん性を導出してシャルピー衝撃値と関連付けている。統計的性質の評価に注目すると、Moskovic ら^{6,7)}および Pillot and Pacqueau⁸⁾は、Burr 分布やワイブル分布に基づき吸収エネルギーと温度の関係を統計的にそれぞれ評価している。しかしながら、これら分布関数をあてはめた統計的処理による評価であるため力学的意味は十分ではない。Takahashi ら⁹⁾は、FEM 解析よりシャルピー試験片の切欠き先端の応力場は $1/\sqrt{r}$ の特異性 (r : 切欠き先端からの距離) で近似的に表されることを示し、荷重、試験片の幅および厚さと関連づけて最弱リンクモデルに基づき統計的モデルを提案している。モデルの妥当性を DBTT より低い温度域での高強度鋼の吸収エネルギーに対して検証している。しかしながら、脆性破壊クライテリアを導入し、材料特性と関連付けた力学的観点からの統計的性質の検討はされていない。

その一方で、鉄鋼に限らず脆性破壊に関して広く注目すれば、典型的な脆性材料であるセラミックスの強度評価の研究が行われてきた。セラミックスに内在するき裂先端において、小規模降伏条件を仮定した応力拡大係数とワイブル分布に基づいて破壊力学的観点から確率論的に評価することを基礎としている¹⁰⁻¹⁵⁾。

そこで本研究では、シャルピー衝撃試験から得られる脆性破壊に対する吸収エネルギーとその統計的性質を力学的に明らかにするために、セラミックスの強度評価に適用されてきた破壊力学的観点に基づく概念を適用して検討を試みた。はじめに、シャルピー衝撃による脆性破壊として、シャルピー試験片の切欠き先端において小規模降伏条件を仮定し、破壊クライテリオンを導出した。次に、最弱リンクモデルがシャルピー衝撃による脆性破壊において成立つことを仮定することでワイブル分布を適用し、破壊クライテリオンと組み合わせることによって破壊じん性値の分布関数を導出した。その後、破壊じん性値と吸収エネルギーを破壊力学的観点から関連付けることで吸収エネルギーの確率論的モデルを導出した。これより、吸収エネルギーと材料強度や材料定数と関連付けることで力学的意味とその統計的なばらつきの程度を理論的に示した。次に本モデルによってどの程度までのシャルピー衝撃による脆性破壊を予測できるのかを検証するために、高強度鋼のシャルピー V 字型切欠き (CVN) 材の吸収エネルギーと温度の関係に対して、曲線近似法と本モデルを組合せて確率論的に予測した。その予測と実験値との比較より、適用可能な温度範囲における CVN 吸収エネルギーの実験データを統計的に解析し、モデルから得られる統計的ばらつきの結果と詳細に比較した。これを通じて、JIS 規格に規定されている脆性破壊の保証値 27J に対して理論的に示した吸収エネルギーと関連付けることによってその力学的意義を論考した。

2. モデリング

2.1 破壊基準

Fig. 1 に示すように長さ a 、底半径 ρ の貫通切欠きを有する厚さ t の切欠き材 (シャルピー試験片) を想定する。モード I の負荷を受けたとき、 a が切欠き底に形成されるプロセスゾーン寸法に比べて十分に長く、小規模降伏条件を満足することを仮定する。また脆性破壊を想定しているため、塑性変形による拘束はないものとする。このとき切欠き前方の応力

Fig. 1 A brittle fracture model for a notch root.

σ_y は、切欠き底から $\rho/2$ だけ切欠き内部に入った点 O となす角度 $\theta=0$ のとき、応力拡大係数 K_I を用いて 1 軸応力状態として近似的に式 (1) にて表される^{11,12)}。

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r'}} \left(1 + \frac{\rho}{2r'}\right) \quad (1)$$

ここで、 r' は点 O からの距離である。

Fig. 1 の応力場は、切欠きからの進展開始時の臨界応力状態を表している。このとき、切欠き底からの臨界のプロセスゾーン寸法を r_0 とすると、 $r' = r_0 + \rho/2$ である。また r_0 の位置における応力の臨界値を σ_c と表せば、式 (1) より切欠き材の破壊じん性値 K_{IC}^{cp} は、

$$K_{IC}^{\text{cp}} = \sigma_c \sqrt{2\pi r_0} \frac{(1 + \rho/2r_0)^{3/2}}{1 + \rho/r_0} \quad (2)$$

のように ρ と r_0 の関数として表される。式 (2) は切欠き底から r_0 における応力が σ_c に達すると、き裂が伝播する破壊クライテリオン (局所破壊基準) である。

次に、切欠き材の ρ が十分に小さいことを考える。すなわち、Fig. 2 に示すように長さ a の貫通き裂を有する厚さ t の無限板を考える。先に述べた仮定に基づけば、き裂前方の応力 σ_y は、き裂先端の点 O となす角度 $\theta=0$ のとき、応力拡大係数 K_I を用いて式 (3) に示す Irwin の式で 1 軸応力状態として近似できる。

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (3)$$

r は、き裂先端からの距離である。なお、式 (1) において ρ が十分に小さいとして近似しても同形を得る。

Fig. 2 の応力場はき裂が進展開始時の臨界応力状態を表している。このとき、臨界のプロセスゾーン寸法 r_0 の位置における応力の臨界値 (固有強度) を σ_c と表せば、式 (3) よりき裂材の破壊じん性値 K_{IC} は、

$$K_{IC} = \sigma_c \sqrt{2\pi r_0} \quad (4)$$

として表され、き裂先端から r_0 における応力が σ_c に達すると、き裂が伝播する破壊クライテリオンになる¹⁰⁾。

以上より小規模降伏条件下では、切欠きおよびき裂材の破壊じん性値との間の関係は、式 (4) を式 (2) に代入することで、

$$K_{IC}^{\text{cp}} = \frac{(1 + \rho/2r_0)^{3/2}}{1 + \rho/r_0} K_{IC} \quad (5)$$

Fig. 2 A brittle fracture model for a crack tip.

として与えられる。式(5)において $\rho \gg r_0$ を想定すれば、

$$K_{IC}^{\text{cp}} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\rho}{2r_0}} K_{IC} \quad (6)$$

として表される。したがって本モデルの仮定において切欠き材の脆性破壊に対する K_{IC}^{cp} は、き裂材の K_{IC} および切欠きの形状因子を用いて表される。

2.2 破壊じん性値の確率分布

セラミックスの破壊や鋼のへき開破壊は最弱リンクモデルに従う挙動を示すことが知られている^{16,17)}。そこで、この最弱リンクモデルがシャルピー衝撃による脆性破壊においても成立つことを仮定する。すなわち、切欠きまたはき裂先端のプロセスゾーン内においては最弱リンクモデルに従い、どの位置を起点として脆性破壊するかは確率論的であることを考える。そこで、式(7)に示すワイブル分布を適用する。

$$F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (7)$$

ここで、 F は破壊確率、 m は形状母数、 σ_0 は尺度母数、 σ_w はワイブル応力である。2.1節で示した通り、き裂や切欠きによらず応力場は1軸応力状態であることを仮定しているため、 σ_w は切欠きまたはき裂前方の応力 σ_y を用いて次式で表される。

$$\sigma_w^m = \frac{1}{V_0} \int_{V_f} \sigma_y^m dV \quad (8)$$

V_f はプロセスゾーンの体積、 V_0 は基準体積である。

き裂材の場合、式(8)の σ_w は、式(3)を用いて解けば、

$$\begin{aligned} \sigma_w^m &= \int_0^{r_0} \int_{-\pi}^{\pi} \int_0^t \sigma_y^m r dr d\theta dt \\ &= \frac{2t(2\pi)^{1-m/2}}{V_0(4-m)} r_0^{(4-m)/2} K_I^m \end{aligned} \quad (9)$$

として K_I の変数として表される。これより $K_I \rightarrow K_{IC}$ とし、式(4)を代入することによって σ_w は、

$$\sigma_w^m = \frac{t\sigma_c^{m-4}}{V_0\pi(4-m)} K_{IC}^4 \quad (10)$$

として表される。最終的に式(7)は、

$$F = 1 - \exp \left[- \frac{tC\sigma_c^{m-4}}{V_0\sigma_0^m} K_{IC}^4 \right] \quad (11)$$

として与えられる。ここで、 $C = 1 / \{ \pi(4-m) \}$ である。式(11)は、 K_{IC} を変数とした形状母数4のワイブル分布に従うことを示しており、材料強度や材料定数と関連付けられる。

ASTM E1921において鋼の破壊じん性値の確率分布は規格化されており¹⁸⁾、このモデルではき裂先端においてHRR特異場の存在を仮定している¹⁹⁾。式(11)は限定的な仮定に基づき導出しているが、ASTM規格モデルと同一の形である。

次に切欠き材の場合、式(6)に示した通り、き裂材の破壊じん性値 K_{IC} と切欠き材の破壊じん性値 K_{IC}^{cp} を関連付けた。ゆえに式(6)を用いて、式(11)の K_{IC} を K_{IC}^{cp} に置換えれば、

$$F = 1 - \exp \left[- \frac{t\bar{C}\sigma_c^{m-4}}{V_0\sigma_0^m} K_{IC}^{\text{cp}4} \right], \bar{C} = \frac{64}{\pi(4-m)} \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^2 \quad (12)$$

として与えられる。これより、式(11)と同様に K_{IC}^{cp} を確率変数とした形状母数4のワイブル分布に従い、試験片および切欠きの形状やプロセスゾーン寸法、材料強度および材料定数と関連付けられる。

2.3 シャルピー吸収エネルギーの確率論的モデル

き裂材のへき開破壊による脆性破壊の場合、破面形成のエネルギーとして単位面積あたりの表面エネルギーに加えて、単位面積あたりの塑性変形などに消費されるエネルギーが加わる。これらを含めて有効表面エネルギー Γ とし、Griffith-Irwin の条件²⁰⁾を適用すれば、き裂材の破壊じん性値 K_{IC} は、

$$K_{IC} = \sqrt{E\Gamma} \quad (13)$$

として与えられる。ここで、 E はヤング率である。

シャルピー衝撃試験の評価として、吸収エネルギー KV を断面積 A で除荷した衝撃値 I_{cp} が用いられる。脆性破壊の場合、 I_{cp} は先に述べた単位面積あたりの破面形成エネルギー I_{crack}^{cp} に加えて、衝撃試験装置の弾性エネルギーや破断後に飛散する試験片の運動エネルギーなどを含んだ値である。ゆえに Γ と I_{cp} は、

$$\Gamma = \alpha I_{cp} = I_{crack}^{\text{cp}} \quad (14)$$

として関連付けられる⁵⁾。ここで α は破面形成エネルギー以外のエネルギーに対する補正パラメータであり、 $0 < \alpha < 1$ である。式(13)の Γ を式(14)で置換えることで、

$$K_{IC} = \sqrt{EI_{crack}^{\text{cp}}} \quad (15)$$

として K_{IC} と I_{cp} は関連付けられる。

次に切欠き材を考える。2.1節で示した通り、切欠き材の破壊じん性値 K_{IC}^{cp} は K_{IC} と関連付けられることを示した。ゆえに、式(6)の K_{IC} を式(15)で置換えることで K_{IC}^{cp} は、

$$K_{IC}^{\text{cp}} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\rho}{2r_0}} \sqrt{EI_{crack}^{\text{cp}}} \quad (16)$$

として I_{crack}^{cp} および切欠きの形状因子を含む ρ/r_0 と関連付けられる。ここで Oda らは、鋭い切欠き(底半径 $\rho = 0.05 \text{ mm}$) を有する金属材料の破壊じん性値 K_{IC}^* は $\rho = 2 \text{ mm}$ の V ノッチシャルピー衝撃値 I_{cp}^* との間には以下の推定式が成立つことを報告している^{5,21)}。

$$K_{IC}^* = k\sigma_T \sqrt{\frac{I_{cp}^*}{E}} \quad (17)$$

ここで、 k は定数、 σ_T は真破断応力である。式(17)は、鋭い切欠き先端において、小規模降伏から大規模降伏まで広い範囲にわたって成立することを示唆している⁵⁾。式(16)と式(17)を比較すれば、破壊じん性値はシャルピー衝撃値の1/2乗に比例する点は一致する。また、Oda らは、切欠き底の形状が変化すると定数 k の値が変化することが考えられると報告している²¹⁾。すなわち、定数 k は ρ が関数の1つとして含まれていることを意味しており、その点においても一致してい

る。ゆえに、式(16)は、限定的なモデルの仮定に基づいて導出しているが、実験的に得られた関係式(17)と形式上は一致する。

一方、前節で導出した式(12)は、き裂先端の塑性変形(HRR特異場)によらず適用できることを示した。したがって、式(12)の K_{IC}^{cp} を式(16)で置換えれば、

$$F = 1 - \exp \left[- \frac{t C_0 \sigma_c^{m-4}}{V_0 \sigma_0^m} I_{crack}^{cp} \right] \quad (18)$$

として I_{crack}^{cp} を変数としたワイブル分布で表され、形状母数2のワイブル分布に従う。ここで、 $C_0 = CE^2$ である。これより、 I_{crack}^{cp} は切欠きの形状因子に支配されない材料強度や材料定数によって決定される破壊に費やす単位面積当たりの破面形成エネルギーであることに帰着する。式(18)の I_{crack}^{cp} を KV で表せば、

$$F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{KV}{KV_0} \right)^2 \right] \quad (19)$$

として与えられ、 KV は形状母数2のワイブル分布に従う。ここで $KV_0 = (A^2 V_0 \sigma_0^m / t \alpha^2 C_0 \sigma_c^{m-4})^{1/2}$ である。

式(19)は、Takashima ら⁹⁾の統計的モデルと形式上は一致するが、吸収エネルギーを材料強度や材料定数と関連付けている。すなわち、小規模降伏条件下を仮定した破壊基準とワイブル分布を組み合わせることで導出しているため力学的意義が明確である。

3 モデルの検証と考察

3.1 CVN 吸収エネルギー遷移曲線の予測

Fig. 3(a)および(b)にLangenberg ら²²⁾とPillot and Pacqueau⁸⁾が調査した調質高強度鋼(P690Q)のCVN 吸収エネルギー KV および延性破面率 FA と温度 T との関係をそれぞれ示す。なお、これらのデータは、ロッドが異なることを付記する。図中の実線と破線は、 KV 値および FA 値に対して近似した曲線であり、 KV は次式に示す2つのモードを持つ近似法に基づき近似した。

$$\begin{aligned} KV &= A + B \tanh \left[\frac{T-C}{D} \right] \quad \text{for } T > C \\ KV &= A \exp \left[\frac{TB}{AD} \right] / \exp \left[\frac{CB}{AD} \right] \quad \text{for } T < C \end{aligned} \quad (20)$$

T は温度、 A 、 B 、 D は KV と T との関係から得られる定数、 C は、 FA と T との関係から得られる定数である。Fig. 3(a)については文献に記載されている各定数値を用いて描いた。一方、Fig. 3(b)については FA のデータが記載されていなかったため、 C 値はFig. 3(a)と同じ値を用いた。これより、 KV と T に対して、定数 A 、 B 、 D 値を変化させてカーブフィットさせることで描いた。これら定数を Table 1 に示す。なお Fig. 3(a)について、CVN 吸収エネルギー曲線と破面率曲線との交点を DBTT と仮定して推定すると -64°C であった。また JIS に規格されている脆性破壊の保証値である吸収エネルギーの平均値 27J に対する参照温度 T_{27J} は、各フィッティングカー

Fig. 3 CVN transition curves of QT-high strength steels (P690Q) obtained by (a) Langenberg et al.²²⁾ and (b) Pillot and Pacqueau⁸⁾.

ブから推定すると Fig. 3(a)は -104°C 、Fig. 3(b)は -110°C である。図に示すように、いずれのデータにおいても温度の上昇に伴って KV 値は上昇し、各温度域において KV 値はばらついている。Fig. 3(a)では、特に DBTT 前後ではばらつきが大きく、Fig. 3(b)においても温度の上昇とともに同様にばらつきが大きくなる傾向を示している。

式(19)において、中央値(破壊確率 $F=50\%$)における KV が式(20)で表されるならば KV_0 は次式で表される。

$$\begin{aligned} KV_0 &= (\ln 2)^{-\frac{1}{2}} \left\{ A + B \tanh \left[\frac{T-C}{D} \right] \right\} \quad \text{for } T > C \\ KV_0 &= (\ln 2)^{-\frac{1}{2}} \left\{ A \exp \left[\frac{TB}{AD} \right] / \exp \left[\frac{CB}{AD} \right] \right\} \quad \text{for } T < C \end{aligned} \quad (21)$$

すなわち、材料強度、材料定数および試験片寸法で決まる KV_0 をカーブフィッティングで決定する。式(21)を式(19)に代入することで KV の予測曲線は、

$$\begin{aligned} KV(F) &= (\ln 2)^{-\frac{1}{2}} \left[\ln \left(\frac{1}{1-F} \right) \right]^{\frac{1}{2}} \left\{ A + B \tanh \left[\frac{T-C}{D} \right] \right\} \quad \text{for } T > C \\ KV(F) &= (\ln 2)^{-\frac{1}{2}} \left[\ln \left(\frac{1}{1-F} \right) \right]^{\frac{1}{2}} \left\{ \frac{A \exp \left[\frac{TB}{AD} \right]}{\exp \left[\frac{CB}{AD} \right]} \right\} \quad \text{for } T < C \end{aligned} \quad (22)$$

として F の関数として与えられる。Fig. 4(a)および(b)に、Table 1 の値を用いて式(22)に基づき $F=5\%$ 、 95% として予

Table 1 Constant parameters of Eq. (20) for data of Fig. 3(a) and (b).

Figure 3	A [J]	B [J]	C [°C]	D [°C]
(a)	68.19	50.49	-67.95	29.12
(b)	120.6	65.55	-67.95	24.75

Fig. 4 Probabilistic prediction of CVN transition curves of QT-high strength steels (P690Q) shown in Fig. 3 (a) and (b).

測した CVN 遷移曲線および Fig. 3(a) および (b) に示した KV と温度差 $T - T_{27J}$ の関係をそれぞれ示す。Fig. 4(a) では、DBTT より小さい T_{27J} 近傍以下では KV のばらつきを含めておよそ予測できている。一方、Fig. 4(b) においても、 T_{27J} 近傍以下ではおよそ予測できている。しかしながら、 T_{27J} を超えるといずれも予測値は過大評価しており、実験値と一致していない。以上より本結果は、DBTT より低い温度域の CVN 遷移曲線、すなわち JIS の規格値 T_{27J} 近傍以下に対して本モデルが適用できることを示唆している。

3.2 DBTT より低い温度域における KV の統計的性質

3.2.1 KV のワイブルプロット

Fig. 5 に Fig. 3(b) に示した CVN 吸収エネルギー KV のワイブルプロットを示す。ここで、 R^2 値はワイブルプロットに対して直線近似したときの相関係数の 2 乗を示している。いずれのデータも R^2 値は 0.8 以上であり、よい相関を示している。

Fig. 5 Weibull plots of CVN absorbed energy of QT-high strength steel (P690Q) shown in Fig. 3 (b).

Fig. 6 Shape parameter $\bar{m}$ vs. temperature difference $T - T_{27J}$. T and T_{27J} are temperature and transition temperature leading to 27J average impact energy, respectively.

特に -100°C のデータについて、およそ $F=30\%$ 以下の領域では、ある下限値(約 40J)が存在する。このような挙動を表現するためには 2 母数ワイブル分布よりも 3 母数ワイブル分布が適していると考えられる。以上の結果より、DBTT 以下の脆性破壊が支配的な KV 値のワイブルプロットは、ワイブル分布で近似できる。

3.2.2 KV から推定した形状母数と温度との関係

Fig. 6 に CVN 吸収エネルギー KV 値のワイブル解析から推定した形状母数 $\bar{m}$ 値と温度差 $T - T_{27J}$ の関係を示す。ここで、データ⁸⁾は Fig. 5 に示した P690Q 材および寸法の異なる P690QL 材の 2 種類から得ている。また図中の各実線と点線は、本モデルから得られた形状母数 $\bar{m}=2$ とした場合の $(1-\alpha) \times 100\% = 99\%$ 信頼区間の上限 $k_U \bar{m}$ と下限 $k_L \bar{m}$ を示している。ここで、 k_U と k_L は次式²³⁾からデータ数 N の関数として推定した。

$$k_L = \sqrt{\frac{\chi^2_{\alpha/2} \{0.822(N-1)\}}{0.822N}}, k_U = \sqrt{\frac{\chi^2_{1-\alpha/2} \{0.822(N-1)\}}{0.822N}} \quad (23)$$

図より27J以下($T - T_{27J} \leq 0^\circ\text{C}$)でのKVに対して推定した $\bar{m}$ 値は、信頼区間内またはそのごく近傍にデータが多く存在する傾向にある。しかしながら、27Jより大きい($T - T_{27J} > 0^\circ\text{C}$)の場合、プロット数は少ないが、信頼区間からはずれる傾向にある。以上より、27J以下の $\bar{m}$ 値のデータは本モデルを支持している。中には信頼区間からはずれている一部のプロットも存在するが、その原因として、式(19)中の α 値(単位面積あたりの破面形成エネルギー $I_{\text{crack}}^{\text{p}}$ 以外のエネルギー等を含む定数)にばらつきが発生するためと考えられる。

3.3 小規模降伏条件を仮定した破壊基準の適用と限界

3.2節の結果より、27Jに対する参照温度以下の吸収エネルギーの統計的性質に対して本モデルが適用できることを示した。すなわち、27J以下では本モデルの仮定に基づく脆性破壊が起きていることを意味しており、破壊力学的に意義がある。一方で脆性破壊を起こすにもかかわらず27Jより大きい場合は、Fig. 5に示したようにワイブル分布には従うが、Fig. 6に示したように本モデルの形状母数2とした場合では従わない。一般に鋼の脆性破壊は劈開破壊型である。しかしながらDBTT近傍での劈開破壊に関する別の問題として、劈開破壊機構における塑性ひずみの影響が指摘されている。これまで多くの研究者によって変形した結晶中の劈開き裂発生は、ひずみによって生じにくくなることが示されている¹⁹⁾。2節で示した通り、本モデルでは小規模降伏条件を仮定し、切欠き先端のプロセスゾーンにおける応力が材料強度に達すると、き裂が伝播する破壊クライテリオンに基づき導出している。ゆえに、塑性ひずみの影響を考慮していないため、十分に適用できなかったと考えられる。

以上より、DBTTより低い温度以下において吸収エネルギーのばらつきは本モデルによって評価できることを示した。また、本解析において用いた高強度鋼については27Jに対する参照温度以下のデータに対して適合できたため、本結果はJIS規格に規定されている脆性破壊の保証値27Jには力学的意義が存在することを示唆している。ただし、吸収エネルギーを材料強度や材料定数から定量的に評価して解析していないため、全ての鋼の脆性破壊を力学的観点から保証する値は定かでない。このことは今後の課題である。

4. 結 言

本研究では、脆性破壊に対するシャルピー吸収エネルギーについて破壊力学的観点から小規模降伏条件を仮定した破壊

基準とワイブル分布を組合わせて確率論的モデルを構築した。シャルピー吸収エネルギーは、形状母数2のワイブル分布で表され、材料強度や材料定数によって決定される値であることを理論的に示した。次に、本モデルに基づき高強度鋼のDBTTより低い温度域におけるCVN吸収エネルギーの統計的性質を解析した。その結果、本モデルの結果を支持し、DBTTより低い温度域の吸収エネルギーの統計的性質は本モデルによって評価できることを明らかにした。特に、本解析において用いた高強度鋼についてはJIS規格に規定されている脆性破壊の保証値27Jに対する参照温度以下のデータに対して適合できたため、保証値27Jには力学的意義が存在することを示唆した。

文 献

- 1) Y. Kasamatsu: J. HPI Jpn. **17**(1979) 192-199.
- 2) J. H. Gross: Weld. J. (1956).
- 3) M. Ohata, Y. Sawa, Y. Takashima and F. Minami: J. JASNAOE. **4**(2006) 277-286.
- 4) Y. Tanabe: Mater. Trans. **54**(2013) 314-318.
- 5) Y. Tanabe: J. Jpn. Inst. Met. Mater. **78**(2014) 183-187.
- 6) R. Moskvic, P. L. Windle and A. F. Smith: Metall. Mater. Trans. A **28**(1997) 1181-1193.
- 7) R. Moskvic and P. E. J. Flewitt: Metall. Mater. Trans. A **28**(1997) 2609-2623.
- 8) S. Pillot and P. Pacqueau: Eng. Fract. Mech. **135**(2015) 259-273.
- 9) Y. Takashima, M. Ohata and F. Minami: Mater. Sci. Forum **783-786**(2014) 2394-2399.
- 10) H. Awaji, T. Matsunaga and S. M. Choi: J. Japan Inst. Metals **70**(2006) 59-66.
- 11) I. Takahashi, S. Usami, K. Nakakado, H. Miyata and S. Shiba: J. Ceram. Assoc. Jpn. **93**(1985) 186-194.
- 12) S. Usami, H. Kimoto, I. Takahashi and S. Shida: Eng. Fract. Mech. **23**(1986) 745-761.
- 13) T. Hoshide and H. Hiramatsu: Fatigue Fract. Eng. M. **22**(1999) 1029-1039.
- 14) S. B. Batdorf and H. L., Jr. Heinisch: J. Am. Ceram. Soc. **61**(1978) 355-358.
- 15) Z. P. Bažant: Arch. Appl. Mech. **69**(1999) 703-725.
- 16) S. D. Pang, Z. P. Bažant and J. L. Le: Int. J. Fract. **154**(2008) 131-145.
- 17) F. M. Beremin: Metall. Trans. A **14**(1983) 2277-2287.
- 18) T. L. Anderson, S. Aihara, S. Kaneda and H. Yoshinari: *FRACTURE MECHANICS, Third Edition, Fundamentals and Applications*, (MORIKITA PUBLISHING Co., Ltd, 2011) pp. 254-255.
- 19) A. Pineau: J. Jpn. Weld. Soc. **80**(2011) 70-83.
- 20) H. Kobayashi: *Fracture mechanics*, (Kyoritsu Shuppan Co., Ltd, 1993) p. 115.
- 21) T. Oda, M. Nakamura and H. Kawakami: J. Japan Inst. Metals **39**(1975) 725-735.
- 22) P. Langenberg, W. Bleck and J. Buchholz: *Development of a fracture toughness quality system tool applicable for steel producers and steel users of heavy plates, profiles and weldments*, (European Communities, 2007) pp. 84-85.
- 23) M. Ichikawa: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A **51**(1985) 2368-2376.