

ローカルアプローチによる溶接構造 における脆性破壊評価*



PINEAU André**

Local Approach of Brittle Fracture in Metallic Welded Structures*

by PINEAU André**

キーワード

cleavage fracture, brittle fracture, local approach, Weibull stress, strength mismatch

1. はじめに

圧力容器や海洋構造物といった溶接構造物では、脆性破壊の危険性が十分に低いことを保証するために、安全性評価解析や欠陥評価が要求される。へき開型の脆性破壊は製造時の欠陥や供用中の腐食あるいは疲労により生じたき裂状欠陥から生じる。グローバルアプローチのすなわち破壊力学では、そうした欠陥からの破壊発生評価が行われるが、推定可能な範囲には様々な限定条件が要求される他、いくつかの問題を伴う。例えば、深い予き裂で評価した破壊靱性は、構造物中のき裂に比較すると、常に保守的に過ぎる¹⁾。また、母材、溶接金属および熱影響部の破壊靱性にはばらつきが大きいいため、信頼性解析のためには統計確率的な考え方が必要となる。著者²⁾や Beremin³⁾によって提案されたローカルアプローチでは、き裂先端の応力分布に粒径、介在物、炭化物の形態や寸法の分布、島状マルテンサイト (MA) の寸法分布あるいは空間分布といった溶接部特有の組織不均一とを結びつけ、破壊確率との関係を与えることができる。さらに、破壊メカニズムに基づくローカルアプローチでは、熱影響部に現れる組織変化が破壊抵抗に及ぼす影響の評価も可能となる。ここで得られる知見は、破壊靱性を改善するために制御目標とする組織形態や、靱性の最低値保証を行うための溶接手法のガイドラインにもつながるものである。

本稿では、構造用鋼とその溶接継手のへき開破壊靱性の解析に対してローカルアプローチの適用性を示していく。最初にローカルアプローチの基礎を簡単に紹介す

る。より詳しい内容は他⁴⁻⁷⁾を参照していただきたい。次にローカルアプローチの継手への応用を示す。これらの応用は基本的にフェライト鋼を対象としているが、オーステナイト系ステンレス鋼継手の割れ問題にも簡単に触れる。

2. へき開破壊のローカルアプローチ

2.1 緒言

多くのフェライト鋼において、へき開破壊応力 σ_c は温度に依存しないとされている。この結果は、へき開破壊は伝播支配^{(2, 5, 6-9)参照}であることを示している。へき開破壊の核となる微視き裂は塑性ひずみの存在によって生成するが、粒界といった組織的な障壁によって停留する。材料内に存在する最大の微視き裂が Griffith 条件を満足し、伝播開始するのが破壊発生であるので、へき開破壊応力 σ_c は

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\alpha a}} \quad (1)$$

となる。ここで E はヤング率、 γ_s は有効表面エネルギー、 α はき裂形状の関数、 a が微視き裂寸法である。式 (1) 中の各項は、 γ_s を除いて温度にほとんど依存しない。へき開型の脆性破壊におけるこの考え方は、最近アコースティックエミッション (AE) によって確認されている^{9, 10)}。しかしながら、この考え方はあまりに単純化されすぎており、損傷進行中に想定している各段階の詳細¹¹⁾まで説明できるものではない。また、へき開型の脆性破壊特有の特徴である統計確率的な観点はカバーできていない。

フェライト鋼のへき開破壊は、例えば粒界炭化物や MA あるいは介在物といった脆性的な第二相粒子にすべり変形が蓄積することで生じた微視き裂の動的伝播により引き起こされる。すなわちへき開破壊は次の3つの段

*原稿受付 平成22年12月1日

** Materials Science Laboratory, Mines ParisTech, UMR CNRS 7633, 91003 Evry Cedex, France

階を経て生じる (Fig. 1). ①すべり変形に誘発され, 第二相における微視き裂が生成, ②隣接結晶のへき開面に沿った微視き裂の伝播開始, ③1結晶のへき開き裂が粒界を横切り, さらに隣接結晶へ進展. 敢えて第4段階を設けるなら, それまでの3つの段階で生じたき裂前方に沿って生じている微視き裂の合体過程も考えるべきであろう. この第4段階は延性脆性遷移温度域では, 大きなエネルギー吸収を示す過程であり, 重要ではあるが過去あまり検討されてきていない.

第1段階は第二相粒子の大きさが $0.1\sim 1\mu\text{m}$ 以上の場合には, 応力に支配されている^{12, 13)}. 限界破壊応力 σ_d は最大主応力 σ_1 , Misesの相当応力 σ_{eq} , および降伏強度 σ_{YS} によって次式で与えられる.

$$\sigma_d = \sigma_1 + k(\sigma_{eq} - \sigma_{YS}) \quad (2)$$

ここで k は粒子形状の関数である. 同様の定式化は

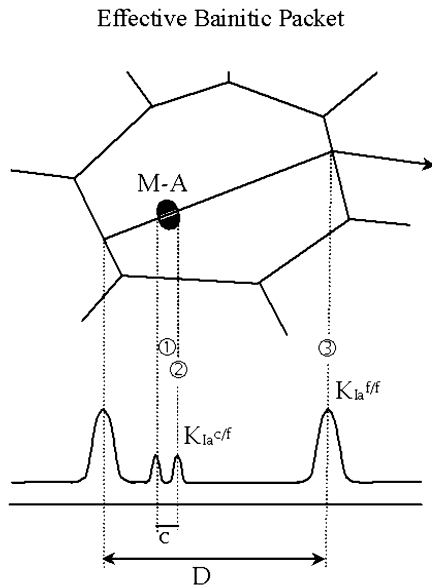
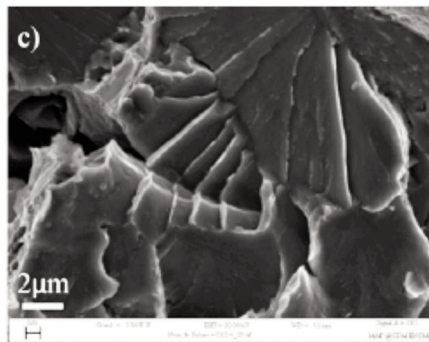


Fig. 1 介在物や第二相粒子 (島状マルテンサイト; MA) からの微視き裂の発生. 微視き裂はマトリックス/粒子 (c/f) 界面で停留し, マトリックスを進展した後, 結晶粒界 (f/f) で停留する. $K_{la}^{c/f}$ と $K_{la}^{f/f}$ はそれぞれの界面の破壊靱性.



Margolin et al.¹⁴⁾によっても示されている. σ_d の値は, 局所的な破壊靱性である $K_I^{c/f}$ や $K_I^{f/f}$ と同様に, 確率的に分布するものである (Fig. 1参照). 例えば, ベイナイト鋼ではパケット間の方位差が大きい場合に粒界でき裂停留を生じる^{9, 15-17)}といった研究が示されている. 粒径寸法の微視き裂の停留に最も有効な粒界は, Fig. 2に示すような大傾角粒界であるとされている [例えば 18-19を参照]. 第二相寸法や結晶粒径の分布も Fig. 3に示すように¹⁰⁾考慮されるべきであり, 図中の第二相と粒径の限界寸法 C^* , D^* は最大主応力 σ_1 を用いて次式で表される.

$$C^* = \left(\frac{\delta K_{la}^{c/f}}{\sigma_1} \right) \quad \text{and} \quad D^* = \left(\frac{\delta K_{la}^{f/f}}{\sigma_1} \right) \quad (3)$$

ここで δ は1に近い定数である.

再現 HAZ のベイナイト組織に関する実験では, へき開破壊は微小な MA ($\sim 1\mu\text{m}$) から発生していると報告⁹⁾されている. 低温では, これら MA からの微視き裂の発生が破壊の律速となっている. 対象温度が上がってくると, Fig. 4に示すように, パケット寸法の微視き裂が粒界を越えるか否かが律速段階となる. この状況はある特定の材料でしか確認されていなかったが, 最近 AE 技術を用いて別の材料に関しても確認されている¹⁰⁾. これらの観察は, 温度が異なると破壊メカニズムは必ずしも同一ではないことを示している.

2.2 確率的効果—Beremin モデル

式 (1) に示した Griffith の理論に基づけば, 局所的な破壊応力は微視き裂寸法の分布を反映して確率的にばらつくことになる. これが Beremin¹⁹⁾や Wallin²⁰⁾が提案したへき開破壊の確率モデルの基礎となる. 微視き裂の寸法分布が単純なべき乗関数 $g(a)$ で表されると仮定し, 最弱リンク概念を用いると, 基本単位体積 V_u の破壊確率 $p(\sigma)$ は次式でとなる.

$$p(\sigma) = \int_{a_c(\sigma)}^{\infty} g(a) da \quad (4)$$

ここで $a_c = 2E\gamma_s/a\sigma_1^2$ である. 均一と見なし得る体積 V ($V \gg V_u$) の破壊確率は式 (4) を基に簡単に導くことができる (文献³⁾を参照のこと). 式 (4) における問題は, 関数 $g(a)$ をどうやって決めるかという点にある. へき開破

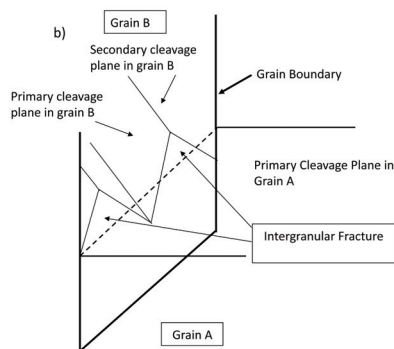


Fig. 2 a) ねじれた方位の結晶間の粒界を粒内へき開き裂が横切る様子, b) 粒界 (左の垂直面) を1次へき開き裂 (右の結晶 A から左の結晶 B へ伝播する右側の水平面) が横切るスケッチ. 結晶 B では2つのへき開面が活動しており, 微小な粒界ファセットによって1次き裂につながっていく.

壊が第二相に生じた微視き裂の伝播段階に律速される場合、この関数 $g(a)$ は金属組織学的に決定される。第二相に生じた微視き裂は組織観察から観察されているが、この観察より二つの知見が得られている。微視き裂長さの分布関数は指数関数あるいはべき乗関数にほぼ従う（例えば^{21, 22}参照）。低合金圧力容器鋼において実測された M_2C や M_3C といった炭化物寸法の分布関数の例を Fig. 5 に示す。この分布関数は $g(a) = \lambda a^{-n}$ で近似が可能で²²、この関数系を用いると、脆性破壊の破壊確率を記述するのに適したワイブル分布をうまく導くことができる²³。

上述のアプローチは、へき開型の脆性破壊に対する破壊靱性、すなわちき裂からの破壊をモデル化するのに応用可能である。き裂先端で局所の高応力を生じる破壊プロセスゾーンは、き裂先端前方 $2 \times CTOD$ 程度の領域と

なる (Fig. 6) ことが知られている。また、次の関係も知られている。

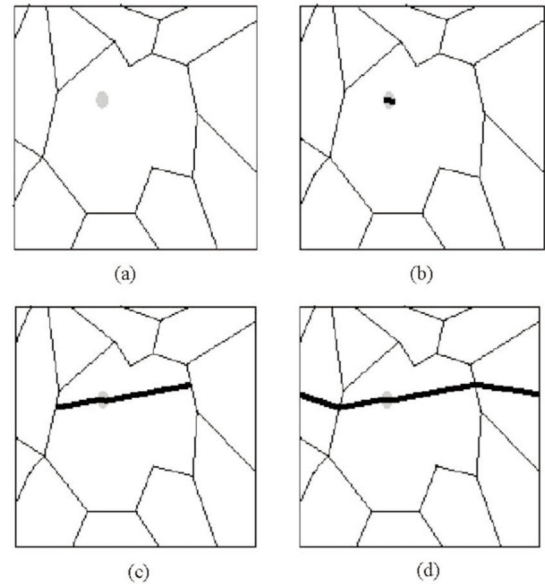


Fig. 4 へき開破壊に及ぼす微視組織学的障壁の効果の模式図：a) 損傷前, b) 粒子における微視き裂生成, c) 粒子/マトリクス界面を横切る微視き裂伝播とパケット境界での停留, d) 最終破壊につながるパケット境界を横切るき裂進展²⁾

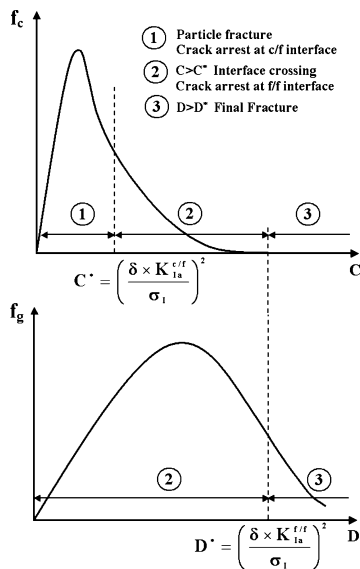


Fig. 3 へき開破壊の複数障壁モデル。3つの基本的な過程 (1: 粒子破壊, 2: c/f 界面を横切るき裂伝播と f/f 界面における停留 ($C > C^*$), 3: 最終破壊につながる f/f 界面を横切るへき開き裂伝播 ($D > D^*$), 粒子寸法と粒径それぞれの分布は f_c - C および f_g - D 曲線にそれぞれ対応する¹⁾。

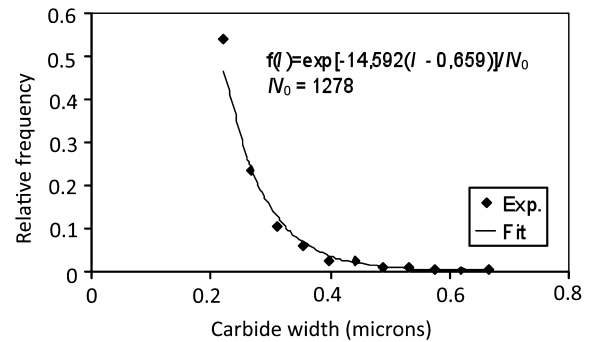


Fig. 5 低合金圧力容器鋼の炭化物寸法分布²²⁾

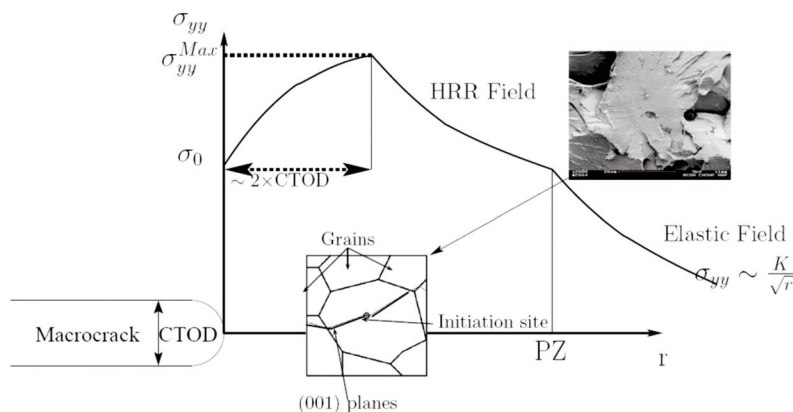


Fig. 6 小規模降伏 (SSY) 状態における鈍化き裂前方の応力場の変化。HRR 応力場^{29, 30)}は引張応力が $(1 + \pi/2)\sigma_0$ を越える塑性域中の応力分布を表す。へき開破壊発生源の結晶粒の位置も模式的に書き加えてある²⁵⁾。

$$CTOD \simeq K^2 / E \sigma_{YS} \quad (5)$$

この関係と特異応力場の双方より、最大引張応力 $\sigma_{\text{max}}^{\text{max}}$ は $(1 + \pi/2)\sigma_{\text{YS}}$ すなわち概ね降伏強度の3倍となっていることが推定できる。もちろん、この解析は連続体を仮定したものであり、CTODが結晶粒径よりもはるかに大きい場合の話である。そうでない場合には、参考文献^{24, 25)}にあるような、結晶塑性を考慮するべきである。

指数関数を用いた最弱リンク概念にき裂先端の応力場を適用することで、Beremin³⁾はワイブル応力概念を導き、破壊確率を次式で算定した。

$$P_R = 1 - \exp \left[- \frac{\int_{V_p} \sigma_1^m \frac{dV}{V_u}}{\sigma_u^m} \right] \quad (6)$$

ここで、体積積分の範囲は塑性域全体であり、この積分項がワイブル応力である。ワイブル形状係数は $m = 2\beta - 2$ であり、微視き裂の分布を表す指数関数の係数 β に基づく。ワイブル尺度係数 σ_u は

$$\sigma_u = (m/2\lambda)^{1/m} (2E\gamma_s a)^{1/2} \quad (7)$$

で与えられる。 σ_u は代表体積のへき開破壊強度という意味を持つが、式(7)よりこれが有効表面エネルギーに関係したものであって、破壊プロセスゾーン内の微視き裂寸法に直接依存するものではないということがわかる。微視き裂の分布関数をべき乗関数でなく指数関数で近似すると、結果として式(6)のようなワイブル関数にはならない。この場合、破壊確率関数は二重指数関数になり、Gumbel型の関数²¹⁾となる。ワイブル応力概念は今ではISO規格として実験室試験片と実構造の破壊限界を対応づけることに用いられている²⁶⁾。式(6)中の分母にある σ_u は式(1)の有効表面エネルギーに関わるはずであり、温度の増加関数であるべきである。しかし、原子力分野で広く使われているA508鋼では、シャルピー靱性 K_{CV} が

60 J 以下、あるいは K_{IC} が $100 \text{ MPam}^{1/2}$ 以下といった延性脆性遷移下部棚温度域においては、 σ_u はかなり幅広い温度域において一定と取り扱えることが示されている。

き裂先端の応力場に小規模降伏 (SSY) の仮定をおくと、式(6)を Fig. 6 のようなき裂先端の応力場にそのまま適用することができる。通常の靱性試験片のように貫通き裂を有する場合、破壊靱性の確率分布は K_{IC} を用いて次式のように表すことができる。

$$P_R = 1 - \exp \left[- \frac{K_{IC}^4 B \sigma_{YS}^{m-4} C_m}{\sigma_u^m V_u} \right] \quad (8)$$

ここで B はき裂前縁の長さ、 C_m は材料のひずみ硬化の関数で、材料が決まれば定数と取り扱える。この式(8)はある破壊確率に対する期待値として、 K_{IC} の板厚効果を $K_{IC}^4 B$ (or $J_{IC}^2 B$) と与えるものである。この考え方は Wallin²⁷⁾ によって提案されたマスターカーブ法に用いられており、ASTM規格²⁸⁾にもなっている。ただし、式(8)はき裂先端に HRR 応力場^{29, 30)} の存在を仮定していることに注意が必要である。巨視的な組織不均質を有する材料を取り扱った最近の研究では、Bereminモデルはさらに拡張されている³¹⁾。溶接継手を考える場合、き裂前縁は均質体ではない。マトリックス中に別材質の segregated zone (SZ) が含まれている状況を考える。SZの降伏強度、破壊特性パラメータは添字1で示し、添字bで示すマトリックスとは値が異なる。SZがき裂前縁に分布している状況は Fig. 7 中の挿入図に模式的に示している。これらがポアソン分布で存在していると仮定すると、試験片板厚 B に対してき裂前縁を n 個の SZ が占める確率は次式となる。

$$P_{\text{int}} = \exp(-\theta B l) \frac{(\theta B l)^n}{n!} \quad (9)$$

ここで θ は SZ の面積率であり、 l は平均厚さ \bar{e} を有する

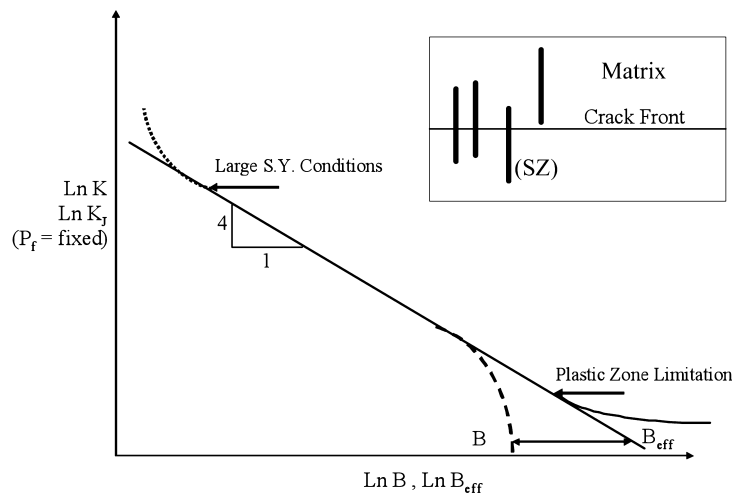


Fig. 7 き裂前縁を横切る segregation zone (SZ) の影響に関する模式図。ある累積破壊確率に対する破壊靱性の板厚効果。勾配 1/4 の直線は均質材に対するものであり、有効板厚 B_{eff} と実際の板厚 B との間の対応を示している。破線は不均質材の場合であり、右上に示しているような、き裂前縁に SZ が分散している状況を想定している。

SZの平均長さである。こうした場合の累積破壊確率は次式で表される有効板厚 B_{eff} を考えると式 (8) と同様に表すことができる。

$$B_{\text{eff}} = B \left[\left(1 - \frac{e_{\text{eff}}}{B} \right) + \frac{e_{\text{eff}}}{B} \left(\frac{\sigma_1^{m_1-2}}{\sigma_b^{m_1-2}} \right) \left(\frac{\sigma_{\text{ub}}^m}{\sigma_{\text{ul}}^m} \right) \left(\frac{C_m^l}{C_m^b} \right) \right] \quad (10)$$

ここで、 $e_{\text{eff}} = P_{\text{int}} n \bar{e}$ である。

このような場合、 $K_{\text{Ic}} B$ (or $J_{\text{Ic}} B$) で表される板厚効果もはや成り立たず、Fig. 7に模式的に示すように、均質体の板厚効果からSZを有する不均質体へシフトすることになる。Fig. 7はBereminモデルに基づくものであり、式 (8) にはカットオフパラメータは直接現れていないものの、へき開破壊のプロセスゾーンとして塑性域を前提としているために、解析では必然的に破壊下限を設定したことになる。数値解析ではこのプロセスゾーンはき裂先端の有限要素法メッシュによって定義されることになる。

多層溶接における局所脆化域 (LBZ) の存在を考慮するために、Sainte Catherine et al.^{32, 33)}は、Bereminモデルにマクロ的不均一の効果を持ち込んだ。彼らは多層溶接HAZでLBZが存在すると破壊靱性が極端に低下するが、き裂前縁に存在する粗粒域の割合が増加してくると靱性低下の割合は緩やかとなることを予測した。ローカルアプローチに基づくこれらの予測は、実験結果とかなりよく一致している。

2.3 大規模降伏状態とひずみ補正

式 (8)、式 (10) に示した解析解は、き裂先端にHRR応力場^{29, 30)}の存在する小規模降伏 (SSY) 状態を仮定したものであり、小型の実験室試験片の靱性評価、特に延性脆性遷移領域の試験結果に直接用いることはできない。降伏規模が拡大すると塑性拘束が緩和されるが、Fig. 8はワイブル応力に及ぼす降伏規模の影響を模式的に示した

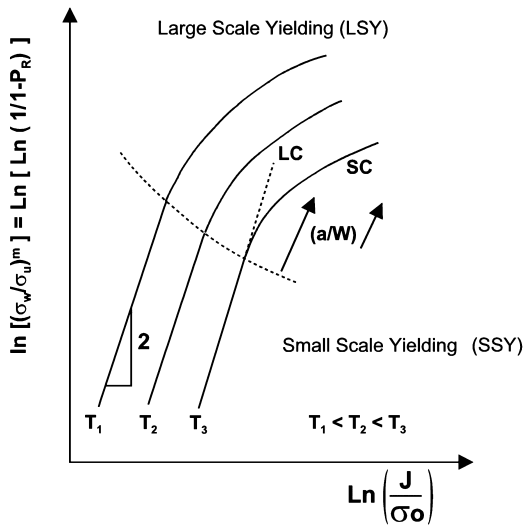


Fig. 8 温度 T_1, T_2, T_3 における J/σ_0 の累積破壊確率の模式図。破線より上でSSYからLSYへ遷移する。予き裂が長い場合 (LC) と短い場合 (SC) の違いも同時に示している⁴⁾。

ものである。この図では、想定した三温度 ($T_1 < T_2 < T_3$) において試験片がSSY状態からLSY状態となった場合の見かけの破壊靱性のばらつきの変化を示している。ただし、へき開破壊に先立つ安定き裂進展は想定していない。破壊靱性に及ぼすき裂深さの影響⁴⁾も塑性拘束の観点では同じであり、き裂深さが破壊靱性に及ぼす影響もこの図から類推可能である。

延性脆性遷移温度域でのへき開破壊に関する別の問題は、へき開破壊機構における塑性ひずみの影響である。多くの研究者が変形した結晶中のへき開き裂発生は、ひずみによって生じにくくなることを示している (例えば^{2, 3, 34-36)}を参照)。このため、Bereminモデルに対して、ひずみ効果の補正をワイブル応力の計算に盛り込んだ。

$$\sigma_w = \left[\int_{\text{PZ}} \sigma_1^m \exp\left(-\frac{m\varepsilon_1}{\eta}\right) \frac{dV}{V_u} \right]^{1/m} \quad (11)$$

ここで、 ε_1 は主ひずみ、 η は定数で2に近い値である。

ただし、塑性ひずみがへき開破壊に及ぼす影響としては、次の2つの相反した効果が指摘されている。①微視き裂の生成を促す有害な効果、②既に発生した微視き裂の鈍化により無害化効果。両効果はBordet et al.^{37, 38)}によって検討されている。

へき開破壊確率は一般に次式で考えられる。

$$P_K = P_{\text{nuc}} \times P_{\text{prop}} \quad (12)$$

ここで P_{nuc} は微視き裂の生成確率、 P_{prop} は微視き裂の伝播確率である。Bordet et al.^{37, 38)}は修正ワイブル応力 σ_w^* を次式で表した。

$$\sigma_w^* = \left\{ \int_{\text{PZ}} \left[\int_0^{\varepsilon_{p,u}} \frac{\sigma_{\text{YS}}}{\sigma_{\text{YS},0}} (\sigma_1^m - \sigma_{\text{th}}^m) \exp\left(-\frac{\sigma_{\text{YS}}}{\sigma_{\text{YS},0}} \times \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_{p,0}}\right) d\varepsilon_p \right] \frac{dV}{V_u} \right\}^{1/m} \quad (13)$$

ここで、 $\sigma_{\text{YS},0}$ および $\varepsilon_{p,0}$ は参照降伏強度および塑性ひずみである。例えば塑性ひずみによって微視き裂生成が抑制され、比率 $\sigma_{\text{YS},0} \times \varepsilon_{p,0} / \sigma_{\text{YS}}$ が大きくなると、式 (13) の σ_w^* は次式のように簡単になる。

$$\sigma_w^* = \left\{ \int_{\text{PZ}} \left[\int_0^{\varepsilon_{p,u}} \frac{\sigma_{\text{YS}}}{\sigma_{\text{YS},0}} (\sigma_1^m - \sigma_{\text{th}}^m) \right] \frac{dV}{V_u} \right\}^{1/m} \quad (14)$$

この式は破壊下限応力 σ_{th} を導入していることを除くと、Bereminモデルに極めて類似している。最近、Ruggieri³⁹⁾もまた、ワイブル応力にひずみ修正項を導入した。これもここで示した式と類似したものである。

へき開き裂の不安定伝播に先立ち安定な延性き裂が介在する場合、脆性破壊を予測できる解析式はない。しかし、そうした場合でも数値計算を工夫することで、Bereminモデルは破壊確率の数値計算に用いることができる。安定き裂進展に関してはへき開破壊とは別の破壊条件が必要であり、この目的にいくつかのモデルが提案

されている^{5, 7}。これらのモデルにより、延性脆性遷移域において多く現れる安定き裂を介したへき開破壊を記述・確認した例は非常に少ないが、Vノッチシャルピー試験での延性脆性遷移を数値的に再現することが可能であるとする研究が压力容器鋼に関して報告されている^{40, 42}。2¹⁴Cr-1Mo鋼に対して計測されたJ-Δa曲線をもとに、延性脆性遷移を説明する研究⁴³も特記に値するものである。

3. 溶接部への適用

3.1 緒言

溶接構造の安全性評価においては、破壊力学が主に用いられている。しかし、破壊力学にはその適用に多くの制約条件がある。特に、破壊力学パラメータを溶接継手に適用する場合、Toyoda and Praunseis⁴⁴が示しているように、多くの問題を生じ得る。溶接継手に対して破壊力学を適用する場合の主な問題点は以下の三点である。

- ①金相学的不均質、強度や破壊抵抗のミスマッチ効果をもたらす機械的性質の変化
 - ②熱履歴による残留応力と溶接変形
 - ③溶接欠陥や応力集中部に関連する形状不連続の存在
- こうしたことを背景に、特に日本において、多くの技術者・研究者が溶接継手の破壊抵抗の評価（例えば⁴⁵を参照）にローカルアプローチを発展させた。残留応力が脆性破壊に及ぼす影響の予測に関して、異なる手法を比較した最近の研究^{46, 47}は特記に値する。この研究では、Bereminモデルに基づく確率的アプローチによる破壊限界評価とFADに基づくBS7910⁴⁸やR6⁴⁹による破壊限界評価を比較している。継手に存在する引張残留応力は、供用中の载荷と重畳し、特に下部棚温度域では破壊促進として働くため、残留応力の影響を考慮することは非常に重要となる。残留応力と負荷応力の両者がき裂先端に及ぼす相互作用は、BS7910やR6^{48, 49}といったコードでは2次的応力拡大係数として巨視的に考慮はしているものの、ローカルアプローチを用いることで、さらに多くの知見が得られる。

冒頭でも述べたように、Bereminモデルは破壊靱性の予測だけでなく、溶接継手のような不均質材料におけるき裂経路を予測することも可能である。材料の降伏強度は確定論的既知量であるが、局所破壊パラメータ (m, σ_u) は空間的に分布している。これはき裂周りの小角区間ごとに式(8)の値を計算することで、確率密度関数が算定できることを意味している。Becker et al.⁵⁰がこの手法を傾斜機能材料の研究に応用した最初である。さらに最近では、き裂面に垂直に温度勾配を有する場合の脆性き裂経路の解析に対して、Bezensek and Banerjee⁵¹が同様の手法を用いている。これらの研究では、Bereminモデルは実験結果によく一致している。

3.2 金属学的要因の影響

溶接界では、多くの研究者が溶接継手のHAZにおける破壊予測にローカルアプローチを用いている（例えばCardinal et al.¹¹）。彼らは2種類の溶接継手に対して、母材、溶接金属およびHAZそれぞれの特性値を求め、

HAZの局所破壊パラメータ (m, σ_u) が母材あるいは溶接金属と大きく異なることを示している。

同様の検討は海洋プラットホームに用いられる高強度低合金鋼についても行われている¹⁹。この研究では、母材の靱性を再現HAZの靱性と比較している。グリーブル試験機を用い異なる冷却速度で製作した2種類のCG-HAZ (Coarse grained HAZ) に加え、ダブルサイクルにより $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態を生じさせた再熱CG-HAZ (ICCG-HAZ) も含めて検討している。詳細は原著⁹を参照して頂きたいが、これらの熱処理により材料の組織は大きく変化している。HAZベイナイト組織は、旧 γ 粒界やベイナイトパッケージ境界に沿って、異なる量のMAを生じている。これらMAは十分に低温で破壊試験を行った場合のみ、へき開型の脆性破壊の核となる。これら材料の破壊靱性は板厚10mmの3点曲げ試験片で評価したが、その温度依存性をFig. 9に示す。図では、へき開破壊に先立ち延性き裂を生じなかったデータのみを示している。図中には、Bereminモデルにより求めた累積破壊確率10%および90%の予測線も示している。この推定では、 V_u はいずれの場合も $100^3 \mu\text{m}^3$ 、(m, σ_u)は母材に対して $m=27$ 、 $\sigma_u=2158 \text{ MPa}$ 、CG-HAZ-25sに対しては $m=20$ 、 $\sigma_u=2670 \text{ MPa}$ 、ICCG-HAZ-25sに対して $m=20$ 、 $\sigma_u=2351 \text{ MPa}$ 、CG-HAZ-120sに対して $m=20$ 、 $\sigma_u=2085 \text{ MPa}$ としている。これらの値は3D-FEMを併用して求めたものである。最も脆性的な組織であるICCG-HAZおよびCGHAZ-120sで現れた最も低い m 値および σ_u 値は、MAの量に関連して検討されている。Fig. 9は、Bereminモデルが熱影響による破壊靱性の変化を表現可能であることを示している。

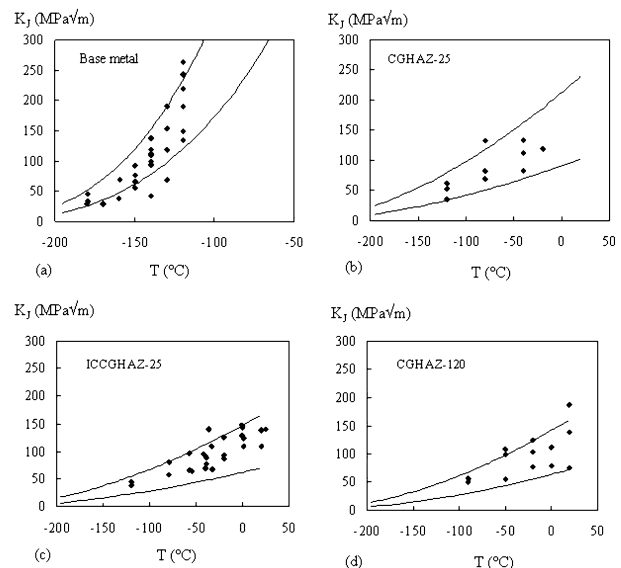


Fig. 9 再現 HAZ における破壊靱性の温度依存性。実験結果（プロット）と累積破壊確率 10% および 90% に対応する Beremin モデルの予測値（2つの曲線）を比較したものである。a) 母材, b) CGHAZ-25s, c) ICCGHAZ-25s, d) CGHAZ-120s, 25s あるいは 120s という数字は、800~500 度の冷却時間（秒）を示している^{4, 9}。

3.3 予ひずみ、ひずみ速度および溶接残留応力の影響

PWHTを行っていない場合は、溶接は残留応力をもたらす。荷重速度 dK/dt が増加すると、延性脆性遷移曲線は高温側にシフトすることはよく知られている。この遷移温度上昇量は式 (8) から類推されるように、降伏強度の上昇から定性的に解釈できるが、これが A508 压力容器鋼に関して検討されている⁵³⁾。

地震による外力により脆性破壊が誘発される場合、その主な要因は予ひずみと動的負荷である。これらの要因が構造用鋼の破壊靱性に及ぼす影響に関しては Minami and Arimochi⁵³⁾により 490 MPa 級鋼に関して報告されている。その結果によると、Fig. 10 に模式的に示すように限界 CTOD は予ひずみと動的負荷の両要因の重畳により極端に低下するとしている。

Beremin モデルを用い、溶接部のへき開破壊靱性に及ぼす残留応力の影響をモデル化した研究は多く報告されている (例えば Matos and Dodds⁵⁴⁾)。この研究では、へ

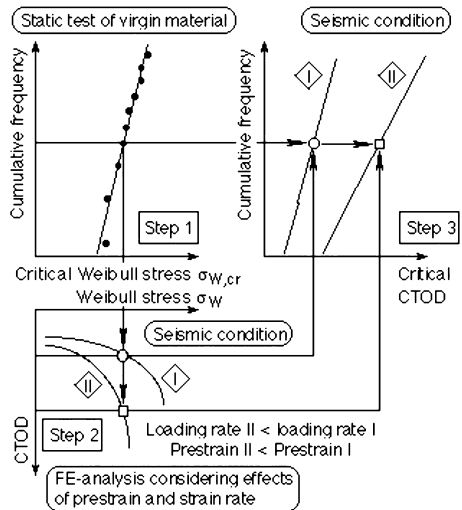


Fig. 10 Beremin モデルに基づく高荷重速度 (地震を想定) 下における破壊靱性低下の予測手法。条件 I と条件 II は異なるひずみ速度もしくは異なる予ひずみ量に対応している⁵³⁾。

き開破壊の下限応力を考慮したワイブル応力モデルを用いている。このモデルにき裂状欠陥を有する継手の 3D-FEM を併用し、梁への曲げモーメント増加に対する累積破壊確率の変化を定量的に与えている。この研究では、特に低破壊確率の範囲で、残留応力の悪影響が顕著であるとしている。

3.4 ステンレス鋼溶接部の再熱割れ

オーステナイト系ステンレス鋼は、その優れたクリープ抵抗や耐酸化性から高温部材に広く用いられている⁵⁵⁾。オーステナイト系ステンレス鋼の溶接継手は、500℃ から 700℃ に再加熱されると、HAZ 域に粒界き裂を生じることがある。この温度域では、溶接残留応力はクリープ変形により緩和されるが、溶接中に極端に変化している HAZ 組織の場合は、十分なクリープ変形を生じることができず、き裂を生じ得る。このき裂は再熱割れと呼ばれ、1950年代に Nb 安定化オーステナイト系ステンレス鋼 AISI347^{56, 57)}で最初に認識された。

AISI 304H 鋼の溶接継手において観察された再熱割れの一例を Fig. 11 に示す⁵⁸⁾。固溶炭素安定化ステンレス鋼では、溶接中に初期炭化物 (TiC, NbC) が分解し固溶した炭素が、600℃ 付近で溶接中に導入された転位を核として粒界に二次炭化物として細かく析出してくる。長い間、600℃ に加熱された HAZ に生じる低延性粒界割れはひずみに誘起されて析出した炭化物の析出硬化によると信じられてきた。非安定型のオーステナイト系ステンレス鋼の場合は、炭化物が存在しないため再熱割れの感受性は低い⁶¹⁾が、316H 厚板溶接継手⁶²⁻⁶⁵⁾の場合には、再熱割れを避けるのは困難なようである。炭素組成の低い 316L 鋼 や 316L/N 鋼 であっても、この種の割れを生じ易い傾向にある。また、316H ステンレス鋼では、再熱割れに及ぼす予ひずみ効果に加え、粒界き裂感受性自体に生成した $M_{23}C_6$ 炭化物や粒界へのリン偏析が強く影響している⁶⁴⁾とされている。

クリープ損傷やクリープ変形に及ぼす予ひずみの影響を予測するモデルは、ローカルアプローチ手法の延長上として提案されている^{66, 67)}。これらモデルの紹介は、本稿では割愛する。ローカルアプローチはそもそも脆性破壊に対して考え出されたモデルではあるが、残留応力によ

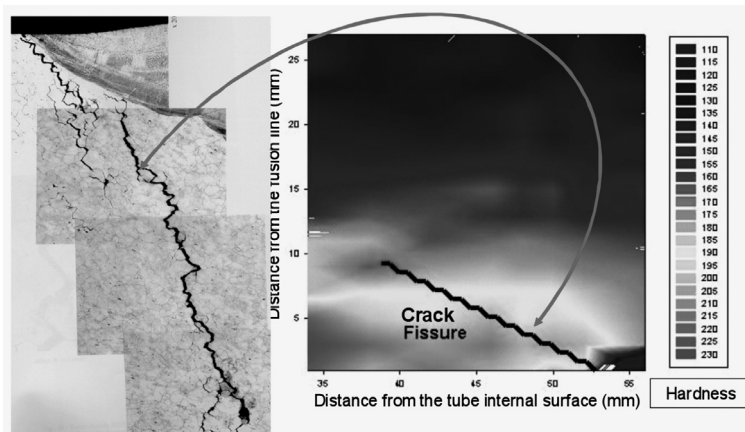


Fig. 11 オーステナイト系ステンレス鋼の溶接継手における再熱割れの様子⁵⁸⁾。

る応力多軸度の効果は、他の破壊形態であっても鍵となる場合が多くあり、この点では応用が可能であると言える。

再熱割れに関する Dhooge のレビュー⁶⁰⁾によると、再熱割れ感受性の影響因子は、板厚、切欠きの存在、溶接欠陥、粒界、硬さおよびひずみ誘起の析出物であるとされている。厚板部材では多層溶接が要求され、熱影響部は高いレベルの予ひずみを受けることで延性が低下するため、板厚の影響は大きい。再熱割れ感受性の評価や適切な PWHT 条件を見つけるために、FEM で求めた残留応力^{68, 69)}を基に Spindler の多軸応力損傷モデル^{66, 70)}を用い、応力緩和中の粒界破壊の定量化も行われている。しかし、最近の研究⁶⁵⁾では、Spindler のモデルでは考慮されていない溶接誘起予ひずみがクリープ変形に支配的であることが指摘されている。一方、316L (N) 鋼に対して提案された構成式と粒界損傷モデル⁶⁷⁾では、これらの効果を考慮には入れているものの、実際の溶接再熱割れに対しては未だ有効性が検証されていない。

3.5 溶接部および界面におけるミスマッチ効果

溶接金属と母材との硬さの違い（強度ミスマッチ）、あるいは破壊特性の違い（靱性ミスマッチ）は、溶接構造の強度に多大な影響を与えることが知られている（例えば⁷¹⁻⁷³⁾参照）。工学的モデルを用いた簡単な解析的予測は Schwalbe⁷⁴⁾により提案されており、ミスマッチ効果を定性的には説明し得る。

強度ミスマッチが継手の破壊靱性に及ぼす影響は、特に日本において研究が進んでおり、多くの実験結果とローカルアプローチを用いた理論的検討が行われている。強度ミスマッチが靱性に及ぼす影響は、き裂位置や方向だけでなく、き裂先端が母材にあるのか溶接金属にあるのかに依存する。ここでは、最初にき裂がミスマッチ界面に平行な場合に関して紹介した後、界面と垂直方向から接近するき裂の問題を解説する。

き裂が溶接金属中に位置する場合の強度ミスマッチ効果に関して最初に系統立った実験・解析結果を報告したのは、Minami et al.⁷⁵⁾である。彼らは同一の溶接金属と溶接入熱で作成した X65 鋼および X80 鋼それぞれの溶接継手に関して靱性遷移を検討した。母材強度差を反映して、X80 鋼継手はイーブンマッチ ($\sigma_Y^{WM}/\sigma_Y^{BM} = 0.98$)、X65 鋼継手はオーバーマッチと ($\sigma_Y^{WM}/\sigma_Y^{BM} = 1.17$) となっている。疲労き裂は溶融線から 1 mm 離れた溶接金属側とし、三点曲げ靱性試験 (3PB) の他、両側き裂引張試験 (DENT) を実施している。Fig. 12 が -50°C での限界 CTOD の累積破壊確率の結果である。図中の δ_c と δ_u は不安定破壊を生じた際の安定き裂進展量が 0.2 mm 未滿か否かに対応しており、 δ_m は最大荷重に対応した CTOD である。Fig. 12 は 3PB と DENT の両試験片において X65 鋼のオーバーマッチ継手の限界 CTOD を X80 鋼のイーブンマッチ継手と比較したものであり、オーバーマッチ継手の方が高靱性となっており、その傾向は曲げ試験片に比較して引張型で顕著である。Minami et al.⁷⁵⁾は、さらにローカルアプローチを用いた解析により、この実験結果を説明した。Xia and Shi^{76, 77)}の手法に類似した手法ではあるが、Gurson-Tvergaard model^{78, 79)}

を基礎としたセルモデルを用いた延性き裂進展解析を行い、進展するき裂先端に Beremin theory³⁾を適用した。これらの結果は強度ミスマッチの効果は、低強度材が隣接することによる拘束緩和効果、あるいは曲げ試験片に対して引張型試験片で生じる拘束緩和効果により容易に説明できることを示している。

Ruggieri³⁹⁾もまた、ローカルアプローチを用いミスマッチ効果を取り扱うことを最近検討している。この研究では、溶接金属中にき裂を想定し、母材と溶接金属の 2 材料からなる構成に簡略化し HAZ は考慮から外している。解析では、無次元化ワイブル応力（溶接金属および母材といった局所的な降伏強度で割ったワイブル応力）をき裂先端近傍の破壊の駆動力としてとらえ、き裂を含んだ継手のへき開破壊に関して、継手のミスマッチ比 MY ($=\sigma_{YS}^{WM}/\sigma_{YS}^{BM}$) とを関係づけた。これらの状況は Fig. 13 に模式的に示すように、ミスマッチや塑性拘束の程度によって、グローバル荷重パラメータ（計測される J 値）に対して異なる値を与える。Fig. 13 では、記号 A がイーブンマッチ（母材）、記号 B がオーバーマッチに対応している。様々なミスマッチ比 MY の場合が検討され、Beremin モデルに基づく予測と実験結果との比較が Minami et al.⁷⁵⁾により報告されている。Fig. 14 がその抜粋で、API X80 鋼の結果である。これらの結果は -5°C の三点曲げ試験片で得られたものであり、Fig. 14 (a) では

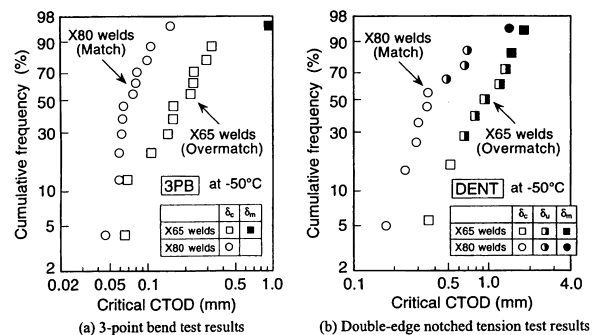


Fig. 12 へき開破壊の発生時の限界 CTOD に及ぼす強度ミスマッチ影響。二種類の試験片の結果で (a) 3点曲げ試験結果、(b) 両側切欠き引張試験結果⁷⁵⁾。

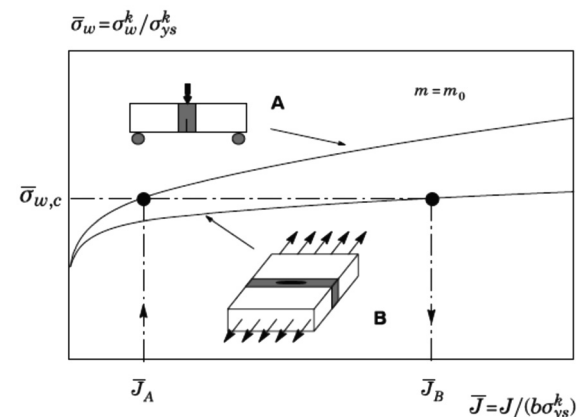


Fig. 13 負荷形態、ミスマッチの異なる場合にワイブル応力概念に基づき破壊靱性を補正する手法³⁹⁾。

限界 CTOD の結果を J 換算して示している。溶接継手で一般的な 10% のオーバーマッチはイーブンマッチに比較して、かなり J_c 値を増加させる。オーバーマッチ、イーブンマッチの両ケースとも、Fig. 14 (b) に示すようにバラツキが大きく、図で近似しているワイブル分布は第一近似的なものである。この研究では式 (8) に破壊の下限値を設定していない。そのため、 J_c の小さな領域で、ワイブル係数の理論的予測である勾配 2 から外れたと思われる。ただし、この結果ではマッチングを変化させるために異なる溶接金属を用いており、強度ミスマッチの影響だけでなく、靱性ミスマッチ⁸¹⁾の影響も重畳した結果となっている点に注意が必要である。

き裂が溶接金属内にある場合に、母材と溶接金属の強度マッチングが靱性に及ぼす影響を Beremin モデルを用いて予測したのが Fig. 15³⁹⁾である。この図では、イーブンマッチ ($M_y=1.0$) すなわち母材に対する J 値を J_{Even} 、オーバーマッチの継手靱性試験片の J 値を J_{Over} とし、ワ

イブル応力 $\bar{\sigma}_w$ が等しい場合の両者の関係を算定したものである。ここではワイブル形状係数 m を 5, 10, 15, 20 とした計算結果を示している。これらの結果は、溶接継手の強度ミスマッチが破壊靱性に及ぼす影響は、特にき裂が深い ($a/W=0.5$) 場合に強いことを示している。オーバーマッチによる応力のシールド効果は、Fig. 15 (a), (b) の結果に現れており、オーバーマッチの程度が 10% から 20% に増加すると、母材靱性 J_{Even} に対して溶接継手の J_{Over} 値の増加が顕著になっている。これは Minami et al.⁸⁰⁾の結果と一致する傾向である。これに対して、 $a/W=0.2$ の三点曲げ試験片での結果は少し異なっている (Fig. 15 (c), (d))。 $a/W=0.2$ の場合、ミスマッチ 10% と 20% の J_{Over}/J_{Even} 比は $a/W=0.5$ の場合と比較して、ワイブル形状係数 m への依存性が小さい。これらの結果は溶接部への欠陥評価におけるワイブル応力に基づく手法の有用性を示すものである。

実際の継手では、き裂は溶接金属と母材の間、すなわ

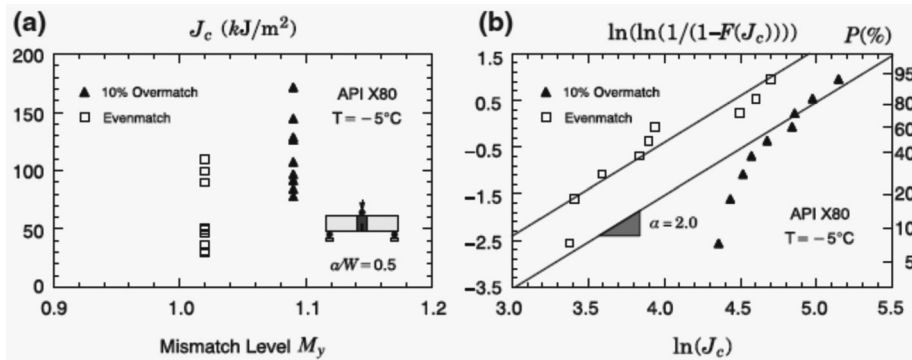


Fig. 14 (a) API X80 鋼の破壊靱性の実験値、 -5°C において 2 種類のミスマッチレベルを有する溶接継手に深い予き裂を導入した三点曲げ試験片による (Minami et al.⁷⁵⁾). (b) 三点曲げ靱性試験結果のワイブル分布 (出所; Ruggieri³⁹⁾)

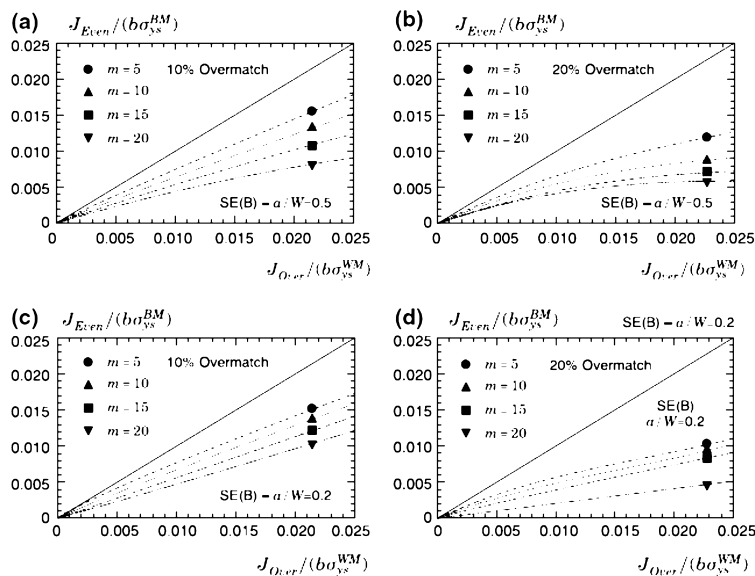


Fig. 15 継手マッチングを想定した場合の母材靱性からの継手靱性補正曲線、三点曲げ靱性試験片において深い予き裂 (a), (b) と浅い予き裂 (c), (d) でマッチングレベルとワイブル形状係数を変えた計算結果 (出所; Ruggieri³⁹⁾)

ち HAZ に存在し、HAZ 組織において局所的に変化している特性値を考慮する必要がある。従って、状況ははるかに複雑であり、ローカルアプローチを用いてこの問題の詳細を取り扱った例は多くはないが、Ohata et al.⁸²⁾の研究は特記に値する。この研究では大きく特性の異なる鋼板（材料 S, $\sigma_{YS} = 283 \text{ MPa}$, 材料 H, $\sigma_{YS} = 533 \text{ MPa}$)の接合部の靱性を評価している。実際の溶融溶接に現れる金相学的な問題を避けるために拡散接合を用い接合体を作成し、接合界面近傍（距離 1 mm）の材料 S 側および材料 H 側に予き裂を界面と平行に導入し、それぞれの場合の靱性を三点曲げ試験により評価した。き裂は材料 S 側に導入した場合の試験温度は -20°C 、き裂導入位置が逆側、すなわち H 側にき裂を導入した材料は試験温度は 50°C と異なるが、それぞれにおいて、き裂を導入した材料の母材からの靱性変化を検討している。限界 CTOD の評価結果を Fig. 16 に示すが、オーバーマッチの場合に拘束が上昇し、靱性に対して有害な効果を与えることが明確にわかる。さらに彼らは Beremin モデルを用い、Fig. 17 のように、この効果を説明した。Fig. 16 (b) 中の限界 CTOD が高い領域に現れた硬質材料から軟質材料へのき裂の偏向は Fig. 17 (b) の解析では考慮されていない。Beremin モデルでこのき裂偏向がどの程度記述でき

るかは、興味ある点である。Bezensek and Banerjee⁵¹⁾によっても示されているように、き裂先端からの方向角区間でワイブル応力を計算すると、き裂経路の予測も可能となる。ただし、溶融線を有する実際の溶接継手のモデル化には、さらに検討が必要である。

2 材料接合体のき裂問題に関しては、多くの研究がある。界面に垂直なき裂の応力分布に関しては、弾性体を想定した Zak and Williams⁸³⁾の検討、弾塑性体に対しては Romeo and Ballarini⁸⁴⁾の研究が挙げられるが、いずれもグローバルアプローチ（破壊力学）に基づいている。この問題にローカルアプローチを用いた検討⁸⁵⁾もある。この研究における対象問題の模式図を Fig. 18 に示す。ヤング率、ポアソン比、ひずみ硬化指数は等しく、降伏強度のみが異なる 2 材料を仮定し、接合界面に対して垂直なき裂が近づく場合を想定している。ひずみ硬化は次式で与えている。

$$\varepsilon = \frac{\sigma_{Yi}}{E} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{Yi}} \right)^{n_i} \quad (15)$$

ここで、 i は材料 1 と材料 2 に対応する。材料 2 に対する材料 1 の降伏強度比率

$$\kappa = \sigma_{Y1}/\sigma_{Y2} \quad (16)$$

をパラメータとして 5 種類の降伏強度比と 3 種類の n 値 ($n=2, 10, 100$) に対して応力分布を解析している。材料 1 の特性は、 $\sigma_{Y1}/E=0.0015$, $\nu_1=0.30$ とし、材料 2 の降伏強度を $\sigma_{Y1}/\sigma_{Y2}=1/2, 2/3, 1/1, 3/2, 2/1$ の 5 種類と設定している。グローバルアプローチ（破壊力学）に基づき、試験片に加えた J 値と局所 J 積分 J_{tip} とを算定し負荷パラメータとしている。破壊条件として延性破壊を対象に Rice and Tracey⁸⁶⁾のモデル、脆性破壊を対象に Beremin モデルを用いている。Fig. 19 ではワイブル形状係数 $m=16$ とした後者の結果のみを示す。

Fig. 19 は 2 材料接合体における負荷に伴うワイブル応力の変化を、均質材（材料 1）の場合と比較して示したものである。負荷パラメータ J_0 は、接合界面からき裂先端までの距離 L を用いた $\sigma_{Y1}L$ で無次元化して示してあ

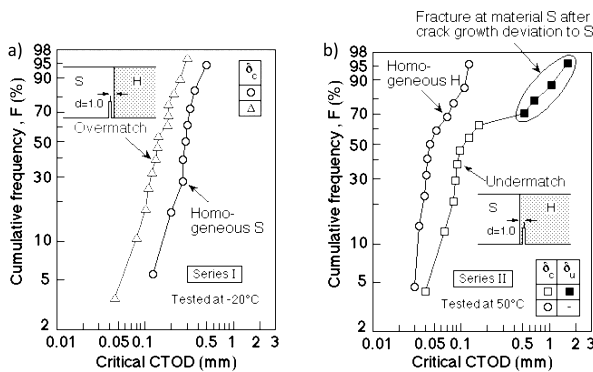


Fig. 16 継手の破壊靱性 CTOD の累積破壊確率（ワイブル分布）。a) 母材とオーバーマッチ継手の比較、b) 母材とアンダーマッチ継手の比較（出所：Ohata et al.⁸²⁾）

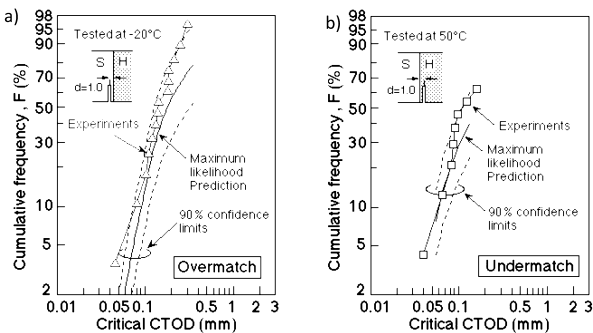


Fig. 17 ミスマッチ試験片における CTOD 分布の実験値と母材の実験値からローカルアプローチに基づきミスマッチ効果予測した結果との比較、a) オーバーマッチ継手、b) アンダーマッチ継手（出所：Ohata et al.⁸²⁾）

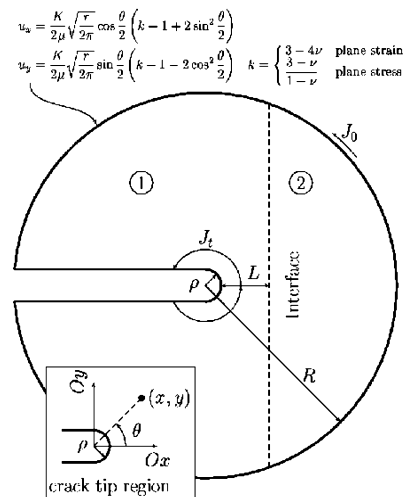


Fig. 18 接合界面近傍に存在するき裂先端のモデル形状 (Kim et al.⁸⁵⁾)

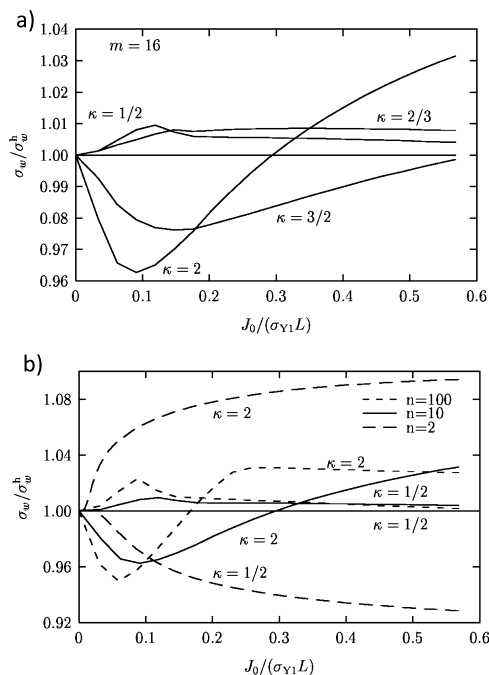


Fig. 19 接合界面を有するモデル (Fig. 17) におけるワイブル応力を均質材 (添字 h で表記) のワイブル応力が無次元化した比率の負荷に応じた変化. a) は $n=10$, $m=16$ として K を変化させた結果, b) は $K=2$, 0.5 として m を変化させた結果 (Kim et al.⁸⁵⁾)

る. Fig. 19 によると, $\kappa < 1$ の場合には, 異材接合の効果は破壊確率の増加となって現れる. これはき裂前方に高強度な材料が存在していることによる塑性拘束の増加が反映されたものと思われる. 一方, $\kappa > 1$ の場合は, 結果は複雑である. これは, σ_w/σ_w^h 曲線の拡大には次の 2 つの効果競合した結果であることに起因する. すなわち, 低荷重時には, 主応力の上昇が現象を支配するのに対して, 荷重が増加していくと, 塑性域が成長し, 高応力を受ける領域拡大が支配的となってくる. これら 2 つが σ_w/σ_w^h に及ぼす影響の程度は, ひずみ効果指数 n によって異なってくることになる.

4. おわりに

本稿では, 溶接構造物の脆性破壊に対する抵抗, 破壊靱性の評価に対してローカルアプローチを用いた試みを概説した. Beremin モデルやその拡張モデルのようなへき開型の脆性破壊の微視力学モデルは, 破壊靱性のトランスファビリティの問題に対して最も将来性がある手法である. 従って, 例えば ISO-27306²⁰⁾ のような規格提案を行い, ローカルアプローチの応用範囲拡大を図るべきである. まだ数は少ないが, ローカルアプローチの継手破壊評価への応用は, 微視的モデルに基づき理論付けされたこの手法の有効性を示すものである. ここで示した結果はすべて, 溶接構造の欠陥評価において, Beremin モデルが予測手法として適用可能であるということを示している.

本稿では溶融溶接のみを取り上げたが, ローカルアプローチは抵抗スポット溶接 (RSW) や摩擦攪拌溶接

(FSW) といった溶融溶接以外の接合プロセスにも適用可能である. RSW 継手では, 新たな高強度鋼の出現により自動車産業において強度ミスマッチが新たな課題となっている. 強度特性の大きく異なる鋼板の RSW 継手の強度を考える上では, 本稿で一部紹介したミスマッチ効果の知見がそのまま役立つであろう.

研究には継続が必要であるが, これは破壊の微視的機構, 破壊靱性のモデリングに関する研究も同じである. ここで紹介した複数の律速過程を考えたモデルをさらに発展させれば, 溶融溶接継手の延性脆性遷移曲線や, RSW 継手で見られる界面破壊からボタンが外れるようなナゲット部のせん断破壊への遷移といった一見複雑な現象であっても, その理解が進むものと考えられる. ただし, こうした現象のモデル化には, しっかりとした実験結果や組織観察を踏まなければならない. アコースティックエミッション (AE) や X 線トポグラフィーあるいは FIB を用いたマイクロ強度試験といったナノテクノロジーが, こうした実験の基礎に大きく貢献していくと思われる.

(訳: 大阪大学 田川哲哉)

謝 辞

本稿をまとめるにあたり, 共同研究者ならびに日本の友人達に心から感謝する. 本稿は大阪大学の大畑充氏から寄稿を勧められたものであり, 日本語への翻訳は田川哲哉氏に行って頂いた. 両氏にお礼を申し上げる. また, 南二三吉大阪大学教授には, 日本においてローカルアプローチの普及に多大に尽力していただいた. 深く感謝しているところである. さらに, Ecole des Mines の A.-F. Gourgues-Lorenzon 教授には丁寧に原稿をチェックしていただき, 彼の PhD 研究員にはローカルアプローチの応用を發展させていただいた. この場を借りて感謝する次第である.

参考文献

- 1) N. Cardinal, C.S. Wiesner, M.R. Goldthorpe and A.C. Bannister, "Application of the local approach to failure predictions of heat affected zones", Journal de Physique IV, Colloque C6, (1996), pp. 185-194.
- 2) A. Pineau, "Review of fracture micromechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steels" In "Advances in Fracture Mechanics Research, ICF5", Ed. D. François, Pergamon, Oxford, U.K., (1982), pp. 553-577.
- 3) F.M. Beremin "A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel", Metall. Trans.A, vol. 14A, (1983), pp. 2277-2287.
- 4) A. Pineau, "Practical application of local approach methods" In "Comprehensive Structural Integrity", Eds. R.A. Ainsworth, K.-H. Schwalbe, Elsevier Pergamon, vol. 7, (2003), pp. 177-225.
- 5) A. Pineau, T. Pardoen, "Failure of metals" In "Comprehensive Structural Integrity", Eds. B. Karihaloo, W.G. Knauss, Elsevier Pergamon, (2008), pp. 684-797.
- 6) A. Pineau, "Development of the local approach to frac-

- ture over the past 25 years: theory and applications", *Int. J. Fracture*, vol. 138, (2006), pp. 139-166.
- 7) A. Pineau, "Modeling ductile to brittle fracture transition in steels – micromechanical and physical challenges", *Int. J. Fracture*, vol. 150, (2008), pp. 129-156.
 - 8) J.F. Knott, *Fundamentals of Fracture Mechanics*, Butterworths, London (1973).
 - 9) A. Lambert-Perlade, A.-F. Gourgues, J. Besson, T. Sturel and A. Pineau, "Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat affected zone microstructure of a high strength low alloy steel", *Metall. Mater. Trans.A*, vol. A35, (2004), pp. 1039-1053.
 - 10) E. Ostby, C. Thaulow, T.A. Kristensen and O.M. Akselsen, "Monitoring of microcracking events in weld thermal simulated microstructures using acoustic emission", *ECF18 Conference*, Dresden, Germany, (2010).
 - 11) A. Martin-Meizoso, I. Ocana-Arizcorreta, J. Gil-Sevillano and M. Fuentes-Pérez, "Modeling cleavage fracture of bainitic steels", *Acta Metall. Mater.*, vol. 42, (1994), pp. 2057-2068.
 - 12) A. Pineau, "Global and local approaches of fracture – Transferability of laboratory test results to components" In: "Topics in Fatigue and Fracture", Ed. A.S. Argon, Springer, New-York, (1992), pp. 197-234.
 - 13) F.M. Beremin, "Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel", *Metall. Trans.A*, vol. 12A, (1981), pp. 723-731.
 - 14) B.Z. Margolin, A.G. Gulenko and V.A. Shvetsova, "Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steels", *Int. J. Press Vessels Pipings*, vol. 75, (1998), pp. 843-855.
 - 15) E. Bouyne, H.M. Flower, T.C. Lindley and A. Pineau, "Use of EBSD technique to examine microstructure and cracking in a bainitic steel", *Scripta Mater.*, vol. 39, (1998), pp. 295-300.
 - 16) A.-F. Gourgues, H.M. Flower and T.C. Lindley, "Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite and martensite steel microstructures", *Mater. Sci. Technol.*, vol. 16, (2000), pp. 26-40.
 - 17) A.-F. Gourgues "Overview: Electron backscatter diffraction and cracking", *Mater. Sci. Technol.*, vol. 18, (2002), pp. 119-133.
 - 18) Y. Qiao, "An energy analysis of the grain boundary behavior in cleavage cracking in Fe-3wt%Si alloy", *Mater. Letters*, vol. 58, (2004), pp. 3156-3160.
 - 19) Y. Qiao and A.S. Argon, "Cleavage crack-growth-resistance of grain boundaries in polycrystalline Fe-2wt%Si alloy: experiments and modeling", *Mechanics of Materials*, vol. 35, (2003), pp. 129-154.
 - 20) K. Wallin, T. Saario, K. Törrönen, "Statistical model for carbides induced brittle fracture in steel", *Metal Science*, vol. 18, (1984), pp. 13-16.
 - 21) B. Tanguy, J. Besson and A. Pineau, "Comment on effect of carbide distribution on the fracture toughness in the transition region of an A508 steel", *Scr. Mater.*, vol. 49, (2003), pp. 191-197.
 - 22) S. Bordet, B. Tanguy, J. Besson, D. Moinereau and A. Pineau, "Cleavage fracture of a RPV steel following warm pre-stressing: microstructural analysis and interpretation through a new model", *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 29, (2006), pp. 799-816.
 - 23) R. Danzer, P. Supansic, J. Pascual and T. Lube, "Fracture statistics of ceramics-Weibull statistics and deviation from Weibull statistics", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 74, (2007), pp. 2919-2932.
 - 24) A. Pineau, "Statistics of brittle cleavage fracture in steels", In: "Continuum models and discrete systems", *CMD11*, Eds. D. Jeulin and S. Forest, Mines Paris, ParisTech, Les Presses, (2008), pp. 197-212.
 - 25) A. Pineau, B. Tanguy, "Advances in cleavage fracture modeling in steels: Micromechanical, numerical and multiscale aspects", *Comptes Rendus Physique, Académie des Sciences*, vol. 11, (2010), pp. 316-325.
 - 26) ISO-27306, Method of loss correction of CTOD fracture toughness assessment of steel components, (2009).
 - 27) K. Wallin, "Statistical modelling of fracture in the ductile-to-brittle transition regime", In: "Defect assessment in components – Fundamentals and applications", Eds. J.G. Blauel and K.-H. Schwalbe, *ESIS 9, Mechanical Engineering Publications*, London, (1991), pp. 415-445.
 - 28) E 1921-02, Standard test method for determination of reference temperature, *To*, for ferritic steels in the transition range, (2002).
 - 29) J.W. Hutchinson, "Plastic stress and strain fields at a crack tip", *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 16, (1968), pp. 337-347.
 - 30) J.R. Rice and G.F. Rosengren, "Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material", *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 16, (1968), pp. 1-12.
 - 31) A. Pineau, "Local approach to fracture (LAF) as a metallurgical and mechanical tool to model brittle fracture and ductile-to-brittle transition (DBT) in structural steels", *ECF 18 Conference*, Dresden, Germany, 30 August-03 September 2010.
 - 32) C. Sainte-Catherine, M. Di Fant, B. Duquaire and P. Balladon, "Prediction of toughness scatter in heat affected zones (HAZ) with local approach", *Eng. Fract. Mechanics*, vol. 46, (1993), pp. 115-125.
 - 33) C. Sainte-Catherine, H. Carius and M. Di Fant, "Cleavage toughness of heterogeneous materials and application to welded joints", *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 18, (1995), pp. 597-604.
 - 34) J.D.G. Groom and J.F. Knott, "Cleavage fracture in pre-strained mild steel", *Metal. Sci.*, vol. 9, (1975), pp. 390-400.
 - 35) J.F. Knott, "Some effects of hydrostatic tension on the fracture behaviour of mild steel", *J. Iron Steel Inst.*, vol. 204, (1966), pp. 104-111.
 - 36) J.F. Knott, "Effects of strain on notch brittleness in mild steel", *J. Iron Steel Inst.*, vol. 205, (1967), pp. 966-969.
 - 37) 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", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 72, (2005), pp. 435-452.
 - 38) S.R. Bordet, A.D. Karstensen, D.M. Knowles and C.S. Wiesner, "A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part II: Application to an offshore structural steel", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 72, (2005), pp. 453-474.
 - 39) C. Ruggieri, "An engineering methodology to assess effects of weld strength mismatch on cleavage fracture toughness using the Weibull stress approach", *Int. J. Fract.*, vol. 164, (2010), pp. 231-252.
 - 40) A. Rossol, C. Berdin, C. Prioul, "Determination of the fracture toughness of a low alloy steel by the instrumented Charpy impact test", *Int. J. Fract.*, vol. 115, (2002), pp. 205-226.
 - 41) B. Tanguy, J. Besson, R. Piques and A. Pineau, "Ductile-to-brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test. Part I: Experimental results", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 72, (2005), pp. 49-72.
 - 42) B. Tanguy, J. Besson, R. Piques and A. Pineau,

- "Ductile-to-brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test. Part II: Modelling of the Charpy transition curve", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 72, (2005), pp. 413-434.
- 43) X. Gao, R.H. Dodds, R.L. Tregoning, J.A. Joyce, R.E. Link, "A Weibull stress model to predict cleavage fracture in plates containing surface cracks", *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 22, (1999), pp. 481-493.
 - 44) M. Toyoda and Z. Praunseis, "The transferability of fracture-mechanics parameters to fracture performance evaluation of welds with mismatching", *Mater. Technol.*, vol. 34, (2000), pp. 343-352.
 - 45) Y. Yamashita and F. Minami, "Method of constraint loss correction for CTOD fracture toughness under welding residual stress field", *Materials Science Forum*, vols. 638-642, (2010), pp. 3931-3936.
 - 46) P.J. Budden, J.K. Sharples and A.R. Dowling, "The R6 procedure: recent developments and comparison with alternative approaches", *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, vol. 77, (2000), pp. 895-903.
 - 47) A.M. Sisan, S. Hadidi-Moud and D.J. Smith, "Comparison of methods for predicting the influence of residual stresses on brittle fracture", *Int. Conf. on Pressure Vessels and Piping, PVP 2007*, (July 22-26, 2007), San Antonio, USA.
 - 48) BS 7910, "Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures", BSI, (2005).
 - 49) R6, "Assessment of the integrity of structures containing defects", Revision 4, British Energy Ltd, (2001).
 - 50) T.L. Becker, R.M. Cannon and R.O. Ritchie, "Statistical fracture modelling: crack path and fracture criteria with application to homogeneous and functionally graded materials", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 69, (2002), pp. 1521-1555.
 - 51) B. Bezensek and A. Banerjee, "A local approach model for cleavage fracture and crack extension direction of functionally graded materials", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 77, (2010), pp. 3394-3407.
 - 52) M. Henry, B. Marandet, F. Mudry and A. Pineau, "Effets de la température et de la vitesse de chargement sur la ténacité à rupture d'un acier faiblement allié - Interprétation par des critères locaux", *Journal de Mécanique Théorique et Appliquée*, vol. 4, (1985), pp. 741-768 (in French).
 - 53) F. Minami and K. Arimochi, "Evaluation of prestraining and dynamic loading effects on the fracture toughness of structural steels by the local approach", *J. Pres. Ves. Technology*, vol. 123, (2001), pp. 362-372.
 - 54) C.G. Matos and R.H. Dodds, "Modelling the effects of residual stresses on cleavage fracture in welded steel frames", In: *ICF 10 Conference*, December 2-6, (2001), Hawai.
 - 55) P. Marshall, "Austenitic Stainless Steels. Microstructure and Mechanical Properties", Elsevier Applied Science Publishers, London and New-York, (1984).
 - 56) R.M. Curran and A.W. Rankin, "Austenitic steels in high-temperature steam piping" *Trans ASME*, (1957), pp. 1398-1409
 - 57) R.W. Emerson and R.W. Jackson, "The plastic ductility of austenitic piping containing welded joints at 1200° F" *Res. Suppl. Weld. J.*, (1957), pp. 89-104.
 - 58) L. Allais, Q. Auzoux, M. Reytier and A. Pineau, <<Fissuration en relaxation des jonctions soudées en aciers inoxydables austénitiques>>, *Mécanique et Industries*, vol. 6, (2005), pp. 45-54 (in French).
 - 59) R.N. Younger, R.G. Baker, "Heat-affected zone cracking in welded austenitic steels during heat treatment", *British welding J.*, (1961), pp. 579-587.
 - 60) A. Dhooze, "Survey on reheat cracking in austenitic stainless steels and Ni base alloys", *Welding in the world*, (1998), pp. 206-219.
 - 61) J.J. Smith and R.A. Farrar, "Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI 300 series weld metals", *Int. Mater. Rev.*, vol. 38, (1993), pp. 25-51.
 - 62) R.W. Swindeman, V.K. Sikka and R.L. Klueh, "Residual and trace element effects on the high temperature creep strength of austenitic stainless steels", *Metall. Mater. Trans.*, vol. 14A, (1983), pp. 581-593.
 - 63) B. Weiss and R. Stickler, "Phase instabilities during high temperature exposure of 316 austenitic stainless steel", *Metall. Trans.*, vol. 3, (1972), pp. 851-866.
 - 64) B. Chen, P.E.J. Flewitt and D.J. Smith, "Microstructural sensitivity of 316H austenitic stainless steel: residual stress relaxation and grain boundary fracture", *Mater. Sci. & Eng.*, vol. A527, (2010), pp. 7387-7399.
 - 65) Q. Auzoux, L. Allais, C. Caës, I. Monnet, A.-F. Gourgues and A. Pineau, "Effect of pre-strain on creep of three AISI 316 austenitic stainless steels in relation to reheat cracking of weld-affected zones", *J. Nucl. Mater.*, vol. 400, (2010), pp. 127-137.
 - 66) M.W. Spindler, "The multiaxial creep ductility of austenitic stainless steels", *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 27, (2004), pp. 273-281.
 - 67) Q. Auzoux, L. Allais, C. Caës, B. Girard, I. Tournié, A.-F. Gourgues and A. Pineau, "Intergranular damage in AISI 316L (N) austenitic stainless steel at 600°C: Pre-strain and multiaxial effects", *Nuclear Eng. Des.*, vol. 235, (2005), pp. 2227-2245.
 - 68) T.P.T. Soanes, W. Bell and A.J. Vibert, "Optimising residual stresses at a repair in a steam header to tube-plate weld", *Int. J. Press. Vess. Pip.*, vol. 82, (2005), pp. 311-318.
 - 69) R.J. Dennis, L.E. Easterbrook and N.A. Leggatt, "Application of modern weld modeling techniques in the design of a ring weld reheat cracking test specimen", In: *ASME, Proc. of PVP*, (2005), Denver, Colorado, pp. 799-808.
 - 70) M.W. Spindler, "The multiaxial and uniaxial creep ductility of Type 304 steel as a function of stress and strain rate", *Mater. High Temp.*, vol. 21, (2004), pp. 47-52.
 - 71) H. Kitano, S. Okano, M. Mochizuki, K. Onishi, T. Kawabata and H. Sakaibori, "Evaluation of the effect of strength mismatch in under-matched joints on the static tensile strength of welded joints by considering microstructure", *Quarterly J. Japanese Welding Society*, vol. 28, (2010), pp. 288-295 (in Japanese).
 - 72) Y.J. Kim, M. Koçak, R.A. Ainsworth and U. Zerbst, "SINTAP defect assessment procedure for strength mismatched structure", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 67, (2000), pp. 529-546.
 - 73) G.B. An, M. Ohata and M. Toyoda, "Effect of strength mismatch and dynamic loading on ductile fracture initiation", *Eng. Fract. Mech.*, vol. 70, (2003), pp. 1359-1377.
 - 74) K.-H. Schwalbe, "Effect of weld metal mismatch on toughness requirements: some simple analytical consideration using the Engineering Treatment Model (ETM)", *Int. J. Fracture*, vol. 56, (1992), pp. 257-277.
 - 75) F. Minami, T. Katou and H. Jing, "Application of the local approach to fracture in the brittle-to-ductile transi-

- tion region of mismatched welds", *Fatigue and Fracture Mechanics: 32nd volume, ASTM STP 1406*, Ed. R. Chona, American Society for Testing and Materials, P.A., (2001), pp.195-213.
- 76) L. Xia and C.F. Shih, "Ductile crack growth – I. A numerical study using computational cells with microstructurally-based length scales", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 43, (1995), pp. 233-259.
- 77) L. Xia and C.F. Shih, "Ductile crack growth – II. Void nucleation and geometry effects on macroscopic fracture behavior", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 43, (1995), pp. 1953-1981.
- 78) A.L. Gurson, "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I – Yield criteria and flow rules for porous ductile media", *Journal of Engineering Materials and Technology*, Trans. ASME, vol. 99, (1977), pp. 2-15.
- 79) V. Tvergaard, "Material failure by void growth to coalescence", *Advances in Applied Mechanics*, vol. 27, (1990), pp. 83-151.
- 80) F. Minami, M. Ohata, M. Toyoda, T. Tanaka, K. Arimochi, A.G. Glover and T.H. North, "The effect of weld metal yield strength on the fracture behavior of girth welds in grade 550 pipe", *Pipeline Technol.*, vol. 1, (1995), pp. 441-461.
- 81) F. Minami, Private communication.
- 82) M. Ohata, F. Minami and M. Toyoda, "Local approach to strength mismatch effect on cleavage fracture of notched material", *J. Phys. IV*, vol. 6, (1996), C6, pp. 269-278.
- 83) A. Zak and M. Williams, "Crack point singularities at a bimaterial interface", *J. Appl. Mech.*, vol. 30, (1963), pp. 142-143.
- 84) A. Romeo and R. Ballarini, "A crack very close to a bio-material interface", *J. Appl. Mech.*, vol. 62, (1995), pp. 614-619.
- 85) A.S. Kim, J. Besson and A. Pineau, "Global and local approaches to fracture normal to interfaces", *Int. J. Solids Struct.*, vol. 36, (1999), pp. 1845-1864.
- 86) J.R. Rice and D.M. Tracey, "On the ductile enlargements of voids in triaxial stress fields", *J. Mech. Phys. +Solids*, vol. 17, (1969), pp. 201-217.

