ワイブル応力を用いた破壊評価手法 – Part I*

南 二三吉**

Fracture Assessment Method Using the Weibull Stress – Part I*

by MINAMI Fumiyo**

キーワード

脆性破壊, 界面破壊, Fracture Transferability Analysis, 破壊靱性評価, 破壊性能評価, 皮膜密着強度評価, ワイブル応力, 構造用鋼, 溶接継手

1. はじめに

破壊力学は、Griffith が 1920 年代にガラスのような弾性体の破壊を取り扱ったのが最初で、それ以降、米国戦時標準船の脆性破壊事故を契機として研究が本格化した。これまでに破壊評価パラメータがいくつか提案されているが、現在広く市民権を得ているのは、Irwin による応力拡大係数 K (1958 年), Wells によるき裂先端開口変位 CTOD (1960 年の提案当時はき裂開口変位 COD), Rice による J 積分 (1968 年) の 3 つで、ISO をはじめとして各国主要機関の破壊靱性試験法や破壊評価手順に取り入れられている。これらの破壊力学的手法は、主に鋼構造物の脆性破壊の防止に大きな役割を果たしてきた。

しかし、最近の製鋼技術の進歩によって多岐の特性をもつ鋼材が開発され、それらが適用される構造様式も変化に富むようになると、従来の評価法では十分に対応しきれなくなってきた。それは、従来法によると過度に安全側の評価結果（構造破壊性能の過小評価、材料の要求破壊靱性値の過大評価）となりがちなことである。この傾向は降伏比（＝降伏応力/引張強さ）の高い高強度鋼において特に大きく、大型構造物への高強度鋼の適正利用を阻害する要因の一つになっている。従来法が安全側評価となりがちなのは、後述するように、破壊靱性試験片と構造要素のき裂先端近傍の「塑性拘束」の違いによる（構造要素は塑性拘束緩和が生じやすく、き裂の応力場が破壊靱性試験片ほどには強くない）。

本稿では、このような破壊靱性試験片と構造要素の応力場の強度差を反映できる新しい破壊パラメータとして

「ワイブル応力」を紹介し、ワイブル応力を指標とする鋼構造物の破壊安全性評価手法（対象：脆性破壊）について解説する。

まず、材料の壊れる強さとしての「破壊靱性値」は、用いる試験片の形状・寸法の影響を大きく受けることを示し、これには塑性拘束が絡んでいることを述べる。この塑性拘束の影響を受けない破壊パラメータとして期待されているのが「ワイブル応力」であり、その特徴をワイブル応力の誘導プロセスに照らして解説する。次に、ワイブル応力の適用性の検討例として、脆性破壊限界の部材寸法・負荷様式依存性、動的破壊問題、溶接部の強度的ミスマッチや残留応力の影響、延性き裂成長を伴う脆性破壊問題などを取り上げ、ワイブル応力が構造用鋼およびその溶接継手の脆性破壊限界評価に広く適用できることを示す。さらに、ワイブル応力が導入された世界初の破壊評価規格である「日本溶接協会規格 WES 2808」について解説するとともに、ワイブル応力基準の破壊評価法の国際的普及をねらった最近の国プロ「鉄鋼材料の破壊靱性評価手順の標準化」の活動状況を紹介する。

なお、本稿は Part I と Part II の 2 部構成とし、延性き裂成長を伴う脆性破壊問題と、ワイブル応力に基づく破壊評価法の動向については統編の Part II において述べることとする。

2. 脆性破壊限界に及ぼす塑性拘束の影響

2.1 破壊靱性値の部材形状・寸法依存性の一般的特徴

不安定破壊は、①過大な引張負荷、②欠陥やき裂の存在、③破壊抵抗値の不足、の三要因が重畳することで生じる。①と②は破壊を引き起こそうとする力（破壊駆動力）を生み、それが材料の破壊抵抗値を上回ると不安定破壊が発生することから、破壊の開始条件は次のように与えられる。

*原稿受付 平成18年 5月30日

** 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Engineering, Osaka University

$$\text{破壊駆動力 } (K, J, \delta) \geq \text{破壊抵抗値 } (K_c, J_c, \delta_c) \quad (1)$$

左辺の破壊駆動力を表すパラメータとして、き裂先端近傍の塑性変形規模に応じて、応力拡大係数 K 、 J 積分、き裂先端開口変位 CTOD、 δ などの破壊力学パラメータが開発された。右辺の抵抗値は破壊靱性値 (fracture toughness) とよばれ、小型の試験片を用いた破壊靱性試験によって求められる。

上記の破壊クライテリオンに基づいて構造要素の破壊評価を行う場合、「破壊靱性試験片の破壊抵抗値 (K_c, J_c, δ_c) = 構造要素の破壊抵抗値 (K_c, J_c, δ_c)」が前提となっている。しかし、破壊力学パラメータ (K, J, δ) は二次元き裂の考察から得られたものなので、実際のき裂材に適用すると、破壊抵抗値 (破壊靱性値) はき裂長さやリガメント寸法、板厚、負荷様式などの影響を受け、必ずしも材料固有の値とならない。破壊靱性値に及ぼす部材形状・寸法の影響をまとめると次のようである (図1)。

- ① 試験片厚さが増すと、また、き裂が長くなると破壊靱性値は一般に小さくなり、破壊様式の延性-脆性遷移温度が高温側に移る。
- ② 試験片厚さの影響は厚さの小さな範囲で大きく、厚さが十分に大きくなると破壊靱性値はほぼ一定の下限値 (平面ひずみ破壊靱性値) に近づく。
- ③ き裂長さの影響は、き裂の浅い範囲 (き裂長さと試験片幅の比 $a/W < 0.2$) において著しい。
- ④ 破壊靱性試験で規定された深いき裂 ($a/W = 0.5$) をもつ標準試験片 (三点曲げ試験片およびコンパクト試験片) は、引張負荷を受けるき裂材に比べてかなり小さな破壊靱性値を呈する傾向にある。
- ⑤ 破壊靱性値の部材形状・寸法への依存性は、加工硬化能の小さな材料 (降伏比の高い材料)、靱性レベルの比較的高い材料において大きい。

このような破壊靱性値の部材形状・寸法への依存性は、そのメカニズムから次の二つに大別できる。

a) 体積効果

破壊靱性値の板厚効果が代表的。試験片厚さが厚くなると、き裂前縁に低靱性な組織を含む確率が増加することによって、破壊靱性値の小さな値が出現しやすくなる。

図1 破壊靱性値に及ぼす試験片形状・寸法の影響の一般的傾向 (き裂寸法、負荷様式の影響は降伏比の高い材料において大)

b) 塑性拘束の影響

破壊靱性値のき裂長さ依存性、負荷様式依存性 (曲げ負荷モードか引張負荷モードか) が代表例。き裂周りの塑性域が部材寸法に比べて十分小さい小規模降伏状態では、破壊靱性値は部材形状・寸法の影響をほとんど受けない。しかし、無視できないほどの大きさの塑性域を伴って破壊が生じる場合には (この方が一般的)、破壊靱性値は部材形状・寸法の影響を受けやすい。これは、破壊力学パラメータの値が同じでも、幾何学的因子による塑性拘束の差によって、き裂先端近傍の応力状態が同じにならないことが原因している。

図2に三点曲げ標準破壊靱性試験片と広幅引張平板を例にとり、き裂先端近傍の応力場を模式的に示す。三点曲げ試験片は中立軸の存在のために強変形領域がき裂先端近傍に限られ、周囲との変形差の大きな状態を示す。言い換えれば、き裂先端近傍の塑性域が周囲の弾性域に拘束された状態 (塑性拘束の強い状態) にある。これに対して、引張平板では塑性域が自由に発達できるため、き裂先端近傍の拘束が緩和されやすい。このような拘束緩和効果によって、引張平板ではき裂先端近傍の応力レベルが曲げ試験片ほど高くなり、脆性破壊限界が見かけ上大きくなる。コンパクト試験片も曲げ負荷モードのために三点曲げ試験片と同様に塑性拘束が厳しい。

本稿では、後者の塑性拘束の影響に注目して話を進める。塑性拘束の影響の取り扱いは構造要素の破壊性能評価において重要な問題であり、破壊安全性確保のために材料の破壊靱性要求をどう考えればよいにも関わってくる。工業的には塑性拘束の強い深いき裂 ($a/W = 0.5$) をもつ標準試験片が靱性評価に用いられているが、得られた破壊靱性値を構造要素の破壊評価に直接用いるとあまりにも安全側評価となることがあり、合理的な破壊評価を行うために材料破壊靱性値をいかに適用するかの手順について見直す必要がある。この分野の破壊研究は“fracture transferability analysis”とよばれ、近年、国内外で大きな関心が寄せられている。

2.2 破壊靱性値のき裂長さ依存性

まず、塑性拘束の問題について、破壊靱性値に及ぼすき裂長さの影響を取り上げてその特徴を具体的に述べる。

図2 広幅引張平板と破壊靱性試験片のき裂先端近傍の応力状態の比較 (広幅平板が大きな塑性域を伴う変形レベルでの比較)

図3は、三点曲げ試験片の破壊靱性値 J_c とき裂長さの関係を示している^{1, 2)}。き裂長さの影響はき裂の深い範囲ではほとんどみられないが、試験片幅 W に対するき裂長さ a の比が小さくなると（特に $a/W < 0.2$ の領域）、破壊靱性値は明らかに大きくなっている。

破壊靱性値に及ぼすき裂長さの影響は、材料の靱性レベル、降伏比にも依存する。一般に、脆性破壊の生じる範囲において、靱性レベルの高い材料の方が（試験温度との関係で見ると比較的高温側の方が）、降伏比 YR の高い材料の方が破壊靱性値へのき裂長さの影響が大きい。図4、図5にそれらの実験例^{3, 4)}を示す。

き裂長さは、図5に見るように破壊様式にも影響をもたらす。き裂の深い試験片（ $a/W=0.3, 0.5$ ）ではほぼ完全な脆性破壊が生じているのに対し、き裂の浅い試験片（ $a/W=0.1$ ）では同一試験温度でも延性き裂の成長を伴う脆性破壊が主体となっている。

このように材料の破壊靱性値にはき裂長さの影響が大きく、このことから破壊靱性試験規格⁵⁻¹⁰⁾においては、当該材料の下限レベル靱性の測定を意図して、材料の厚さと同寸法の深いき裂（ $a/W=0.5$ が一般的であるが、 $a/W=0.7$ の深さまで認めている規格^{6, 9)}もある）をもつ試験片を標準試験片として定めている。しかし、実構造要

素に想定されるき裂や欠陥は常に深いき裂（欠陥）とは限らず、次に述べる負荷様式の影響とも併せて、標準試験片で得られる破壊靱性値を構造要素の破壊評価にいかに応用するかを考える必要がある。

2.3 破壊靱性値の負荷様式依存性

図6は、三点曲げ破壊靱性試験片と中央貫通き裂をもつ引張平板の破壊限界CTODを比較している¹¹⁾。浅いき裂（ $a/W=0.1$ ）をもつ曲げ試験片の限界CTODは引張平板とほとんど変わらないが、深いき裂（ $a/W=0.5$ ）をもつ曲げ試験片は、試験温度が高くなると、引張平板に比べて明らかに小さな限界CTODを呈している。

図7は、HT490鋼とHT950鋼について、 -100°C の一定温度で破壊靱性試験片（コンパクトおよび三点曲げ標準試験片）と平板引張試験片（両側き裂平板）の限界CTOD分布を比較している¹²⁾。両鋼板とも破壊靱性試験片は平板引張試験片より小さな限界CTODを与えており、特に降伏比の高いHT950鋼においてこの傾向が著しい。

このような脆性破壊限界の部材形状・寸法への依存性は、き裂先端近傍の塑性拘束の大小と関係している。表1は、代表的な破壊力学試験片について、塑性拘束の程度をき裂長さの影響とともにまとめている。き裂周りで

図3 破壊靱性値 J_c に及ぼすき裂長さの影響

図4 破壊靱性値 J_c のき裂長さ依存性と試験温度の関係³⁾

図5 限界CTODおよび破壊モードに及ぼすき裂長さの影響⁴⁾

図6 破壊限界 CTOD に及ぼす負荷様式の影響¹¹⁾

表1 試験片形状による塑性拘束の大小関係

	代表的な破壊力学試験片のタイプ		
	三点曲げ試験片	両側き裂引張平板	中央き裂引張平板
塑性拘束の程度	強い	比較的弱い	弱い
き裂長さの影響	影響が顕著 ($a/W < 0.2$ の領域)	比較的小さい	小さい

図7 破壊限界 CTOD に及ぼす負荷様式の影響¹²⁾

塑性域が大きく発達しやすい試験片形状ほど塑性拘束の緩和が大きく、曲げ試験片（中立軸の存在が塑性域の発達を阻害）よりも引張試験片の方が、また、同じ引張試験片でもき裂が端部よりも中央にある場合の方が拘束緩和が大きい。

3. 塑性拘束の影響の評価手法

3.1 J-T 理論, J-Q 理論

破壊靱性値 (K_{IC} , J_{IC} , 限界 CTOD) がき裂寸法や負荷様式の影響を受けるのは、降伏規模が大きくなると塑性拘束の緩和が生じ、従来の破壊力学パラメータ ($K, J, CTOD$) だけではき裂周りの応力・ひずみ場を一義的に表現でき

なくなることによる。

図8は、Larsson と Carlsson¹³⁾による FEM 解析（二次元平面ひずみ状態）の結果を示したもので、各種試験片のき裂先端近傍の塑性域を比較している。図において BL (Boundary layer) モデルとは、き裂先端近傍の応力・ひずみ場が必ず応力拡大係数 K に支配されるように境界条件を与えたモデル（半径 R は塑性域寸法より十分大きくとる）のことで、これ以外の試験片ではき裂長さ a と試験片幅 W の比は $a/W=0.5$ となっている。負荷レベルはいずれの試験片も ASTM E399⁵⁾の小規模降伏条件を満たす範囲内の一定値 ($K=0.6\sigma_0\sqrt{a}$ の負荷レベル, σ_0 : 降伏応力) に設定しているが、塑性域寸法は試験片形状によって異なり、三点曲げ試験片、コンパクト試験片に比べ

図8 一定荷重レベル $K=0.6\sigma_0\sqrt{a}$ でのき裂先端近傍の塑性域の拡がりに及ぼす試験片形状の影響
(二次元平面ひずみ解析, K : 応力拡大係数, σ_0 : 降伏応力)¹³⁾

図9 Modified boundary layer モデル

て、引張平板では塑性域が大きく発達している。こうなると、き裂先端近傍の応力場は応力拡大係数 K だけでは記述できなくなる。

Williams¹⁴⁾によって報告された弾性き裂の応力場の級数解を、第2項まで表示すると、

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} \end{bmatrix} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} f_{xx}(\theta) & f_{xy}(\theta) \\ f_{yx}(\theta) & f_{yy}(\theta) \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} T & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (2)$$

σ_{xx} : き裂に平行な応力, σ_{yy} : き裂に垂直な方向の応力,
 f : 角度 θ の関数

であり、弾性き裂では第1項の $1/\sqrt{r}$ の特異性をもつ項が支配的で、応力場の強さは応力拡大係数 K で決まる¹⁵⁾。弾塑性き裂でも、塑性域寸法が部材寸法に比べて十分に小さい小規模降伏状態では、応力場は K でほぼ支配される。しかし、荷重レベルが小規模降伏範囲を上回るようになると、第2項の応力 (T -stress とよばれる) が応力場に大きな影響をもたらすことが近年の数値解析でわかってきた。図10は、図9の MBL モデル (修正 BL モデル: BL モデルに T -stress のみを作用させたもの) を用いてき裂周りの応力場を解析したものである¹⁶⁾。境界条件として K 値は一定であるが、応力場は T -stress の存在によって大きく変動し、正の T -stress は応力場を高揚、負の T -stress は応力場を緩和させている。なお、 $T=0$ のときが小規模降伏状態に相当する。

T -stress とき裂周りの応力場の関係は、次のように表現

図10 き裂先端近傍の応力分布に及ぼす T -stress の影響
(先鋭き裂と鈍化き裂の二次元平面ひずみ解析)¹⁶⁾

できる^{16, 17)}。

$$\frac{\sigma_{yy}(r/(J/\sigma_0); \tau)}{\sigma_0} = \frac{\sigma_{yy}^{SSY}(r/(J/\sigma_0))}{\sigma_0} + A_n \tau + B_n \tau^2 + C_n \tau^3, \quad \tau = T/\sigma_0 \quad (3)$$

ここで、 J : J 積分, σ_{yy} : き裂に垂直な方向の応力, σ_{yy}^{SSY} : 小規模降伏状態での σ_{yy} , r : き裂先端からの距離, σ_0 : 降伏応力, A_n, B_n, C_n : ひずみ硬化指数 n に依存する材料定数 ($A_n > 0, B_n < 0, C_n > 0$)。

一般に、引張試験片や浅いき裂をもつ曲げ試験片では T -stress は負の値、コンパクト試験片や深いき裂をもつ曲げ試験片では T -stress は正の値をとる。図11に Kfouri ら¹⁸⁾ による T -stress の解析結果を関連研究者^{13, 19, 20)} の解析結果とともに示す。 T -stress は、中央き裂引張平板 (1軸引張: $\lambda=0$) < 両側き裂引張平板 < 片側き裂引張平板 < 三点曲げ試験片 < コンパクト試験片の順に大きくなっている (引張平板に2軸荷重: $\lambda=1$ が作用すると T -stress は大きくなるが、その場合でも $T < 0$)。 T -stress はき裂長さによっても変化するが、引張平板では試験片長さが短い場合 ($H/W \leq 1.5$) を除くとき裂長さの影響は小さい。このように J 積分と T -stress を組み合わせてき裂周りの応

力場を記述する手法を J - T 理論という。

J - T 理論は弾性き裂に対する応力解を基礎としているので、降伏規模が大きくなるとその物理的な意味が失われてしまう。そこで、HRR 応力解^{21, 22)}

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left[\frac{J}{\varepsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right]^{n/(n+1)} \cdot \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (4)$$

n : ひずみ硬化指数, σ_0 : 降伏応力, ε_0 : 降伏ひずみ, I_n : n の関数, $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n)$: 角度 θ と n の関数
を基準にとって、大規模降伏下のき裂先端近傍の応力場を表現しようとしたのが O'Dowd と Shih^{23, 24)} の提案による J - Q 理論である。 J - Q 理論では、き裂周りの応力場は、き裂先端に極座標原点をとったとき次のように表される。

$$\begin{bmatrix} \sigma_{rr} & \sigma_{r\theta} \\ \sigma_{\theta r} & \sigma_{\theta\theta} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} (\sigma_{rr})_{\text{HRR}} & (\sigma_{r\theta})_{\text{HRR}} \\ (\sigma_{\theta r})_{\text{HRR}} & (\sigma_{\theta\theta})_{\text{HRR}} \end{bmatrix} + Q \begin{bmatrix} \sigma_0 & 0 \\ 0 & \sigma_0 \end{bmatrix} \text{ for } r > J/\sigma_0, |\theta| < \pi/2 \quad (5)$$

σ_{rr} : 半径方向の応力, $\sigma_{\theta\theta}$: 周方向の応力,
(σ_{ij})_{HRR}: HRR 応力解, θ : き裂面からの角度

Q -パラメータは、 T -stress の場合と同様に、引張試験片や浅いき裂をもつ曲げ試験片では負の値、コンパクト試験片や深いき裂をもつ曲げ試験片では正の値をとる。 T -stress, Q -パラメータはき裂先端近傍の塑性拘束の程度を表しており、その意味で「き裂先端拘束パラメータ」とよばれている。

このような J - T 理論, J - Q 理論によると、脆性破壊は応力支配型の破壊なので、脆性破壊限界 J_c (深いき裂) $< J_c$ (浅いき裂) となること、および、 J_c (標準破壊靱性試験片) $< J_c$ (引張平板) となるのが定性的に理解できる。実際、種々の形状の試験片の脆性破壊限界 J_c を T 値 (Q 値) の関数として一義的に整理することができる^{25, 26)}。しかし、 T -stress, 及び、 Q -パラメータは負荷レベルによって変化するので当該部材の脆性破壊発生時の T 値 (Q 値) を前もって予測するのが困難なこと²⁷⁾、また、現実の三次元き裂の T -stress (Q -パラメータ) をどのように評価するかなどの問題があり、提案元の米国では最近ほとんど用いられていない。

図11 T -stress に及ぼす試験片形状の影響 (二次元平面ひずみ解析)¹⁸⁾
(L&R: Leivers and Randon¹⁹⁾, L&C: Larsson and Carlsson¹³⁾,
CGHK: Cardew, Goldthorpe, Howard and Kfour²⁰⁾)

3.2 脆性破壊へのローカルアプローチ

3.2.1 ワイブル応力

脆性破壊の評価モデルとして、図12に示す Ritchie, Knott, Rice²⁸⁾の提案による RKR モデルがある。き裂面垂直応力 $\sigma_{\theta\theta}$ がき裂先端からある一定距離 r_c 以上にわたって材料固有の破壊限界応力 σ_c を超えたときに脆性破壊が生じると考えるもので、脆性破壊のクライテリアに応力場の強さと拡がりを導入した初のモデルといえる。この考え方を発展させて、き裂先端近傍の各点の応力を不安定破壊に対する重みを考えて確率論的に定義した破壊駆動力がワイブル応力である。以下に、その導出プロセスを簡単に紹介する。

ワイブル応力は、ローカルアプローチとよばれる破壊研究において、フランスの研究グループ Beremin^{29, 30)}によって考案されたもので、脆性破壊の発生源として炭化物のような固い粒子や集積転位などが核となって生じる脆性マイクロクラックを想定し、最弱マイクロクラックの不安定伝播開始限界が材料の脆性破壊強度を支配するという考え方（最弱リンクモデル）を採っている。

寸法 $2c$ の脆性マイクロクラックを1個含む破壊基本体積 V_0 を考える（図13）。基本体積 V_0 は一様な引張応力 σ を受けているとし、その状態での破壊確率 F_{V_0} が、限界寸法 $2c_{cr}$ 以上の大きさのマイクロクラックを V_0 中に含む確率で与えられるものとする。

$$F_{V_0} = \int_{c_{cr}(\sigma)}^{\infty} p(c) dc \quad (6)$$

ここで、 $c_{cr}(\sigma)$ ：引張応力 σ のもとでの限界マイクロクラック寸法、 $p(c)$ ：マイクロクラック寸法 c の確率密度関数。限界寸法 $c_{cr}(\sigma)$ は、 V_0 に作用する応力 σ が大きくなると小さくなると考えられるので、

$$c_{cr}(\sigma) = c_0 (G / \sigma^2) \quad (7)$$

で与え（ c_0, G ：材料定数）、 $p(c)$ に Cauchy タイプの分布

$$p(c) = \alpha / c^\beta \quad (8)$$

を適用して、これらを式(6)に代入すると次式が得られる。（ F_{V_0} は1に比べて十分小さいので $\exp$ 関数で近似する。）

図12 脆性破壊評価に対する RKR モデル²⁸⁾

図13 ワイブル応力における破壊基本体積

図14 破壊基本体積が直列につながった系

$$F_{V_0} = 1 - \exp\{-(\sigma / \sigma_u)^m\} \quad (9)$$

上式において m と σ_u は材料定数で、

$$\left. \begin{aligned} m &= 2(\beta - 1) \\ \sigma_u &= (c_0 G)^{1/2} \{(\beta - 1) / \alpha\}^{1/2(\beta - 1)} \end{aligned} \right\} \quad (10)$$

である。 m はワイブル形状パラメータとよばれ、後述するように構造用鋼では10～50の値をとる。一般に、材料の靱性レベルが低く、靱性のばらつきの大きな材料では m 値が小さい傾向にある。

基本体積 V_0 が直列につながった体積 V の物体が一様な引張応力 σ を受けるときには（図14）、破壊確率 F_V は最弱リンクモデルにより次のように得られる。

$$F_V = 1 - [1 - F_{V_0}]^{V/V_0} = 1 - \exp\left[-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_u}\right)^m\right] \quad (11)$$

式(11)をき裂材へ適用するには、き裂材特有の応力分布を考慮する必要がある。図15に示すように、き裂先端近傍の破壊プロセスゾーン（脆性マイクロクラックが形成される塑性化した高応力域）を仮想的に微小要素で分割し、各要素内で応力勾配がほとんどなくなるほど小さく分割するものとする。この微小要素に作用する応力（破壊に寄与する有効応力）を σ_{eff} とすると、この要素の破壊確率 F_{dV_i} は、式(11)に照らすと次のように与えられる。

$$F_{dV_i} = 1 - \exp\left[-\frac{dV_i}{V_0} \left(\frac{\sigma_{eff}}{\sigma_u}\right)^m\right] \quad (12)$$

ここで、 dV_i ：微小要素の体積。破壊プロセスゾーン（全体積 V_i ）はこれらの微小要素の集合体なので、各要素の応力 σ_{eff} が位置によって異なることを考えて最弱リンクモデルを適用すると、き裂材の破壊確率が最終的に次のように導かれる。

$$F(\sigma_{w,cr}) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_{w,cr}}{\sigma_u}\right)^m\right] \quad (13)$$

図15 き裂先端近傍の破壊プロセスゾーン

ここで、 $\sigma_{w,cr}$ は次式で定義される応力 σ_w の脆性破壊限界における値である。

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{V_f} (\sigma_{eff})^m dV_f \right]^{1/m} \quad (14)$$

この σ_w がワイブル応力と呼ばれるもので（ここではBereminの表示とは異なり、脆性破壊時の限界ワイブル応力を $\sigma_{w,cr}$ と書き、破壊駆動力としてのワイブル応力 σ_w と区別している）、き裂先端近傍の応力を破壊に対する重みを考えて積分した形式となっている（き裂先端近傍の大きな応力ほどワイブル応力への寄与が大きい）。

式(13)は、ワイブル応力で評価したき裂材の脆性破壊限界は m と σ_u をパラメータとする2母数ワイブル分布に従うことを示している。この m と σ_u は基本体積 V_0 の破壊確率（式(9)）を規定する材料定数であることから、限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ の分布はき裂材の形状・寸法、荷様式などには依存しない材料特性となることが期待される。

3.2.2 ワイブル応力の計算法

ワイブル応力 σ_w の計算には、一般にFEM解析（三次元FEM解析）を用いる。FEM解析では、き裂先端近傍の応力分布を精度よく求めることが重要で、応力分布が要素分割の影響を受けない程度に要素寸法を小さく設定する必要がある。R6 Revision 3 - Appendix 17³¹⁾では、き裂先端から $5J_{c,max}/\sigma_Y$ の範囲内は、寸法0.05mm程度の細分割要素を用いることを勧めている（ $J_{c,max}$: 試験温度での脆性破壊限界の最大値、 σ_Y : 降伏応力）。著者らは最近の研究³²⁾で、き裂先端近傍は0.3mm×0.3mmの範囲（き裂に垂直な二次元平面内）を0.03mm×0.03mmの要素で分割すればほぼ十分であることを確かめている。この寸法0.3mmは、 $\delta_{c,max}=0.3$ mmとしたとき、 $0.3\text{mm} \ll 5J_{c,max}/\sigma_Y=3\text{mm}$ である（ $J=2\sigma_Y\delta$ ）。

ワイブル応力 σ_w は、FEM解析で得られたき裂先端近傍の高応力域内の各要素 k について

$$\sigma_{w,k} = \int_{V_{f,k}} (\sigma_{eff,k})^m dV_{f,k} \quad (15)$$

を計算し（ $\sigma_{eff,k}$: 要素 k に働く有効応力、 $V_{f,k}$: 要素 k の体積）、それを高応力域内で合算した形

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \sum_k \sigma_{w,k} \right]^{1/m} \quad (16)$$

で求める。その際、要素 k が十分に小さければ、 $\sigma_{w,k}$ は第

図16 ランダム分布するマイクロクラックに作用する垂直応力 σ_n と面内最大せん断応力 τ 図17 ワイブル形状パラメータ m の決定手順

一近似として（要素平均応力） $m \times$ 要素体積 $V_{f,k}$ で与えられるが、要素内には応力勾配が存在するので、 $\sigma_{w,k}$ の計算には一般にガウス積分³³⁾を適用する。また、式(16)の演算 Σ の範囲（破壊プロセスゾーンに相当）は、通常、き裂先端近傍の塑性域内に採るが、要素内の応力がき裂先端近傍の最大応力から数%以上低下している地点はワイブル応力 σ_w にほとんど寄与しない。

有効応力 σ_{eff} としては、工学的には最大主応力が用いられることが多い。マイクロクラックの三次元空間でのランダム分布（図16）を考えると、 σ_{eff} としてエネルギー基準より次式が導かれる³⁴⁾。

$$\sigma_{eff} = \left[\frac{1}{2\pi} \int_0^\pi \int_0^\pi \left[\sigma_n^2 + \frac{4}{(2-\nu)^2} \tau^2 \right]^{m/2} \sin\theta d\theta d\phi \right]^{1/m} \quad (17)$$

ここで、 σ_n , τ : マイクロクラックに作用する垂直応力と面内最大剪断応力、 θ , ϕ : 最大主応力方向に対するマイクロクラックの角度、 σ_{eff} に最大主応力を用いると、式(17)の応力を用いる場合に比べてワイブル応力は大きな値をとるが、次に述べる形状パラメータ m の決定にはいずれの応力を用いるかは影響しない^{32), 34)}。

ワイブル応力 σ_w を具体的に計算するには、当該材料の

形状パラメータ m の値を知る必要がある。 m 値は、統計的手法の適用できる十分な数（例えば R6 Revision 3 - Appendix 17³¹⁾によると最低30本）の破壊靱性試験データと FEM 応力解析から求めることができる。図17に m 値の決定手順³⁵⁾を示すが、概略は次のようである。

- ① まず、仮定の値 m_0 （初期値）を用いて脆性破壊発生時の CTOD レベルにおけるワイブル応力 $\sigma_{w, cr(i)}$ ($i=1 \sim N$, N : 試験データ数) を計算する。
- ② 限界ワイブル応力 $\sigma_{w, cr(i)}$ は式(13)の2母数ワイブル分布に従うことから、統計的手法によってこの分布関数に最も適合する m 値を決定する。統計的手法には一般に最尤推定法を用いるが、最尤推定法で求められる m 値は破壊靱性データの累積頻度の数え方に無縁である。
- ③ 求まった m 値が m_0 と等しければ初めに設定した m_0 を採用する。そうでなければ新たに求まった m 値を用いて $\sigma_{w, cr(i)}$ を再計算する。
- ④ この手順を繰り返し、得られた m_k 値 (k 回目の手順で得られた m 値) がその前の m_{k-1} 値と有意な差がなくなったとき、 m_k を当該材料の形状パラメータ m と決定する (m 値は概ね数回以内の繰返しで収束する)。

破壊靱性試験片の代わりに円周切欠き丸棒試験片を用いる方法³⁶⁾も提案されているが、き裂材とは応力勾配がかなり異なることから、その妥当性について議論がなされている³¹⁾。

一方、上記の繰返し計算法では、 m 値が一義的に定まらないという報告³⁷⁾がある。それは次のような考察による。

き裂先端近傍の応力場が負荷レベルによらずに特異性 (K 支配応力場, HRR 応力場など) を有していれば、き裂先端近傍の塑性域は負荷レベルに比例した大きさとなり、その塑性域内で脆性破壊の芽が形成され则认为ると、破壊発生限界 CTOD, δ_c は形状パラメータ = 2 のワイブル分布

$$F(\delta_c) = 1 - \exp\{-(\delta_c / \delta_u^*)^2\} \quad (18)$$

を呈する³⁰⁾（脆性破壊発生限界に K_c を用いたときには形状パラメータ = 4 となる³⁸⁾）。ワイブル形状パラメータ m は、 δ_c と $\delta_{w, cr}$ の同一累積頻度（式(18)と式(13)）において

$$(\delta_c / \delta_u^*)^2 = (\sigma_{w, cr} / \sigma_u)^m \quad (19)$$

を満たすパラメータであり、左辺の一つのパラメータ（尺度パラメータ δ_u^* ）を右辺の二つのパラメータ m と σ_u が規定することから、 m 値が一義的に定まらないという理屈である。

これは、き裂先端近傍の応力場が負荷レベルによらずに特異性を有しているという理想状態が前提になっている。実際の応力場は負荷レベルが大きくなると特異応力場から偏ってくることを考えると、材料の破壊靱性が非常に低く極低負荷レベルの破壊現象を扱わない限りは、 m と σ_u の組合せが無数にあることにならない。現実の破壊靱性試験で測定される δ_c の分布は、累積頻度の高い側で式(18)のワイブル分布からはずれてくる傾向にあることか

らも、式(19)の議論は一般に成り立たないことがわかる。

なお、限界ワイブル応力 $\sigma_{w, cr}$ の分布を式(13)の2母数ワイブル分布においたとき、 $\sigma_{w, cr}$ が当該材料の限界ワイブル応力の下限值付近にあるときには、 m 値が定まらない可能性がある。その場合には、基本体積 V_0 の破壊応力に下限値 σ_{th} を設定（式(8)のマイクロクラックの寸法分布に上限値を設定することに相当）したワイブル応力

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{V_f} \{(\sigma_{eff})^m - (\sigma_{th})^m\} dV_f \right]^{1/m} \quad (20)$$

を適用する方法³⁹⁾が提案されている。

ワイブル応力 σ_w の絶対値は、破壊基本体積 V_0 の大きさと関係する。基本体積として V_0 とは異なる V_0^* をとると、そのときのワイブル応力 $\sigma_w(V_0^*)$ は、 V_0 に対するワイブル応力 $\sigma_w(V_0)$ と次の関係にある。

$$\sigma_w(V_0^*) = \sigma_w(V_0) \cdot [V_0 / V_0^*]^{1/m} \quad (21)$$

言い換えると、 $\sigma_w V_0$ は、 V_0 の値に依存しない値をとる。フランスの研究者ら²⁹⁻³¹⁾は、 V_0 として当該材料の結晶粒寸法のオーダー（例えばき裂に垂直な二次元平面内で $V_0 = 0.05 \text{ mm} \times 0.05 \text{ mm}$ ）を提唱している。しかし、ローカルアプローチの利点は、形状・寸法の異なる試験片の脆性破壊限界を統一的に評価できることにあり、 V_0 の代わりに V_0^* を用いても、どの試験片のワイブル応力も一律に $[V_0 / V_0^*]^{1/m}$ 倍となるだけで fracture transferability analysis に何ら影響を与えない。また、 V_0 は形状パラメータ m の決定にはまったく無縁である。このことから、著者らは³⁵⁾、便宜上 V_0 を単位体積とする方法を提案している。

3.2.3 形状パラメータ m と材料の破壊靱性との関係

形状パラメータ m は、ワイブル応力の誘導プロセスに照らすと、材料のマイクロクラック分布と関係している（式(8)、式(10)）。式(8)の Cauchy 分布で β が小さいと m 値は小さくなるが、 β が小さいことは寸法の大きなマイクロクラックの存在確率が大きいことを意味する。大きなマイクロクラックを多数含む材料は一般に低靱性な材料なので、これらのことから、形状パラメータ m は材料の破壊靱性レベルと関係していると考えられる。

図18(a)は、破壊靱性試験結果^{35, 40-48)}をもとに報告された形状パラメータ m と尺度パラメータ σ_u の関係を示している³²⁾。なお、研究者によって設定した基本体積 V_0 の大きさが異なるので、その影響を受けないように横軸には $\sigma_u \times (V_0)^{1/m}$ を採っている。形状パラメータ m は $\sigma_u \times (V_0)^{1/m}$ とほぼ正の相関を有している。尺度パラメータ σ_u は、当該材料の限界ワイブル応力の平均レベル（厳密には累積頻度約 63.2% での限界ワイブル応力）に相当することを考えると、靱性レベルの低い材料ほど m 値が小さい傾向にあることがわかる。

図18(b)は、横軸に材料の破壊限界 CTOD の平均値 δ_{cr-ave} を採って図18(a)の結果を再整理している³²⁾。ここで、試験片厚さの影響を排除するために、ASTM E1291-03⁴⁹⁾に準拠して導かれる次式

図18 ワイブル形状パラメータ m と材料の破壊靱性レベルの関係⁽³²⁾ 図19 破壊靱性値の板厚効果へのワイブル応力の適用⁽³⁵⁾

$$\left. \begin{aligned} \delta_{cr, ave-25} &= \left\{ \sqrt{\delta_{min}} + \left(\sqrt{\delta_{cr, ave-B}} - \sqrt{\delta_{min}} \right) \left(\frac{B}{25} \right)^{1/4} \right\}^2 \\ \delta_{min} &= \frac{500(1-\nu^2)}{\sigma_Y E} \cdot K_{min}^2, \quad K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \end{aligned} \right\} \quad (22)$$

によって、限界 CTOD の平均値はすべて試験片厚さ $B=25$ mm のものに換算している。形状パラメータ m は構造用鋼に対して概ね10~50の範囲にあるが、靱性レベルの低い材料は小さな m 値をとりやすいことがわかる。

4. ワイブル応力の脆性破壊評価への適用性

ワイブル応力の利点は、その誘導過程が示すように、破壊限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ は試験片形状・寸法、荷様式などには依存しない材料固有の値となることである。このことは、標準破壊靱性試験の結果から、任意形状・寸法の部材の脆性破壊限界を予測できることを意味する。ここでは、破壊靱性値に及ぼす試験片厚さの影響、き裂長さの影響、荷様式の影響などを取り上げ、ワイブル応力による評価例を紹介する。さらに、溶接・接合部へ

の適用性、動的破壊問題、延性き裂成長を伴う脆性破壊への適用性の検討例も紹介する。

なお、ワイブル応力を用いた破壊評価の初期の研究(形状パラメータ m を Beremin²⁹⁾ にならって20程度に設定したものが多い)については、Wiesner のレビュー集³⁰⁾ にまとめられている。

4.1 試験片形状・寸法、荷様式の影響の評価

4.1.1 試験片厚さの影響

図19(a)は、厚さ 25 mm の压力容器用 20MnMoNi55 鋼 (A533B 相当材) から採取した厚さ $B_n = 5.2$ mm, 9.6 mm, 20 mm のサイドグループ付きコンパクト試験片の破壊靱性試験結果を示している (B_n : サイドグループ部を除くネット厚さ)³⁵⁾。破壊靱性値 J_c には明らかな板厚依存性が見られ、 $J_c (B_n = 20 \text{ mm}) < J_c (B_n = 9.6 \text{ mm}) < J_c (B_n = 5.2 \text{ mm})$ となっている。

破壊靱性値が板厚依存性を示すのは、①体積効果(板厚が大きくなるとき裂前縁に低靱性な組織を含む確率が大きくなり、それによって小さな破壊靱性値の出現確率が増加する)と、②塑性拘束効果(板厚が大きくなると厚さ中央部の塑性拘束が増加し、それによる応力上昇で破壊靱性値が小さくなる)のためである(厚さ約 10 mm を越えると①の効果が支配的)。図19(a)の試験結果をワイブル応力で評価したものが図19(b)である。限界ワイブ

(a) 最弱リンクモデルによる予測

(b) ワイブル応力クライテリオンによる予測

図20 破壊靱性値 J_c の板厚効果の評価³⁵⁾

(a) 限界CTODのき裂長さ依存性

(b) ワイブル応力による脆性破壊限界評価

図21 限界 CTOD に及ぼすき裂長さの影響へのワイブル応力の適用⁵²⁾

ル応力 $\sigma_{w,cr}$ は、特に $\sigma_{w,cr}$ の小さな領域で試験片厚さによらないほぼ同じ値を示している。

図19の圧力容器用 20MnMoNi55 鋼の破壊靱性値 J_c の板厚効果を、次式的最弱リンクモデル

$$F_{B2}(J_c) = 1 - [1 - F_{B1}(J_c)]^{B2/B1} \quad (23)$$

$F_{B1}(J_c), F_{B2}(J_c)$: 試験片厚さ B_1, B_2 の試験片の破壊靱性値 J_c の累積分布

とワイブル応力クライテリオンによって評価したものが図20である³⁵⁾。厚さ $B_n = 5.2$ mm, 9.6 mm の試験結果から $B_n = 20$ mm の J_c を予測しているが、最弱リンクモデルでは $B_n = 5.2$ mm からの予測がうまくできていないのに対し、ワイブル応力クライテリオンでは用いる試験片の厚さによらず $B_n = 20$ mm の J_c 分布がほぼ予測できている。最弱リンクモデルによる評価が $B_n = 5.2$ mm の試験片でうまくいかないのは、 $B_n = 5.2$ mm の厚さでは板厚方向の拘束が十分でなく、 $B_n = 9.6$ mm, 20 mm の試験片に比べて応力レベルが低いことによる。

4.1.2 き裂長さの影響

図5の HT590 鋼 (降伏比 YR=0.9) の三点曲げ CTOD 試験結果 ($a/W = 0.5, 0.3, 0.1$) を累積頻度分布に再整理し

たものが図21(a)である。深いき裂をもつ標準試験片 ($a/W = 0.5$) の限界 CTOD 分布は、き裂の浅い試験片 ($a/W = 0.1$) に比べて明らかに CTOD の小さな側に位置している。なお、CTOD は $a/W = 0.5$ の試験片では BS7448 Part 1⁷⁾により、 $a/W = 0.3, 0.1$ の試験片では Wang ら⁵¹⁾の提案式によって算出している。

図22に三次元 FEM 解析で得られた各試験片のき裂先端近傍の応力分布を示す⁵²⁾。同一 CTOD レベル ($\delta = 0.2$ mm) で応力分布を比較しているが、深いき裂をもつ標準試験片 ($a/W = 0.5$) は、き裂の浅い試験片 ($a/W = 0.1$) に比べて明らかに高い応力を示している。このことが、破壊指標として限界 CTOD を用いたとき、限界 CTOD がき裂長さ依存性を示す原因である。

上記の応力解析結果をもとに、脆性破壊発生時の限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ を算出したものが図21(b)である⁵²⁾。限界 CTOD の場合とは異なり、限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ はき裂長さの影響をほとんど受けていない。限界ワイブル応力のこのような特徴を利用すると、深いき裂をもつ標準試験片 ($a/W = 0.5$) の試験結果から、数値計算によってき裂の浅い試験片 ($a/W = 0.3, 0.1$) の限界 CTOD 分布を予測することができる。予測手順は後述するが、図23に結果を示すように、ワイブル応力による予測結果は実験

結果とほぼ一致している。なお、 $a/W=0.1$ の試験片では延性き裂成長を伴う脆性破壊がみられたので、限界 CTOD $> 0.2\text{mm}$ の領域ではき裂成長を考えた解析⁴⁰⁾が行われている。

4.1.3 負荷様式の影響

破壊限界 CTOD は負荷様式の影響を受け、一般に限界 CTOD (曲げ負荷) $<$ 限界 CTOD (引張負荷) となることを図 7 で述べたが、これは塑性拘束の影響によって、図 24 に示すように、同一 CTOD レベルでも曲げ試験片の方が引張試験片よりも厳しい応力状態にあることが原因している。

ワイブル応力を適用し、図 7 の標準破壊靱性試験の結果から両側き裂平板引張試験片の限界 CTOD を予測する。ワイブル応力クライテリオンによる破壊予測の手順は以下のようなものである (図 25)。なお、この手順は、任意形状・寸法の部材の破壊評価に適用できる一般的手順である。

- ① 標準破壊靱性試験の結果から式 (13) の限界ワイブル応力 $\sigma_{W,cr}$ の分布を決定する (図 17)。溶接部など材質的不均一が存在するときには、破壊プロセスゾーン V_i は破壊発生を支配する領域内に採る。
- ② 評価対象部材のワイブル応力 σ_W と負荷レベル (CTOD や荷重、作用ひずみなど) の関係を、① で決定した m 値を用いて FEM 解析 (三次元解析) で求める。動的

図 22 き裂先端近傍の応力分布に及ぼすき裂長さの影響⁵²⁾

図 23 限界 CTOD に及ぼすき裂長さの影響の予測^{44), 52)}

負荷や予ひずみが作用する場合、あるいは、評価温度が破壊靱性試験の温度と異なる場合などは、それらの条件下の応力-ひずみ関係を用いて応力解析を行う。

- ③ 限界ワイブル応力 $\sigma_{W,cr}$ の分布は材料特性であることを仮定し、各累積頻度 F において、評価対象のワイブル応力 σ_W が破壊靱性試験片と同じ値をとる負荷レベル (CTOD や荷重、作用ひずみなど) を見つける。この負荷レベルが評価対象部材の累積頻度 F における脆性破壊限界として与えられる。

骨子は、破壊靱性試験片の CTOD- σ_W 関係、および、評価対象部材の負荷レベル- σ_W 関係を計算し、両者が同じ σ_W 値を示す CTOD (靱性試験片) と負荷レベル (評価対象部材) を対応づけることにある。

図 26 に、標準破壊靱性試験片の試験結果をもとに予測した両側き裂引張平板の限界 CTOD 分布を示す。破壊靱性試験結果より求められた形状パラメータ m は、HT 490 鋼: $m=17$, HT 950 鋼: $m=20$ である¹²⁾。両側き裂引張平板の限界 CTOD は標準破壊靱性試験片より明らかに大きく、特に降伏比の高い HT 950 鋼においてその傾向が著しいが、このような限界 CTOD 特性がワイブル応力クライテリオンによって評価できている。

図 24 き裂先端近傍の応力分布に及ぼす負荷様式の影響 (図 7 (b) の試験結果に対する FEM 解析)

図 25 ワイブル応力クライテリオンによる破壊評価手順

4.1.4 大型構造部材の脆性破壊評価

建築鉄骨のような鋼構造物では、脆性破壊は必ずしもき裂欠陥から生じるのではなく、形状不連続による応力集中部から発生することがある。このような応力集中部からの破壊問題に対しては、き裂の存在を前提とする破壊力学的手法は単純には適用できない。ここでは、浅いV切欠きを有する箱形断面実大試験体^{53, 54)}の破壊性能をワイブル応力クライテリオンによって評価した例を紹介する。

供試鋼材は490 N/mm²級の低靱性鋼（実験用試作鋼）で、図27にその破壊靱性特性を示す。室温においても脆性破壊がみられ、10℃以下ではほとんど延性き裂成長のない δ_c モードの脆性破壊を呈している。実大試験体の形状を図28に示す。フランジ部に段差を設け、その段差コーナー部に深さ1 mmの浅いV切欠き（先端半径 $R=0.25$ mm）が施されている（切欠き個数：下フランジに6個または8個）。フランジ段差は荷重点から離れるにしたがって深くなっており、それによって各切欠き断面での

平均応力が同じになるように設計されている。試験体はフランジ厚さ40 mmのものが3体、100 mmのものが2体製作され、0℃で三点曲げ負荷形式にて試験がなされた。

図29に実大試験の結果を示す。各試験体はいずれも降伏した後に、荷重の上昇過程において切欠き底から脆性破壊を呈した。破断はいずれも単一の切欠き断面で生じていたが、破断面以外の切欠き底でも巨視的な脆性き裂が観察されたものがあった。破面はほぼ全域が脆性破面で、切欠き底の延性き裂の長さは最大でも約2 mmであった。

このような実大試験体の破壊性能を、ワイブル応力クライテリオンを適用して予測する⁵⁵⁾。まず、破壊靱性試験結果から形状パラメータを決定し（図27の全試験データより $m=13$ と決定）、その m 値を用いて実大試験体の荷重 P -ワイブル応力 σ_w 関係を計算する（実大試験体の切欠き個数による体積効果を考慮してワイブル応力を計算）。そして、実大試験体が三点曲げ試験片と同じ限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ で脆性破壊すると考えて破壊性能を予測する。破壊性能の予測結果を図30に示す。破壊荷重、破壊ひずみの実測値は、ほぼ予測範囲内に存在している。

図26 破壊限界 CTOD に及ぼす負荷様式の影響の予測¹²⁾

図27 実大試験に用いられた 490 N/mm² 級構造用鋼の破壊靱性特性⁵³⁾

図28 箱形断面実大試験体の形状⁵³⁾

図29 実大試験体の試験結果^{53, 54)} 図30 ワイブル応力クライテリオンによって推定された実大試験体の破壊性能⁵⁵⁾ 図31 溶接金属に表面き裂を有する X80 鋼溶接継手の破壊試験結果^{56, 57)}

4.2 溶接・接合部の破壊評価

4.2.1 溶接金属にき裂をもつ溶接継手の評価

溶接部の破壊限界評価にワイブル応力を適用する場合は、溶接部の材質的不均一を考慮して、ワイブル応力の積分領域（破壊プロセスゾーン V_F ）を、き裂先端近傍の高応力域全域ではなく、破壊発生を支配する領域内だけに採るようにする。

まず、溶接金属にき裂をもつ溶接継手を取り上げる。ラインパイプ用 X80 鋼（API 5L 規格）の多層溶接継手（狭開先 GMAW、厚さ $t=25$ mm）について、図31に示すような溶接金属中央に表面き裂を有する広幅引張試験体（長さ $a=100$ mm、深さ $b=6$ mm の半楕円き裂）と三点曲げ CTOD 試験片（き裂深さ a /試験片幅 $W=12.5/25=0.5$ ）を作製し、地中埋設型パイプラインの最低使用温度

に相当する -5°C で破壊試験を行った^{56, 57)}。溶接金属には軟質、等質、硬質の三種類の材料が用いられている（母材と溶接金属の降伏強度比 $\sigma_Y^W/\sigma_Y^B=0.88$ ；軟質継手、1.02；等質継手、1.09；硬質継手）。広幅試験で等質継手は脆性破壊を呈したが、軟質、硬質継手では脆性破壊は生じなかった。図31(a)にき裂中央の開口変位 V_g と全体ひずみ ε_∞ の関係を示す（ ε_∞ はき裂から 100 mm 離れた位置で、ひずみゲージで測定）。図31(b)は破壊靱性試験結果を示している。等質継手は 0.1 mm 以下の小さな限界 CTOD（脆性破壊）となっているのに対し、軟質、硬質継手の限界 CTOD は全体に大きく、脆性破壊していない試験片もある。

上記の広幅継手の破壊性能を破壊靱性試験結果をもとに評価する。三次元 FEM 解析で広幅継手の CTOD と全

体ひずみ ε_{∞} の関係を求め、広幅継手と曲げ試験片が同じ限界 CTOD で破壊すると考えて（従来の破壊力学的手法）、広幅継手の破壊ひずみ $(\varepsilon_{\infty})_{cr}$ を推定したものが図32の実線範囲である。従来法は広幅継手の破壊ひずみをかなり過小に評価している。

一方、広幅継手が三点曲げ試験片と同じ限界ワイブル応力で破壊すると仮定して、破壊靱性試験結果から広幅継手の破壊ひずみ $(\varepsilon_{\infty})_{cr}$ を推定したものが破線の範囲である。用いた形状パラメータ m は、軟質継手、等質継手、硬質継手それぞれについて38, 28, 33で（破壊靱性試験結果から決定）、この m 値を用いて広幅継手のワイブル応力を計算している。このとき、溶接金属にき裂が存在することから破壊プロセスゾーン V_f は溶接金属内の高応力

図32 X80 鋼広幅溶接継手の破壊性能評価⁵⁶⁾

域に採っている。ワイブル応力で推定された広幅継手の破壊ひずみは、実験データと良い対応を示しているのがわかる。

図33は、溶接金属に板厚貫通型のき裂を設けた X80 鋼 GMAW 継手（硬質継手： $\sigma_Y^W / \sigma_Y^B = 1.34$ ，等質継手： $\sigma_Y^W / \sigma_Y^B = 1.06$ ，軟質継手： $\sigma_Y^W / \sigma_Y^B = 0.95$ ）の破壊試験結果⁵⁸⁾を示している（継手は図32のものとは別のもの）。引張負荷での塑性拘束緩和のために、いずれの継手も限界 CTOD は引張試験片の方が三点曲げ試験片より明らかに大きくなっている。この特性をワイブル応力クライテリアを適用して、三点曲げ試験結果から推定したものが図中の実線である。この場合も、推定結果は実験結果とほぼ合致している。

4.2.2 熱影響部にき裂をもつ溶接継手の評価

溶接熱影響部は一般に多重熱サイクルによる組織不均一が著しいので、熱影響部（HAZ）にき裂をもつ試験片を対象とするときには、き裂先端がどのような組織に位置しているか、特に破壊発生を支配する組織を調査することが必要である。海洋構造物用の降伏点 460 N/mm² 級 TMCP 型高強度鋼多層溶接継手の溶接ボンド部にき裂をもつ試験片への適用例を紹介する⁵⁹⁾。

用いた継手はほぼ等質（溶接金属強度 / 母材強度 = 1.06）とみなせる K 開先多層溶接継手（SAW，入熱：5 MJ/m）で、図34に示す垂直開先側の溶接ボンド部に板厚貫通き裂をもつ三点曲げ試験片と両側き裂引張試験片を採取して -50°C で破壊試験を行った。三点曲げ試験片は $a/W = 0.5$ の標準タイプで、引張試験片では試験片幅を一定（ $2W = 100$ mm）として、き裂長さを $2a/2W = 10/100, 30/100, 50/100$ と変化させている。試験片はすべて脆性破壊を起こし、前節の鋼板素材の場合と同様に、

図33 X80 鋼溶接継手の破壊限界 CTOD に及ぼす負荷様式の影響の予測⁵⁸⁾

引張試験片は曲げ試験片より大きな限界 CTOD で破壊している ($a/W=0.5$ の試験片同士で比べてもそうになっている)。

このような HAZ 切欠き試験片では、一般に HAZ 粗粒域 (CGHAZ) が脆性破壊の発生を支配することが知られ

ている⁶⁰⁻⁶²⁾。破壊調査には、API RP 2Z⁶³⁾に定められたセクショニング手順 (図35) の適用が勧められるが、本継手のセクショニング結果 (図36) をまとめると、

① ほぼすべての試験片において、HAZ 粗粒域 (CGHAZ) から脆性破壊が発生。

② き裂前縁の HAZ 粗粒域の合計寸法 L_{CGHAZ} は、曲げ試験片、引張試験片ともに約 10 mm で、幅は約 1 mm。

この結果は、HAZ 切欠き試験片のワイブル応力は HAZ 粗粒域内で評価できることを示唆している。溶接部を、図37に示すように、母材、溶接金属部 (WM)、HAZ 硬化

図34 鋼多層溶接継手の HAZ にき裂をもつ試験片の限界 CTOD に及ぼす負荷様式の影響⁵⁹⁾

図35 溶接熱影響部にき裂をもつ試験片の破壊評価のためのセクショニング手順

(UACGHAZ, ICCGHAZ, SCCGHAZ : HAZ粗粒域)

図36 セクショニングによる多層 HAZ 切欠き試験片のき裂前縁の組織分布と脆性破壊起点の調査⁵⁹⁾

部（各溶接パスによる original CGHAZ）の三領域でモデル化し（き裂は HAZ/WM 境界に位置）、破壊プロセスゾーン V_f を板厚中央の HAZ 硬化部内の 1×10 mm 領域（斜線部）に採ってワイブル応力を解析した（厳密には CGHAZ は板厚方向に離散的に存在しその合計寸法が

図37 多層溶接 HAZ 切欠き試験片のワイブル応力の解析モデル⁵⁹⁾

10 mm であるが、板厚方向の応力勾配は板表面付近を除くと小さいので、図37のように V_f を設定）。三点曲げ試験結果から得た HAZ 粗粒域の形状パラメータは $m=27$ で、この m 値を用いた解析で、両側き裂試験片が三点曲げ試験片と同じ限界ワイブル応力で HAZ 粗粒域を起点に脆性破壊を起こすと考えて限界 CTOD 分布を推定したものが図38である。限界 CTOD の推定結果は実験結果とほぼ一致している。

4.2.3 溶接部の強度的ミスマッチの影響の評価

軟質溶接継手や硬質溶接継手の熱影響部（HAZ）の破壊靱性試験のように、き裂近傍に強度的不均質が存在する場合には、測定される破壊靱性値が強度的不均質の影響を受けることがある。図39は、各種構造用鋼についてそれぞれ一定の溶接入熱条件で溶接材料のみを変化させて作製した継手の HAZ の限界 CTOD と S_f^Y （母材と溶接金属の降伏強度比 $= \sigma_Y^{WM} / \sigma_Y^{BM}$ ）の関係をj示している⁶⁴⁻⁶⁷⁾。各継手において入熱条件は一定なので HAZ の材料学的特性は同じはずであるが、破壊限界 CTOD は硬質継手 ($S_f^Y > 1$) では等質継手より小さく、逆に、軟質継手 ($S_f^Y < 1$) では等質継手より大きくなっている。これは溶接金属と母材部の強度差がもたらす塑性拘束の影響（硬質継手：

図38 ワイブル応力を用いて推定した多層溶接継手引張試験片（HAZ 切欠き）の限界 CTOD 分布⁵⁹⁾

図39 溶接熱熱影響部の破壊限界 CTOD に及ぼす強度的ミスマッチの影響⁶⁴⁻⁶⁷⁾

図40 拡散接合継手の作製と破壊靱性試験片の加工⁴¹⁾

図41 限界 CTOD に及ぼす強度的ミスマッチの影響⁴¹⁾

HAZ の受ける塑性拘束の増大，軟質継手：HAZ 内の拘束緩和）によるものである。

このような溶接部の破壊靱性値に及ぼす強度的ミスマッチの影響について，ワイブル応力を適用した評価例⁴⁾を示す．図40に実験に用いた三点曲げ試験片を示す．SM490 鋼と高降伏点 SHY685N 鋼を拡散接合した継手と，各鋼材に拡散接合時と同じ熱処理を施した S 材（SM490 鋼），H 材（SHY685N 鋼）を実験に供している．拡散接合試験片は界面近傍（き裂面から界面までの目標距離 $d=1\text{mm}$ ）にき裂を設けており，シリーズ I ではき裂を低強度の S 材側に設けて隣接する高強度材（H 材）による塑性拘束の影響を，シリーズ II では逆に高強度の H 材側に設けて低強度材（S 材）による拘束緩和の影響をみることをねらっている．試験はシリーズ I では -20°C ，シリーズ II では 50°C で行い，試験温度での強度的ミスマッ

チ（隣接材料の降伏応力/き裂側の材料の降伏応力）は，シリーズ I で 1.77，シリーズ II で 0.51 である．

図41に測定された限界 CTOD の分布を示す．限界 CTOD は英国規格 BS7448 Part 1⁷⁾を用いて評価しており，計算式中の降伏応力にはき裂の存在する側の材の降伏応力を適用している．強度的ミスマッチの影響が明らかに見られ，均質試験片（S 材もしくは H 材試験片）に比べてシリーズ I（(a)図）では強度オーバーマッチによる限界 CTOD の減少，シリーズ II（(b)図）では逆に強度アンダーマッチによる限界 CTOD の増加が認められる．

このような特性を示す上記試験片のき裂先端近傍の応力状態を解析（三次元 FEM 解析）したものが図42である．オーバーマッチ継手（シリーズ I：(a)図）ではき裂先端近傍の応力は均質材より高く，アンダーマッチ継手（シリーズ II：(b)図）では逆に低くなっている．また，図に

図42 き裂先端近傍の応力場に及ぼす強度的ミスマッチの影響⁴¹⁾
 $(\sigma_Y^S, \sigma_Y^H: S \text{ 材, H 材の降伏応力}, (\sigma_{yy})_{\max}: \text{き裂面垂直方向の最大応力})$

図43 限界 CTOD に及ぼす強度的ミスマッチの影響の予測⁴¹⁾

は最大主応力 σ_1 の等応力線も表示しているが、強度オーバーマッチは高応力域を拡大、強度アンダーマッチは高応力域を縮小する働きをしているのがわかる。これらの応力状態は、脆性破壊が応力支配型の破壊であることを考えると、図41の CTOD 試験結果と定性的に対応している。この解析結果をもとに図41を限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ で評価したものが表2である。なお、ワイブル応力の破壊プロセスゾーン V_f は、拡散接合試験片ではき裂の存在する材料内に採っている。限界 CTOD は強度的ミスマッチの影響を大きく受けていたのに対し、限界ワイブル応力(母数 m と σ_u)は強度的ミスマッチにほぼ無縁であることがわかる。

このことから、拡散試験片の限界ワイブル応力=均質試験片(S材もしくはH材試験片)の限界ワイブル応力と仮定して、均質試験片の破壊靱性試験結果から拡散接合試験片の限界 CTOD 分布を推定したものが図43である。ワイブル応力クライテリオンにより、限界 CTOD に及ぼす強度的ミスマッチの影響がほぼ推定できている。

HAZの限界 CTOD と強度的ミスマッチの関係の評価例

表2 拡散接合試験片のワイブルパラメータ⁴¹⁾

	シリーズI		シリーズII	
	均質材 S	拡散継手 (オーバーマッチ)	均質材 H	拡散継手 (アンダーマッチ)
m	40	31	43	43*
σ_u (MPa)	1246	1197	1773	1739*

* 最小自乗法

については、文献⁶⁸⁾を参照されたい。HAZの限界 CTOD は、一般に母材と溶接金属の強度差が大きいほど、き裂位置が硬度急変部に近いほど、強度的ミスマッチの影響を大きく受ける^{65, 69)}。

4.2.4 薄膜・皮膜の密着強度評価

セラミックスと金属の接合、溶射やイオンブレイティングなどによる基材の表面改質に代表されるように、材料の高機能化・高性能化を目的とした異種材料の接合(異材接合)が各方面で展開されている。その場合、接合界面の強度、皮膜・薄膜の密着強度が十分であるかの評価が重要となるが、

① 試験法によって接合強度の評価指標が異なる、

② 同じ試験法でも、用いる試験片の形状・寸法によって密着強度の評価値が変化する、
 など、異材接合界面強度評価のあり方が問題となっている⁷⁰⁾。

異材接合体は界面を境として材料強度が大きく異なるため、たとえき裂が存在しなくとも界面端部近傍では応力は

$$\sigma = K / r^{\lambda} \quad (24)$$

の形の特異性を示す。ここで、 r ：界面端部からの距離、

K ：応力特異性パラメータ、 λ ：特異性指数。この特徴に基づき線形弾性破壊力学とのアナロジーから、 $K=K_{cr}$ を破壊クライテリオン（ K 値が限界値 K_{cr} に達したときに界面破壊が発生する）とする強度評価法⁷¹⁻⁷³⁾が提案されている。しかし、接合体形状や負荷様式が異なると特異性指数 λ が変化し（図44）、それに伴ってパラメータ K の次元が変わるので、上記クライテリオンの物理的意味が問われている。

このような異材接合体の界面破壊問題の評価にワイブル応力を適用した例⁷⁴⁾を紹介する。図45は実験に用いた試

(a) 試験片の作製と温度降下による剥離試験

(b) 応力特異性に基づく剥離強度評価

図44 レジンモールド半導体パッケージの剥離強度の評価⁷¹⁾

(a) 丸棒引張試験片

(b) 三点曲げ試験片

図45 プラズマ溶射皮膜の密着強度評価に用いた試験片⁷⁴⁾

(a) 丸棒引張試験片

(b) 三点曲げ試験片

図46 プラズマ溶射皮膜の剥離強度⁷⁴⁾

表3 異材接合体の界面強度評価へのワイブル応力の適用⁷⁵⁾

破壊タイプ	破壊プロセスゾーン, V_f	ワイブルパラメータ	有効応力, σ_{eff}
<div style="border: 1px solid black; padding: 2px; display: inline-block;">界面破壊</div>	接合界面	m_I, σ_u^I (I: 界面)	$\sigma_{\text{eff}} = \sqrt{\sigma_y^2 + \frac{4}{(2-\nu)^2} \tau_{xy}^2}$
<div style="border: 1px solid black; padding: 2px; display: inline-block;">界面近傍での破壊</div>	界面近傍のコーティング材	m_C, σ_u^C (C: コーティング材)	$\sigma_{\text{eff}} = \left[\frac{1}{2\pi} \int_0^\pi \int_0^\pi \left(\sigma_n^2 + \frac{4\tau^2}{(2-\nu)^2} \right)^{m/2} \sin\theta d\theta d\phi \right]^{1/m}$

$$\text{破壊確率 } F = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_W}{\sigma_u} \right)^m \right], \text{ ワイブル応力 } \sigma_W = \left[\frac{1}{V_0} \int_{V_f} \sigma_{\text{eff}}^m dV_f \right]^{1/m}$$

図47 プラズマ溶射皮膜の界面近傍の皮膜内の応力分布⁷⁴⁾

験片で、軟鋼（SS400）表面に 80Ni-20Cr の皮膜をプラズマ溶射によって形成し、丸棒引張試験片と三点曲げ試験片を作製している。丸棒試験片は、溶射面に軟鋼を接着接合して仕上げています。図46(a)に丸棒試験結果を示す。皮膜厚さ $t=0.3\sim0.6\text{mm}$ の試験片では、基材/溶射皮膜界面近傍の皮膜側で脆性的に破壊が生じ、破壊応力は皮膜厚さによらずほぼ一定の範囲内にある。 $t\approx0.2\text{mm}$ の試験片は見かけ上高い破壊応力を示しているが、これは皮膜が薄いために、接着剤が接合界面まで浸透したことによる。図46(b)は三点曲げ試験の結果を示している。曲げ試験片では皮膜厚さによって様相の異なる破壊挙動が見られ、皮膜の薄い試験片 ($t=0.2\sim0.4\text{mm}$) では主に皮膜表面で割れ発生、皮膜の厚い試験片 ($t=0.6\sim1.0\text{mm}$) では界面近傍の皮膜側での脆性的破壊となっていた。皮膜の薄い試験片で表面割れが生じたのは、皮膜が薄くなると表面近くで接合界面に平行な（割れに垂直な）方向の応力が高くなる⁷⁰⁾ことによる。ここでは、界面破壊挙動を呈した皮膜厚さ $t=0.3\sim0.6\text{mm}$ の丸棒試験片と、 $t=0.6\sim1.0\text{mm}$ の曲げ試験片の皮膜密着強度について考察する。

FEM 解析で求めた界面近傍の応力分布の特異性指数 λ は、図47に示すように、丸棒試験片では $\lambda=0.01$ 、三点曲

げ試験片では切欠きの存在によってほぼ $\lambda=0.5$ で、両試験片で応力特異性が大きく異なっている。従って、 $K=K_{cr}$ の破壊クライテリオンは既に述べた理由から適用し難い。表3は、このような異材接合体の界面破壊問題にワイブル応力を適用する際の有効応力 σ_{eff} についてまとめている⁷⁵⁾。破壊がまさに界面で生じるか、それとも、界面近傍の接合材やコーティング材で生じるかによって、有効応力 σ_{eff} とプロセスゾーン V_f を使い分ける必要がある。

本試験片では、丸棒引張、三点曲げともに接合界面近傍の皮膜側で破壊が生じているのが確認されたので、プロセスゾーン V_f を溶射皮膜内に採り、界面破壊発生時の限界ワイブル応力 $\sigma_{w,c}$ を求めたものが図48である。 $\sigma_{w,c}$ の分布は試験形状や皮膜厚さ t によらずほぼ同じになっており、皮膜密着強度評価へのワイブル応力の有効性がうかがえる。

著者らは、電子デバイスの界面剥離評価に対してもワイブル応力の適用を試みている⁷⁶⁾。図44はレジンモールド半導体パッケージの剥離試験⁷⁷⁾で、モールド樹脂のレジン（エポキシ樹脂）と基材（Fe-Ni 合金）の接合温度 170°C から冷却した時に、両者の線膨張係数 α の差（ $\alpha=19\times10^{-6}/^\circ\text{C}$ ：レジン， $\alpha=5\times10^{-6}/^\circ\text{C}$ ：基材）のために界面で

剥離が生じている。この試験結果を、剥離が界面近傍のレジン側で発生するとして、剥離時の限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ を計算したものが図49である。モデル C はデータ数が確認できず $\sigma_{w,cr}$ の範囲を示せていないが、モデル A と B の $\sigma_{w,cr}$ はほぼ同じ範囲内に存在している。文献⁷⁶⁾では、この結果をもとに、界面剥離が生じにくいレジンモールド接合形状について考察を加えている。

4.3 予荷重の影響の評価

予荷重や溶接によって生じる残留応力は構造部材の脆性破壊強度に大きな影響を与えることがあり、これまでに評価法に関する多くの研究がなされてきた。それらは、以下の三つの手法に大別される。

・応力拡大係数 K による評価法⁷⁷⁾

残留応力による K 値と外力負荷による K 値の和が材料の破壊靱性値 K_{IC} に達したときに脆性破壊が発生すると考える手法。この考え方では、予荷重後に低温に冷却したとき、残留応力だけで脆性破壊が生じる可能性を生むが、実際には、残留応力だけでは脆性破壊は発生しない。

・引張塑性域寸法 ρ^+ の概念による評価法^{77, 78)}

き裂先端近傍の引張塑性域寸法 ρ^+ がある一定値に達したときに脆性破壊が発生すると考える手法。弾完全塑性体の Dugdale モデル⁷⁹⁾に基づくことから、加工硬化の取り扱いや、全面降伏後の脆性破壊への適用が困難。

・Active CTOD 概念による評価法^{77, 80, 81)}

予荷重による残留 CTOD は破壊には寄与せず、破壊負荷履歴で新たに生じる CTOD のみが脆性破壊に寄与すると考える手法。Active CTOD の計算に必要な材料の降伏応力 σ_Y の採り方を考える必要がある（予荷重による圧縮残留応力場を引張降伏させる場合、降伏応力として $2\sigma_Y$ が採用されることが多い）。

このような予荷重問題にワイブル応力を適用した例⁸²⁾を紹介する。供試材は 780 N/mm² 級高強度鋼で、三点曲げ試験片に図50の手順で室温にて予荷重を付与した。予荷重レベルは 54 kN と 63 kN の 2 レベルで、予荷重後、-75℃ と -40℃ で破壊試験を行った。また、比較として、単調載荷による破壊試験も実施した。試験片はすべて脆性破壊を呈し、予荷重試験片はいずれも予荷重レベルを越えてから破壊に至った。試験温度 -75℃ での破壊荷重と限界 CTOD の累積分布を図51に示す。なお、予荷重試験片の CTOD は、図50に示す残留クリップゲージ開口変位 $V_{p, res}$ と再負荷時の開口変位塑性成分 $V_{p, reload}$ の和を、英国規格 BS7448 Part 1⁷⁾ の CTOD 算定式の塑性成分 V_p に代入して計算している。予荷重試験片の破壊荷重、限界 CTOD は単調載荷試験片のそれらを上回っており、予荷重は脆性破壊強度を見かけ上増加させているのがわかる。

破壊荷重や限界 CTOD が予荷重によって増加するのは、予荷重後にき裂先端近傍に圧縮残留応力場が形成さ

図48 ワイブル応力による溶射皮膜の密着強度評価⁷⁴⁾

図49 ワイブル応力によるレジンモールドモデルの密着強度評価⁷⁶⁾

図50 破壊靱性値に及ぼす予荷重の影響をみるための実験⁸²⁾

図51 脆性破壊強度に及ぼす予荷重の影響⁸²⁾

れることが原因している。図52に、予荷重 63 kN の場合を例にとって三次元 FEM 解析によるき裂面開口方向応力 σ_{yy} の分布を示す。材料は等方硬化材とし、冷却過程と再負荷過程の解析は、降伏応力と加工硬化特性の温度依存性を考慮して行っている。図52より、①予荷重の除荷によって圧縮残留応力が生じ、き裂先端近傍は圧縮降伏していること、②再負荷レベルが低い場合は、圧縮残留応力効果によって、予荷重試験片は同じ荷重の単調載荷試験片よりもき裂先端近傍の応力が低いこと、③再負荷時の荷重が予荷重レベルになると、圧縮残留応力の影響はほぼ消失すること、などがわかる。

このような予荷重試験に対して、単調載荷試験結果から限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ 分布を決定し（ -75°C の試験データから決定したワイブルパラメータ： $m = 68.7$, $\sigma_u = 2584 \text{ MPa}$ ），限界ワイブル応力は予荷重の影響を受けないと考えて、予荷重試験片の限界 CTOD を推定した。 -75°C の限界 CTOD 分布の推定結果を図53(a)に示す。①限界 CTOD に及ぼす予荷重の影響は累積破壊確率の小さな領域で大きい、②破壊荷重が大きくなると圧縮残留応力効果がなくなって単調載荷の場合と同レベルの限界 CTOD を示す、という特性がよく再現されている。また、図53(b)は、限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ は試験温度の影響を受けないと仮定して、 -75°C の単調載荷結果から -40°C の限界 CTOD を推定したものである。この場合も推定結果は

実験結果とほぼ一致している。

上記の実験では、室温で予荷重を付与した後に室温で除荷し、低温で再負荷しているが、除荷と再負荷を同じ低温で行ったり、予荷重・除荷・再負荷をすべて同じ温度で行うというような、予荷重履歴の影響まで考察した検討が三村⁸³⁾、Stöckl ら⁸⁴⁾によってなされている。

4.4 動的負荷・ひずみの影響の評価

4.4.1 動的負荷の影響

構造用鋼が動的負荷やひずみを受けると、一般に破壊靱性が低下し、延性－脆性遷移温度が高温側に移行することが知られている⁸⁵⁾。動的負荷はひずみ速度効果によって、また、予ひずみは加工硬化によって鋼材の機械的強度（降伏応力や引張強さ）を上昇させるが、このような機械的強度の上昇はき裂先端近傍の応力場を高揚させ、脆性破壊発生の駆動力を大きくする。

まず、動的負荷の影響について述べる。図54は、SN490B 鋼の種々の負荷速度での限界 CTOD と試験温度の関係を示している⁴⁷⁾。負荷速度の増加による限界 CTOD の低下と、延性－脆性遷移温度の上昇が認められる。

動的負荷時の破壊靱性低下には、ひずみ速度の増加による強度上昇が大きな役割を果たしているが、構造用鋼について機械的性質に及ぼすひずみ速度の影響をまとめると次のようである⁸⁵⁾。

① 降伏応力 σ_y 、引張強さ σ_T は、ひずみ速度の増加とともに

図52 き裂先端近傍の応力分布に及ぼす予荷重の影響（予荷重温度：室温，再負荷温度 -75°C ）⁸²⁾

図53 ワイブル応力クライテリオンによって推定された予荷重試験片の限界 CTOD 分布⁸²⁾

に上昇する傾向にあり、特に降伏応力 σ_Y のひずみ速度依存性が高い。その結果、降伏比 $YR = \sigma_Y / \sigma_T$ はひずみ速度の増加につれて大きくなる（加工硬化能の低下）。

- ② 降伏応力のひずみ速度依存性は、低強度鋼、および、降伏比 YR の小さな鋼材において大きい。
③ 一様伸びはひずみ速度に無関係にほぼ一定である。

図55は、丸棒引張試験で得られたSN490B-I鋼（図54(a)）の降伏応力 σ_Y 、引張強さ σ_T とひずみ速度の関係、Bennetら⁸⁰⁾の提案のひずみ速度-温度パラメータ R

$$R = T \cdot \ln(A / \dot{\epsilon}) \quad (25)$$

で整理している（ A ：材料定数（1/s）、 T ：温度（K））。ひずみ速度の影響は降伏点に対してより大きく現れている。また、降伏点、引張強さは、ひずみ速度と試験温度によらずそれぞれほぼ1本の曲線上にあり、ひずみ速度と温度はパラメータ R を介して等価に作用することがわかる（図では高速負荷時の断熱変形による温度上昇 ΔT を含めてパラメータ R を評価、 ΔT は豊貞ら⁸⁷⁾の実験結果をもとに塑性仕事の90%が熱に変換されるとして計算）。

このようなひずみ速度の影響を考慮して、動的負荷時のき裂先端近傍の応力分布を解析したものが図56である。負荷速度の増加が機械的強度の増加をもたらし、それによってき裂先端近傍の応力が上昇し、破壊靱性値が見か

け上低下するという仕組みが理解される。

図54の破壊靱性試験結果を、応力場の動的特性（図56）を考慮して、ワイブル応力で評価したものが図57である。形状パラメータ m を静的靱性試験の結果より、SN490B-I鋼： $m=21$ （ -100°C ）、SN490B-II鋼： $m=32$ （ -80°C ）と求め、その m 値を用いて各試験条件での限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ を計算し、累積頻度50%における $\sigma_{w,cr}$ （median）をパラメータ R の関数として整理している（ R の値はき裂先端近傍の最大応力地点で評価）。限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ は、負荷速度や試験温度によらずほぼ一定の値を示している。

この結果より、限界ワイブル応力 $\sigma_{w,cr}$ を負荷速度や試験温度に依存しない材料特性（ほぼ完全な脆性破壊の生じる温度範囲で）と考えて、静的破壊靱性試験結果から高負荷速度下の限界CTODを推定したものが図58、図59である。推定結果は実験結果とほぼよい一致を示している。

また、文献^{88, 89)}では、シャルピー衝撃値から限界CTODを推定することを試みている。シャルピー衝撃挙動の解析には厳密には慣性効果（inertia effect）を考える必要があるが、極短時間の破壊現象（衝撃負荷時間 $t < 2t_f$ の破壊現象、ここで、 $t_f : t_f \approx 28W/c_1$ で定義される遷移時間、 W ：試験片幅、 c_1 ：物体中を伝わる応力波の縦波の速度で、構造用鋼のシャルピー試験では $t_f \approx 55\mu\text{s}$ ）を除けば、ほぼ準静的解析が適用できるという報告がある⁹⁰⁻⁹²⁾。

図54 限界CTODに及ぼす負荷速度の影響⁴⁷⁾

図55 パラメータ R による動的負荷時の機械的強度の評価（SN490B-I鋼）⁴⁷⁾

図56 き裂先端近傍の応力分布に及ぼす負荷速度の評価（SN490B-I鋼）⁴⁷⁾

図60は、SN490B 鋼と SHY685N 鋼についてそれぞれ準静的 FEM 解析（機械的性質のひずみ速度依存性と断熱変形による発熱を考慮）によって、脆性破面率約 90% の試験温度（SN490B 鋼： -70°C ，SHY685N 鋼： -100°C ）でのシャルピー衝撃試験結果から、静的破壊靱性試験の限界 CTOD を予測している。延性き裂長さ $\Delta a < 0.2\text{mm}$ の脆性破壊モードの限界 CTOD, δ_c の温度依存性がワイブル応力クライテリオンによってほぼ予測できている。ただし、脆性破面率約 90% の温度域のシャルピー衝撃値から

ワイブルパラメータ m を決定するのは困難で、静的破壊靱性試験結果から求めた m 値を適用している（SN490B 鋼： $m=33$ ，SHY685N 鋼： $m=39$ ）。 m 値は 15 を越える値であれば限界 CTOD の推定にほとんど影響しないことが確かめられているが⁸⁸⁾，シャルピー試験結果から m 値を決定する手法については、今後、さらに検討が必要である。

田川らも動的負荷による破壊靱性の低下をワイブル応力を介して予測することを行っている⁹³⁾。検討したのは

図57 ワイブル応力で評価した動的荷重下の脆性破壊限界⁴⁷⁾

図58 静的破壊靱性試験結果から推定した負荷速度 10 mm/s での SN490B 鋼の限界 CTOD の温度依存性⁴⁷⁾

図59 静的破壊靱性試験結果から推定した動的荷重下の SN490B 鋼の限界 CTOD 分布⁴⁷⁾

図60 シャルピー衝撃試験結果から推定した静的破壊靱性試験での限界 CTOD⁽⁸⁸⁾

図61 構造用鋼の破壊靱性値に及ぼす冷間予ひずみの影響⁽⁹⁶⁾

400~780 N/mm²級の構造用鋼で、動的試験（負荷速度 1 m/s, 500 mm/s）の破壊靱性値は $K_{IC} < 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲では予測値とほぼ合致しているが、 $K_{IC} > 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ではワイブル応力による予測値はかなり保守的となっている。この原因について、へき開破壊強度のひずみ速度依存性の可能性を指摘し、動的負荷時の破壊クライテリオンの再考を促している。

4.4.2 冷間予ひずみの影響

予ひずみも加工硬化によって鋼材の強度を上昇させ、破壊靱性を低下させる。ここでは、冷間予ひずみの影響を取り上げるが、単調引張予ひずみは構造用鋼の機械的性質に一般に次のような影響を与えることが知られている^(94, 95)。

① 引張予ひずみを受けると降伏応力 σ_Y と引張強さ σ_T はともに上昇するが、降伏応力 σ_Y の方が予ひずみへの依存性が高い。その結果、降伏比 $YR = \sigma_Y / \sigma_T$ は予ひずみの増加につれて大きくなる（加工硬化能の低下）。

図62 破壊靱性値に及ぼす冷間予ひずみの影響の予測⁽⁹⁶⁾

② 降伏応力の予ひずみへの依存性は、降伏比 YR の小さな鋼材において大きい。

③ 一様伸びや破断延性は、ほぼ付与された予ひずみの大

図63 破壊限界 CTOD に及ぼす予ひずみと動的負荷の影響 (SM490A 鋼) ⁹⁸⁾

きさだけ小さくなる。

- ④ 引張予ひずみを受けた鋼材の真応力-真ひずみ曲線は、予ひずみの分だけ座標原点をシフトさせると、予ひずみを受けていない素材の真応力-真ひずみ曲線とほぼ合致する。

田川らは、降伏比の異なる2種類の500 N/mm²級低炭素鋼に冷間圧延で予ひずみを導入し、予ひずみによる破壊靱性の変化を調べている⁹⁶⁾。図61はその結果を示したもので、予ひずみによる脆化は降伏比 YR の低い鋼材において顕著に生じている。また、遷移温度は予ひずみによって高温側に移行しているが、遷移温度の移行量は予ひずみ量には比例してなく、低レベル範囲での予ひずみの影響が大きい⁹⁵⁾。

この結果に対し、冷間予ひずみによる脆化は降伏応力の上昇が支配的であると仮定し、ワイブル応力を基礎とした考察から、破壊靱性値と降伏応力 σ_Y の関係について次式を導いている。

$$K_c(J_c) = C / \sigma_Y^\alpha \quad (26)$$

ここで、 $K_c(J_c)$: J_c から求めた破壊靱性値、 C, α : 材料定数。素材の破壊靱性試験と丸棒引張試験の結果から定数 C と α を決定し、冷間予ひずみ付与材の降伏応力 σ_Y の温度依存性をもとに、破壊靱性値 K_c の温度依存性を推定したものが図62である。予ひずみ感受性の高い低降伏比材の破壊靱性の変化がほぼ推定できている。

原子炉圧力容器における中性子照射脆化も主因は材料の硬化であり、降伏強度の変化を考慮したワイブル応力アプローチによってほぼ説明できることが報告されている⁹⁷⁾。

4.4.3 予ひずみと動的負荷の重畳効果

地震荷重を受ける建築構造物では、予ひずみと動的負荷が同時に作用し、鋼材の破壊靱性はそれによって大きな影響を受ける。実際、1994年1月17日のノースリッジ大地震および翌年同日に生じた兵庫県南部地震では、多くの鉄骨構造物が脆性的に破壊し、甚大な被害を被った。

図63は、日本溶接協会 APD 委員会で作られた多くの実験^{98, 99)}から、SM490A 鋼の破壊靱性試験結果を取り出したものである。引張予ひずみ $\varepsilon_{pre} = 10\%$ を付与した静的負

図64 予ひずみ、動的負荷、及びその重畳による限界 CTOD の温度移行量の比較¹⁰⁰⁾

荷条件、素材の動的負荷条件 (負荷速度 300 mm/s)、およびそれらの重畳条件 (予ひずみ 10% + 負荷速度 300 mm/s) での限界 CTOD を比較している。重畳条件下では、予ひずみと動的負荷がそれぞれ単独に作用する場合に比べて、破壊靱性の劣化が著しい。この結果に予ひずみ 5%、負荷速度 10 mm/s の試験データも併せて、ある限界 CTOD レベルとなる温度が予ひずみと動的負荷によってどの程度高温側にシフトするかを整理したものが図64である。予ひずみによる温度移行量 ΔT_P と動的負荷による温度移行量 ΔT_D の和 ($\Delta T_P + \Delta T_D$) は、重畳条件下での移行量 ΔT_{PD} よりも明らかに大きく、重畳条件下では靱性劣化が大きいものの、予ひずみと動的負荷の単純加算よりも靱性劣化が著しくないことがわかる。

図65は、図63の破壊靱性試験結果に対して、ある一定の CTOD (=0.03 mm, 0.3 mm) となる負荷レベルでのき裂先端近傍の応力分布を FEM 解析 (機械的性質のひずみ速度・予ひずみ依存性と断熱変形による発熱を考慮した解析) で求めている¹⁰⁰⁾。応力場は予ひずみや動的負荷によって明らかに高揚し、予ひずみ、動的負荷はき裂材の破壊駆動力を大きくすることがわかる。この傾向は予ひずみと動的負荷が重畳した条件においてより大きい (c) 図、重畳条件下の応力上昇 $\Delta \sigma_{1PD}$ (静的・予ひずみ無しの状態からの応力上昇) は、予ひずみによる応力上

図65 予ひずみ、動的負荷、及びその重畳による破壊靱性試験片のき裂先端近傍の応力上昇¹⁰⁰⁾

昇 $\Delta\sigma_1^P$ (a)図) と動的負荷による応力上昇 $\Delta\sigma_1^D$ (b)図) の単純和よりは小さく、図64の限界 CTOD の温度移行特性 ($\Delta T_{PD} < \Delta T_P + \Delta T_D$) と定性的に合致している。

このような応力場特性をふまえて、図63の破壊靱性試験結果をワイブル応力で評価したものが図66である。静的・予ひずみ無しの試験結果から決定した形状パラメータ m は21で、この m 値を用いて予ひずみ、動的、およびそれらの重畳条件下の限界ワイブル応力 $\sigma_{W,cr}$ の分布を算出しているが、 $\sigma_{W,cr}$ 分布は予ひずみ・動的条件にほぼ無縁の材料特性とみなせることがわかる。この性質を利用して、静的・予ひずみ無しの破壊靱性試験結果から、予ひずみ・動的条件での限界 CTOD を予測したものが図67である。各負荷条件下の限界 CTOD がワイブル応力クラテリオンによってほぼ予測できている。

Part I はここまでとし、続編の Part II では、延性き裂成長を伴う脆性破壊問題へのワイブル応力の適用と、ワイブル応力を基準とした破壊評価手順に関する国内外の動向について紹介する。

図67 予ひずみ、動的負荷、及びその重畳条件下の限界 CTOD 分布の予測¹⁰⁰⁾

参考文献

- 1) C. Betegón and J. W. Hancock: Two Parameter Characterization of Elastic-Plastic Crack Tip Fields and Associated Failure Criterion, Proc. 8th Biennial European Conference on Fracture - ECF8, Torino, 2 (1990), pp. 999-1002.
- 2) J. D. G. Sumpter and A. T. Forbes: Constraint Based Analysis of Shallow Cracks in Mild Steel, Proc. Int. Conf. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, Cambridge, Paper 7, (1992).
- 3) P. M. S. T. de Castro, J. Spurrier and P. Hancock: Comparison of J Techniques and Correlation J-COD Using Structural Steel Specimens, International Journal of Fracture, 17 (1981), pp. 83-96.
- 4) 豊田政男, 南二三吉, 藤田明男, 萩原行人, 井上健裕, 島貫広志: 脆性破壊抵抗に及ぼす加工硬化特性の影響, 溶接学会論文集, 11 (1993), pp. 570-575.
- 5) ASTM E399-90 (Reapproved 1997): Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, (1990).
- 6) ASTM E1820-01: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, (2001).
- 7) BSI, BS7448 Part 1-1999: Fracture Mechanics Toughness Tests, Method for Determination of K_{Ic} , Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials, (1991).
- 8) ISO 12737: 1996 (E): Metallic Materials - Determination of Plane-Strain Fracture Toughness, (1996).
- 9) ISO 12135: 2002 (E): Metallic Materials - Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness, (2002).
- 10) 日本溶接協会規格, WES 1108-1995: き裂先端開口変位 (CTOD) 試験方法, (1995).
- 11) 佐藤邦彦, 豊田政男, 伊藤義康: 安定延性き裂成長から不安定破壊への遷移について, 日本造船学会論文集, 141 (1977), pp. 268-274.
- 12) F. Minami and K. Arimochi: Constraint Correction of Fracture Toughness CTOD for Fracture Performance Evaluation of Structural Components, Predictive Material Modeling, ASTM STP 1429, (2003), pp. 48-66.
- 13) S. G. Larsson and A. J. Carlsson: Influence of Non-Singular Stress Terms and Specimen Geometry on Small-Scale Yielding at Crack Tips in Elastic-Plastic Materials, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 21 (1973), pp. 263-277.
- 14) M. L. Williams: On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack, Journal of Applied Mechanics, Journal of Applied Mechanics, 24 (1957), pp. 109-114.
- 15) G. R. Irwin: Fracture, Handbuch der Physik, 6 (1958), Berlin, Springer-Verlag, pp. 551.
- 16) Y. -Y. Wang: A Two-Parameter Characterization of Elastic-Plastic Crack Tip Fields and Applications to Cleavage Fracture, Ph.D. Thesis, Department of Mechanical Engineering, Massachusetts Institute of Technology, (1991).
- 17) C. Betegón, and J. W. Hancock: Two-Parameter Characterization of Elastic-Plastic Crack-Tip Fields, Journal of Applied Mechanics, 58 (1991), pp. 104-110.
- 18) A. P. Kfoury: Some Evaluations of the Elastic T-Term Using Eshelby's Method, International Journal of Fracture, 30 (1986), pp. 301-315.
- 19) P. S. Leever and J. C. Randon: Inherent Stress Biaxiality in Various Fracture Specimen Geometries, International Journal of Fracture, 19 (1982), pp. 311-325.
- 20) G. E. Cardew, M. R. Goldthorpe, I. C. Howard and A. P. Kfoury: in Fundamentals of Deformation and Fracture, Proc. Eshelby Memorial Symposium, ed. B. A. Bilby, K. J. Miller and J. R. Willis, Sheffield, Cambridge University Press (1985).
- 21) J. R. Rice and G. F. Rosengren: Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 16 (1968) pp. 1-12.
- 22) J. W. Hutchinson: Singular Behaviour at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 16 (1968), pp. 13-31.
- 23) N. P. O'Dowd and C. F. Shih: Family of Crack-Tip Fields Characterization by a Triaxiality Parameter - I. Structure of Fields, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 39 (1991), pp. 989-1015.
- 24) N. P. O'Dowd and C. F. Shih: Family of Crack-Tip Fields Characterization by a Triaxiality Parameter - II. Fracture Applications, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 40 (1992), pp. 939-963.
- 25) C. F. Shih and N. P. O'Dowd: A Fracture Mechanics Approach Based on a Toughness Locus, Proc. Int. Conf. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, Cambridge, Paper 31, (1992).
- 26) I. J. MacLennan and J. W. Hancock: The Effect of Constraint on The Ductile-Brittle Transition, Proc. Int. Conf. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, Cambridge, Paper 21, (1992).
- 27) R. H. Dodds: Constraint Effects on Fracture Initiation Loads in HSST Wide-Plate Tests, UILU-ENG-94-2009, (1994).
- 28) R. O. Ritchie, J. F. Knott and J. R. Rice: On The Relationship Between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 21 (1973), pp. 395-410.
- 29) F. M. Beremin: A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel, Metallurgical Transactions, 14A (1983), pp. 2277-2287.
- 30) F. Mudry: A Local Approach to Cleavage Fracture, Nuclear Engineering and Design, 105 (1987), pp. 65-76.
- 31) NUCLEAR ELECTRIC Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects, R/H/R6 - Revision 3, Appendix 17, Gloucester Nuclear Electric Ltd., (1998).
- 32) M. Ohata, F. Minami, T. Handa and H. Mimura: Guideline for Determination of Weibull Parameter, 9th European Mechanics of Materials Conference, EMMC9, Paper 52, (2006).
- 33) C. F. Gerald and P. O. Wheatley: Applied Numerical Analysis, 4th ed., Addison, Wesley Publication, (1989), pp. 299-336.
- 34) F. Minami, A. Brückner-Foit and B. Trollenier: Numerical Procedure for Determining Weibull Parameters Based on The Local Approach, Proc. 8th Biennial European Conference on Fracture - ECF8, Torino, 1 (1990), pp. 76-81.
- 35) F. Minami, A. Brückner-Foit, D. Munz, and B. Trollenier: Estimation Procedure for the Weibull Parameter Used in the Local Approach, International Journal of Fracture, 54 (1992), pp. 197-210.
- 36) ESIS P6-98: Procedure to Measure and Calculate Material Parameters for The Local Approach to Fracture Using Notched Tensile Specimens, European Structural Integrity Society, (1998).
- 37) X. Gao, C. Ruggieri, R. H. Dodds: Calibration of Weibull Stress Parameters Using Fracture Toughness Data., International Journal of Fracture, 92 (1998), pp. 175-200.
- 38) K. Wallin: The Size Effect in K_{Ic} Results, Engineering Fracture Mechanics, 22 (1985), pp. 149-163 (1985).
- 39) S. R. Bordet, A. D. Karstensen, D. M. Knowles and C. S. Wiesner: A New Statistical Local Criterion for Cleavage Fracture in Steel. Part I: Model Presentation, Engineering Fracture Mechanics, 72 (2005). pp. 435-452.

- 40) C. Ruggieri, F. Minami, M. Toyoda, Y. Hagihara and T. Inoue: Local Approach to Notch Depth Dependence of CTOD Results, *Journal of the Society of Naval Architects of Japan*, 171 (1992), pp. 493-499.
- 41) M. Ohata, F. Minami and M. Toyoda: Local Approach to Mis-Match Effect on Cleavage Fracture of Notched Material, *Journal de Physique IV, Colloque C6, supplément au Journal de Physique III*, 6 (1996), pp. 269-278.
- 42) C. S. Wiesner and M. R. Goldthorpe: The Effect of Temperature and Specimen Geometry on Parameters of the 'Local Approach' to Cleavage Fracture, *Journal de Physique IV, Colloque C6, supplément au Journal de Physique III*, 6 (1996), pp. 295-304.
- 43) C. Ruggieri and R. H. Dodds: Probabilistic Modeling of Brittle Fracture Including 3-D Effects on Constraint Loss and Ductile Tearing, *Journal de Physique IV, Colloque C6, supplément au Journal de Physique III*, 6 (1996), pp. 353-362.
- 44) C. Ruggieri and R. H. Dodds: A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach, *International Journal of Fracture* 79 (1996), pp. 309-340.
- 45) K. Hojo, I. Muroya and A. Brückner-Foit: Fracture Toughness Transition Curve Estimation from a Notched Round Bar Specimen Using the Local Approach Method, *Nuclear Engineering and Design*, 174 (1997), pp. 247-258.
- 46) K. C. Koppenhoefer and R. H. Dodds: Loading Rate Effects on Cleavage Fracture of Pre-Cracked CVN Specimens: 3-D Studies, *Engineering Fracture Mechanics*, 58 (1997), pp. 249-270.
- 47) F. Minami, T. Ochiai, T. Hashida, K. Arimochi and N. Konda: Local Approach to Dynamic Fracture Toughness Evaluation, *Fatigue and Fracture Mechanics*, Vol. 31, ASTM STP 1389, (2000), pp. 271-304.
- 48) Y. Yamashita, K. Sakano, M. Onozuka and F. Minami: Prediction of Residual Stress Effects on Fracture Instability Using the Local Approach, *Fatigue and Fracture Mechanics*, Vol. 32, ASTM STP 1406, (2001), pp. 247-260.
- 49) ASTM E1921-03: Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range, (2003).
- 50) C. S. Wiesner: The 'Local Approach' to Cleavage Fracture, *An Abington Publishing Special Report*, (1996).
- 51) Y. -Y. Wang and J. R. Gordon: The Limits of Applicability of J and CTOD Estimation Procedures for Shallow-Cracked SENB Specimens, *Proc. Int. Conf. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications*, Cambridge, Paper 28, (1992).
- 52) 南二三吉, C. Ruggieri, 大畑充, 豊田政男: ローカルアプローチの適用によるぜい性破壊発生限界に及ぼす試験片形状・寸法の影響の評価, *材料*, 45 (1996), pp. 544-551.
- 53) 松井康治, 伊山潤, 桑村仁: 建築構造用鋼材の脆性破壊に及ぼす寸法効果に関する実験的研究, *日本建築学会関東支部研究報告集*, 25 (1998), pp. 97-100.
- 54) 松井康治, 稲葉雄一郎, 伊山潤, 桑村仁: 鉄骨部材の脆性破断変形能力とひずみ能力, *日本建築学会関東支部研究報告集*, 9 (1999), pp. 33-36.
- 55) 南二三吉, 大畑充, 長尾亮: 浅い V 切欠きをもつ大型構造要素の脆性破壊強度評価へのローカルアプローチの適用 - 破壊制御設計へのローカルアプローチの展開 (第 5 報) -, *日本造船学会論文集*, 186 (1999), pp. 465-473.
- 56) F. Minami, M. Ohata, M. Toyoda, T. Tanaka, K. Arimochi, A.G. Glover and T.H. North: Fracture Toughness Requirement for Fracture Performance Evaluation of Welded Joints Based on the Local Approach, *Proc. 15th Int. Conf. OMAE, Florence*, 3, (1996), pp. 193-202.
- 57) 南二三吉, 大畑充, 豊田政男, 有持和茂: 破壊靱性試験の構造性能評価への Transferability を考慮した破壊靱性要求 - 破壊制御設計へのローカルアプローチの展開 (第 1 報) -, *日本造船学会論文集*, 182 (1997), pp. 647-657.
- 58) 南二三吉, 加藤孝憲, 中村哲也, 有持和茂: 等価 CTOD 概念による破壊靱性要求と諸因子の影響 - 破壊制御設計へのローカルアプローチの展開 (第 4 報) -, *日本造船学会論文集*, 185 (1999), pp. 293-307.
- 59) F. Minami, M. Ohata, M. Toyoda, K. Arimochi, S. Suzuki, K. Bessyo, C. Thaulow and M. Hauge: Prediction of Specimen Geometry Effect on Fracture Resistance of HAZ-Notched Welds by the Local Approach, *Mis-Matching of Interfaces and Welds*, Edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak, GKSS Research Center Publications, (1997), pp. 319-330.
- 60) 土師利昭, 栗飯原周二, 萩原行人, 内野耕一, 川島善樹果, 富田幸男, 千々岩力男: 高張力鋼溶接部限界 COD に及ぼす諸影響因子の検討, *日本造船学会論文集*, 162 (1987), pp. 424-432.
- 61) K. Satoh, M. Toyoda and F. Minami: The Effect of Thickness on Fracture Toughness of Welds in Steel, *Welding in the World*, 26 (1989), pp. 230-249.
- 62) 南二三吉, 中野善文, 鈴木秀一, 塩飽豊明, 森谷豊, 萩原行人, 豊田政男: 強度ミスマッチの影響を考慮した鋼多層溶接熱影響部の破壊靱性評価, *溶接学会論文集*, 12 (1994), pp. 568-574.
- 63) API RP 2Z, Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures, (1998).
- 64) 佐藤邦彦, 豊田政男, 南二三吉, 有持和茂, 中西睦夫, 佐藤進: 新しい局部 COD 仮説の提案とその溶接部への適用, *溶接学会論文集*, 2, No. 3 (1984), pp. 447-454.
- 65) F. Minami, S. Hada, C. Ruggieri, M. Toyoda: Analysis of Strength Mis-Matching of Welds on Fracture Performance of HAZ-Notched Joint, *IIW Doc. X-1254-92, Strength Mismatching and Its Control*, pp. 77-86 (1992).
- 66) F. Minami, M. Toyoda, C. Thaulow and M. Hauge: Effect of Strength Mis-Match on Fracture Mechanical Behavior of HAZ-Notched Weld Joint, *Quarterly J. Japan Welding Society*, 13, No.4 (1995), pp. 508-517.
- 67) M. Koçak, K. -H., Schwalbe, L. Chen and G. Gnirss: Effects of Notch Position and Weld Metal Matching on CTOD of HAZ, *Proc. Int. Conf. Weld Failures*, London, (1988).
- 68) 大畑充, 南二三吉, 豊田政男: ローカルアプローチの適用による強度ミスマッチを有する溶接継手の熱影響部破壊靱性評価, *日本造船学会論文集*, 180 (1996), pp. 565-573.
- 69) M. Toyoda, F. Minami, C. Ruggieri, C. Thaulow and M. Hauge: Fracture Property of HAZ-Notched Weld Joint with Mechanical Mis-Matching - Part I, Analysis of Strength Mis-Matching of Welds on Fracture Initiation Resistance of HAZ-Notched Joint, *Mis-Matching of Welds*, ESIS 17, Mechanical Engineering Publications, (1994), pp. 399-415.
- 70) 溶接学会溶接構造研究委員会技術資料, 異材接合界面の力学 - Part 1, (1991).
- 71) 服部敏雄, 坂田莊司, 初田俊雄, 村上元: 特異応力場パラメータを用いた接着界面強度評価, *日本機械学会論文集 (A 編)*, 54 (1988), pp. 597-602.
- 72) 井上好章, 小野豊明, 納富啓, 出羽昭夫, 豊田政男, 塚本光夫: 引張り型ピンテストによるプラズマ溶射皮膜の界面強度評価法, *溶接学会論文集*, 9 (1991), pp. 167-173.
- 73) 出羽昭夫, 新田正寛, 井上好章, 豊田政男, 塚本光夫: 押込みテストによる薄膜の界面強度評価法, *溶接学会論文集*, 9 (1991), pp. 275-281.
- 74) S. Satoh, M. Tsukamoto, F. Minami, M. Toyoda: Evaluation of Interface Strength of Plasma Sprayed Coatings by the Local Approach, *Proc. 15th Int. Conf. OMAE, Florence*, 3 (1996), pp. 157-164.
- 75) S. Satoh, F. Minami, M. Tsukamoto and M. Toyoda:

- Evaluation of Adhesive Strength of T-Notched Plasma Sprayed Coating by the Local Approach, Proc. 17th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Lisbon, OMAE98-2183, (1998).
- 76) 南二三吉, 高原渉, 中村哲也, 服部敏雄, 岩佐正明: ワイブル応力によるレジモンモールド電子部材の界面強度評価, Proc. 7th Symposium on Microjoining and Assembly Technology in Electronics, Mate 2001, Yokohama, (2001), pp. 59-64.
 - 77) 金沢武, 三村宏, 町田進, 宮田隆司, 萩原行人: 脆性破壊発生のクライテリアに関する考察, 日本造船学会論文集, 129 (1971), pp. 237-246.
 - 78) 越賀房夫: 予荷重が脆性破壊事故防止に果たす役割のDugdale 模型による機構の考察, 日本造船学会論文集, 127 (1970), pp. 239-245.
 - 79) B. A. Bilby, A. H. Cottrell, E. Smith, and K. H. Swinden: The Spread of Plastic Yield from a Notch, Proc. Royal Society of London, A272 (1963), pp. 304-314.
 - 80) 秋田好雄, 矢田敏夫, 酒井啓一: 鋼構造物に発生する脆性破壊と残留応力, 日本造船学会論文集, 125 (1969), pp. 227-235.
 - 81) 酒井啓一, 飯野暢: きれつの変位挙動と脆性破壊の発生, 日本造船学会論文集, 127 (1970), pp. 227-237.
 - 82) 山下洋一, 阪野賢治, 南二三吉, 小野塚正一: 残留応力を有する部材の脆性破壊強度評価へのローカルアプローチの適用 - 予荷重による圧縮残留応力の影響の評価 -, 日本造船学会論文集, 186 (1999), pp. 455-463.
 - 83) 三村宏: Beremin モデルによる予荷重効果の簡易推定法, 圧力技術, 40 (2002), pp. 270-276.
 - 84) H. Stöckl, R. Bröschen, W. Schmitt, I. Varfolomeyev and J. H. Chen: Quantification of the Warm Prestressing Effect in a Shape Welded 10 MnMoNi 5-5 Material, Engineering Fracture Mechanics, 67 (2000), pp. 119-137.
 - 85) 南二三吉, 大政光史, 小林泰男, 久保高宏, 島貫広志: Review - 動的荷重下での構造用鋼の変形・破壊特性, 日本溶接協会 APD 委員会中間報告書Ⅲ付録, JWES-IS-9603, (1996).
 - 86) P. E. Bennett and G. M. Sinclair: Parameter Representation of Low-Temperature Yield Behavior of Body-Centered Cubic Transition Metals, ASME Publication 65-MET-11, (1965).
 - 87) 豊貞雅宏, 後藤浩二, 相良憲伺: 高速負荷時におけるき裂先端近傍の温度上昇について, 日本造船学会論文集, 170 (1971), pp. 651-663.
 - 88) F. Minami, M. Iida, W. Takahara, N. Konda and K. Arimochi: Fracture Mechanics Analysis of Charpy Test Results Based on the Weibull Stress Criterion, From Charpy to Present Impact Testing,ESIS 30, Elsevier Science Ltd., (2002), pp. 411-418.
 - 89) Y. Takashima, M. Ohata and F. Minami: Evaluation Method for Fracture Mechanics-Based Material Toughness from Charpy Impact Test, Materials Science Forum, 512 (2006), pp. 61-66.
 - 90) T. Nakamura, C. F. Shih and L. B. Freund: Analysis of Dynamically Loaded Three-Point-Bend Ductile Fracture Specimen, Engineering Fracture Mechanics, 25 (1986), pp. 323-339.
 - 91) T. Nakamura, C. F. Shih and L. B. Freund: Three-Dimensional Transient Analysis of a Dynamically Loaded Three-Point-Bend Ductile Fracture Specimen, Nonlinear Fracture Mechanics, ASTM STP 995, Vol.1; Time Dependent Fracture, (1989), pp. 217-241.
 - 92) P. M. Vargas. and R. H. Dodds, Jr.: Strain Rate and Inertial Effects on Impact Loaded Single-Edge Notch Bend Specimens, Fracture Mechanics, ASTM STP 1256, (1995), pp. 715-731.
 - 93) 田川哲哉, 島貫広志, 萩原行人, 宮田隆司: 動的破壊特性解析へのローカルアプローチの適用とその問題点, 日本造船学会論文集, 185 (1999), pp. 309-317.
 - 94) 建設省建築研究所 - 鋼材倶楽部 耐震性能共同研究 破壊性能研究会研究報告書: 建築鉄骨構造に注目した脆性破壊特性に関する研究の現状と課題, (1994).
 - 95) 日本溶接協会 APD 委員会中間報告書Ⅲ: 繰返し大変形を受ける建築鉄骨溶接接合部の強度と破壊特性, JWES-IS-9603, (1996).
 - 96) 田川哲哉, 伊藤敦史, 宮田隆司: 予ひずみによる破壊特性低下量の定量的予測と降伏比の影響, 溶接学会論文集, 14 (1996), pp. 429-434.
 - 97) T. Miyata and T. Tagawa: Application of local Approach to Quantitative Prediction of Degradation in Fracture Toughness of Steels Due to Pre-Straining and Irradiation, Journal de Physique IV, Colloque C6, supplément au Journal de Physique III, 6 (1996), pp. 235-244.
 - 98) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会: 建築鉄骨での脆性的破壊と鋼材破壊特性セミナー (第13回溶接構造要鋼材に関する研究発表会) テキスト, JWES-IS-9901, (1999), pp. 57-142.
 - 99) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会: 鋼材と溶接構造物の破壊性能セミナー (第14回溶接構造要鋼材に関する研究発表会) テキスト, JWES-IS-0301, (2003), pp. 115-227.
 - 100) F. Minami and K. Arimochi: Evaluation of Prestraining and Dynamic Loading Effects on the Fracture Toughness of Structural Steels by the Local Approach, Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, 123 (2001), pp. 362-372.

著者略歴

南 二三吉
 1978年3月 大阪大学工学部溶接工学科卒業
 1980年3月 大阪大学大学院工学研究科溶接工学専攻博士前期課程修了
 1980年4月 大阪大学助手 (工学部)
 1985年11月 工学博士 (大阪大学)
 1989年4月 西独カールスルーエ原子力研究所客員研究員 (9月末まで)
 1990年4月 大阪大学助教授 (工学部)
 1998年4月 大阪大学助教授 (大学院工学研究科)
 2002年4月 大阪大学教授 (大学院工学研究科)
 現在 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻構造化デザイン講座担当

※レビュー&トレンド「ワイブル応力を用いた破壊評価手法 - Part II」は、次号 (第75巻第6号) に掲載予定です。