高張力鋼の延性・脆性破壊発生評価手法

正員 榎 並 啓太郎* 正員 萩 原 行 人**
正員 三 村 宏***

Assessment method of ductile and brittle fracture initiation in high strength steels

by Keitaro Enami, *Member* Yukito Hagiwara, *Member*
Hiroshi Mimura, *Member*

Summary

In this paper, ductile and quasi-cleavage fracture behaviour of a 1300MPa class bolt steel was mainly investigated. Ductile crack initiation behaviour was estimated by the relationship between stress triaxiality and the equivalent plastic strain, which we call ductile crack initiation curve. Quasi-cleavage fracture initiation behaviour was estimated by the Weibull stress approach. Round notched bar tension tests and the corresponding FEM analyses were executed for estimation of the ductile crack initiation curve and the Weibull stress. It was found that the ductile and quasi-cleavage fracture initiation behaviour can be estimated quantitatively by the ductile crack initiation curve and the Weibull stress criterion.

1. 結 言

鉄骨建築構造物の軽量化を実現するため、高張力鋼材及び高力ボルト材の更なる高強度化に対する社会的ニーズが高まっている¹⁾。引張強さが1000MPaを超える高力ボルトの実用化を妨げる最大の障壁として、遅れ破壊の問題が挙げられる²⁾。近年、ワイブル応力による遅れ破壊の定量評価が積極的に試みられている^{3),4)}。一方で、高張力鋼及び高力ボルト材の延性・脆性破壊発生特性を定量的に評価することも極めて重要な課題である。本研究では、応力三軸度－相当塑性歪関係による延性き裂発生評価手法⁵⁾⁻¹⁰⁾（以下、延性き裂発生曲線と呼ぶ）とワイブル応力の手法¹¹⁾⁻¹³⁾を適用し、開発ボルト材及び

比較材 SM490B 鋼材の延性・脆性破壊発生挙動を定量的に評価することを試みた。

2. 延性・脆性破壊のローカルアプローチ

2.1 延性き裂発生曲線

応力三軸度 σ_m/σ_e は平均応力を相当応力で除したものである⁵⁾。一方、相当塑性歪増分 $d\varepsilon_p$ は次式で表される⁵⁾。

$$d\varepsilon_p = \left[\frac{2}{9} \left\{ (d\varepsilon_1 - d\varepsilon_2)^2 + (d\varepsilon_2 - d\varepsilon_3)^2 + (d\varepsilon_3 - d\varepsilon_1)^2 \right\} \right]^{1/2} \quad (1)$$

ここに $d\varepsilon_1, d\varepsilon_2, d\varepsilon_3$ は主塑性歪増分である。

円周切欠丸棒の実験により、延性き裂発生時の相当塑性歪 (ε_f と記し区別する) は応力三軸度の上昇により低下することが多数報告されている⁵⁾⁻¹⁰⁾。延性き裂発生時の $\sigma_m/\sigma_e - \varepsilon_f$ 関係は近似的に次式で表される^{6),8)-10)}。

$$\varepsilon_f = \alpha \exp \left(-\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_e} \right) \quad (2)$$

ここに、 α, β は正の定数である。(2)式を延性き裂発生曲線と定義する。

2.2 ワイブル応力

* 物質・材料研究機構
** 物質・材料研究機構（現：上智大学）
*** 元横浜国立大学

ワイブル応力 σ_w により鋼材の脆性破壊を定量的に評価できることが多く報告されている^{11)~13)}。ワイブル応力は次式で示される¹²⁾。

$$\sigma_w = \left(\frac{1}{V_0 V_f} \int \sigma_1^m dV \right)^{1/m} \quad (3)$$

ここに、 V_0 は破壊基本体積、 σ_1 は最大主応力、 V_f は破壊プロセスゾーンの体積、 m は材料定数である。

σ_w は次のワイブル分布に従うことが示されている¹¹⁾。

$$F(\sigma_w) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (4)$$

ここに、 F は破壊確率、 σ_u は材料定数である。

3. 実験

3.1 実験方法

3.1.1 供試材

Table 1(a)に供試材の主たる化学成分を示し、Table 1(b)に常温の引張特性を示す。A1300 鋼が高力ボルト材で組織は焼戻しマルテンサイトである。A1300 鋼は、直径 22mm の棒材を、また、比較材として、通常の板厚 16mm の SM490B 鋼板(フェライト-パーライト組織)も供試した。

Table 1(a) Chemical composition of materials tested

Material	C	Si	Mn	P	S
A1300	0.20	0.08	0.96	0.008	0.007
SM490B	0.16	0.44	1.46	0.013	0.004

(Weight%)

Table 1(b) Tensile properties of materials tested

Material	σ_{YS} (MPa)	σ_{TS} (MPa)	EL(%)
A1300	1182	1307	14
SM490B	341	522	34

σ_{YS} : 0.2% Proof stress, σ_{TS} : Tensile strength

EL: Elongation

3.1.2 延性き裂発生評価の円周切欠丸棒引張試験

Fig.1 に延性き裂発生評価のために用いた円周切欠丸棒試験片形状を示す。試験片の長手方向は、供試材の圧延方向と一致する。引張試験は常温で行い、標点間距離は 40mm とし、標点間伸びをクリップゲージにて計測した。切欠半径を変えることで、延性き裂発生時の応力三軸度を変化させられる。

引張荷重-標点間伸び曲線を記録すると、曲線は最高荷重を示して徐々に降下し、降下の途中で曲線勾配の急変点が現れる^{5),6),8)}。この急変点の前後で、切欠断面中央部にてボイドの連結によるマクロ的な延性き裂が発生することが知られている^{5),8)}。そこで、この急変点を延

性き裂発生点と定義し、急変点における切欠断面中央部の $\sigma_m/\sigma_e - \epsilon_f$ 関係を FEM 解析により評価した。FEM 解析に入力した供試材の応力-歪構成式は、供試材の平滑丸棒引張試験で得られた公称応力-公称歪曲線を真応力-真歪曲線に変換したものであり、一様伸び以降の応力-歪構成式は n 乗硬化則に従うものとして近似した。

Fig.1 Round notched bar specimen for the assessment of ductile crack initiation

3.1.3 脆性破壊発生評価の円周切欠丸棒引張試験

(4)式に示す供試材のワイブル応力分布の材料定数 m を求めるため、Fig.2 に示す円周切欠丸棒引張試験を低温にて実施した。試験片の長手方向は、供試材の圧延方向と一致する。A1300 材は(a),(b)図に示す切欠半径が 0.1mm, 1mm の 2 種類の試験片を用いて実験した。引張試験と対応する FEM 解析を実施し、最尤法計算により m 値を推定した。(3)式のワイブル応力の計算にあたり、単位体積は $V_0=0.1\text{mm}^3$ 、破壊プロセスゾーン V_f は相当塑性歪が 0.002 を越える領域とした。

Fig.2 Round notched bar specimen for the assessment of brittle fracture initiation

3.2 実験結果

3.2.1 延性き裂発生評価の円周切欠丸棒引張試験

Fig.3 に、円周切欠丸棒引張試験で得られた引張荷重-標点間伸び曲線を示す。FEM 解析により計算した荷重-伸び曲線も合わせて示す。切欠半径が小さくなると塑性拘束が大きくなり切欠断面に塑性歪が集中するため、曲線の最高荷重は上昇し、伸びは減少する。Fig.3(b)に示したように、SM490B 材で曲線は最高荷重を示して

後、降下の途中で明瞭な傾きの急変点が現れ、その後しばらく伸びてから破断した。一方、Fig.3(a)に示したように、A1300 材では傾きの急変点は破断点と一致しており、延性き裂の発生により直ちに不安定破壊へ移行したと考えられる。破面観察の結果、延性き裂は全ての試験片で切欠断面中央部より発生したことを確認した。

Fig.3 Tensile load-gauge displacement curve of round notched bar test for the assessment of ductile crack initiation

Fig.3 において、SM490B 材では荷重-伸び曲線は実験と FEM 計算とで極めて良く一致した。一方、A1300 材では、FEM 計算で引張荷重が実験値よりもやや高く、破断点において最大で 10% 実測値より大きくなった。この原因として、一様伸び以降の応力-歪構成式を n 乗硬化則で近似した際に、A1300 材では加工硬化を実際よりやや大きく推定したことが考えられる。

3. 2. 2 脆性破壊発生評価の円周切欠丸棒引張試験

Fig.4(a)~(d)に脆性破壊発生時の引張荷重-標点間伸びの実験データを、FEM により計算した荷重-伸び線図と合せて示す。FEM 解析に入力した応力-歪構成式は、A1300 材 0.1mmR 試験片の -160°C の条件を除き、各試験温度における平滑丸棒引張試験を行って得た公称応力-公称歪曲線を真応力-真歪曲線に変換したものである。一様伸び以降の構成式は n 乗硬化則で近似した。A1300 材の -160°C における構成式は、 -100°C の構成式を元に WES2805 における引張強度の温度依存性の式¹⁴⁾から強度上昇量を推定し、強度上昇分だけ

100°C の構成式を平行移動したものである。実験点は FEM で計算した荷重-伸び線図の上によく乗っている。

Fig.4 Relationship between tensile load and gauge displacement for round notched tension test at the onset of brittle fracture

脆性破壊の起点を調べるため、破面の SEM 観察を実施した。Table 2 にその結果を示すが、 -80°C の A1300 材 0.1R 試験片では切欠底全周に渡って切欠底から深さ

0.13~0.16mmの延性き裂が発生し、脆性(擬劈開)破壊は延性き裂の先端から発生していた。Fig.5(a)に切欠底部に発生した延性き裂のSEM写真を示す。このき裂はせん断伸張ディンプルと等軸ディンプルから成り立っており、延性引裂き型であったことから、延性き裂が発生した後に、脆性破壊が発生したと考えられる。-160℃のA1300材0.1R試験片では延性き裂の発生は認められず、切欠底近傍より直接脆性破壊したと考えられる。

Table 2 Summary of SEM observational results

	T (°C)	L.F.I	Ductile crack	
			Depth (mm)	Mode
A1300,0.1R	-80	Root	0.13~0.16	Tear
A1300,0.1R	-160	Root	0	---
A1300,1R	-100	Center	0.41~0.52	Shear
SM490B,1R	-80	Center	0	---

0.1R: 0.1mm-round notch, 1R: 1mm-round notch, T: Test temperature, L.F.I: Location of brittle fracture initiation, Root: Notch root, Center: Center of notched section, Mode: Fracture mode, Tear: Ductile tearing, Shear: Shear lip

Fig.5 SEM images of ductile crack surface in the vicinity of notch root: (a) A1300, 0.1R, -80°C; (b) A1300, 1R, -100°C

-100℃のA1300材1R試験片では、脆性破壊は試験片切欠断面中央より生じており、切欠底全周に渡り0.41~0.52mmの延性き裂が発生していた。Fig.5(b)に延性き裂のSEM写真を示すが、このき裂はせん断伸張ディンプルで成り立つシアリップであり、試験片は脆性破壊が先に発生伝播した後に、環状シアリップを形成して最終破断したと推察される。-80℃のSM490材1R試験片では、脆性(劈開)破壊は切欠断面中央より生じ、延性き裂は認められなかった。

4. 数値解析結果

4.1 延性き裂発生曲線

Fig.3の実験結果を元に延性き裂発生時の切欠断面中央部の応力三軸度-相当塑性歪関係をFEM解析により計算した結果をFig.6に示す。プロットデータをもとに(2)式の延性き裂発生曲線を各供試材について求めた。

$$\varepsilon_f = 43.6 \exp\left(-4.3 \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) \quad \text{for A1300} \quad (5)$$

$$\varepsilon_f = 7.1 \exp\left(-2.2 \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) \quad \text{for SM490B} \quad (6)$$

A1300材の延性き裂発生曲線はSM490B材のそれより下側に来ており、A1300材はSM490B材に比べて延性き裂発生抵抗が極めて小さいことが分かった。

Fig.6 Relationship between stress triaxiality and equivalent plastic strain at ductile crack initiation

4.2 ワイブル応力分布

Fig.4の実験結果を元に、A1300材の各試験条件について計算したワイブル応力分布をワイブル確率紙にプロットした図をFig.7に示す。また、(4)式のワイブル応力分布の形状母数 m 及び尺度母数 σ_u を各実験条件について求めた結果をTable 3に示す。Table 3に示すように、-80℃のA1300材0.1R試験片では $m=831$ となり、Fig.7を見てもワイブル応力のばらつきは極めて小さくなっている。従来の報告で劈開破壊を対象とする場合、

m値は10～50程度の値を取ると言われており¹⁰⁾¹³⁾、それと比べてm=831は桁が一つ大きい。この理由については、後に詳細に考察する。

一方、-160℃のA1300材0.1R試験片でm=45.7、-100℃のA1300材1R試験片でm=49.5となり、この2つの試験条件でm値は近接した値となっている。Table 2で述べた通り、これらの試験条件では脆性破壊が先に発生した。延性き裂発生の影響が無い場合、切欠形状によらずm値はほぼ一定の値を取ると考えられる。この結果は従来報告されている焼戻しマルテンサイト材のm値(大畑ら¹⁵⁾; m=43、山下ら¹⁶⁾; m=47.6)と比べても妥当な値と考えられる。

Fig. 7 Weibull probability paper plot of Weibull stress distribution for materials tested

Table 3 Shape parameter, m and scale parameter, σ_u of Weibull stress distribution ($V_0=0.1\text{mm}^3$)

	T (°C)	m	σ_u (MPa)	n
A1300, 0.1R	-80	831.0	3157	12
A1300, 0.1R	-160	45.7	3319	6
A1300, 1R	-100	49.5	3421	19
SM490B, 1R	-80	25.9	1644	19

0.1R: 0.1mm-round notch, 1R: 1mm-round notch, T: Test temperature, n: Sample number

5. A1300 材の延性・脆性破壊発生挙動

5.1 -80℃のA1300材0.1mmR試験片

A1300材の脆性破壊発生は、-160℃での0.1R試験及び-100℃の1R試験結果から明らかのように、試験片形状によらずワイブル応力により定量的に評価できるものと考えられる。そこで、-80℃～-160℃の範囲でワイブル応力のm値及び σ_u に及ぼす温度の影響は小さいと仮定して、m=49.5、 $\sigma_u=3421(\text{MPa})$ で一定と考える。そして、Fig.4(a)に示した-80℃の0.1mmR材の実

験データの下限と上限に対して、ワイブル応力と破壊確率を算定したその結果をTable 4に示す。破壊確率は(4)式に従って計算した。実験データの上限に対しても破壊確率は1%以下となり、脆性破壊の発生は困難と判断される。

-80℃のA1300材0.1mmR材の破壊発生レベル(ゲージ変位0.3mm; Fig.4(a)参照)における、切欠底の応力三軸度—相当塑性歪の径方向の軌跡を、切欠底からの距離に従って求めた結果をFig.8に示す。そして、その軌跡をFig.6の延性き裂発生曲線と比較した。切欠底から0.13～0.16mmの位置で、 $\sigma_m/\sigma_e \cdot \epsilon_p$ 軌跡はき裂発生曲線に達している。この結果は、Table 2に示したように観察された、延性き裂深さ0.13～0.16mmとほぼ対応する。Table 3で-80℃の0.1mmR試験片の実験データから求めたm値が831と過大になったのは、この温度では延性き裂の発生が先行する破壊モードであったとと考えられる。

Table 4 Weibull stress re-estimation of experimental results of A1300, 0.1mmR, -80℃, using m=49.5 and

$\sigma_u=3421(\text{MPa})$

	Vg (mm)	σ_w (MPa)	F
Lower bound	0.27	3096	0.007
Upper bound	0.31	3118	0.010

Vg: Gauge displacement (G.L.=40mm)

Fig. 8 $\sigma_m/\sigma_e \cdot \epsilon_p$ locus in the vicinity of notch root, compared to ductile crack initiation curve (A1300, 0.1mmR, -80℃, Vg=0.3mm)

以上の数値解析結果を元に、Fig.9の模式図に示すように、この試験片の破壊メカニズムの仮説を立てた。(a)図のように、切欠底から0.13～0.16mmの位置で延性き裂の発生条件が先に満たされ、等軸ポイドが発生する。次に(b)図のように内部で発生したポイドがせん断により切欠表面と連結する。そして(c)図のように、等軸ポイ

ドが表面と連結し延性き裂を形成した時点で直ちに脆性破壊が発生すると考えるものである。

0.13mmの延性き裂の発生が切欠底の応力分布に及ぼす影響を調べるため、数値解析を実施した。切欠底に0.13mmの初期環状き裂を有する軸対称のFEMモデルを作製し、破壊発生時のき裂先端の応力分布を解析した。Fig.10(a), (b)にゲージ変位0.3mmの時点の、き裂先端の径方向の最大主応力及び応力三軸度分布を示す。比較のため、き裂を考慮しない場合の分布も示してあり、横軸に切欠底からの径方向の距離を取っている。き裂の無い場合と比べ、延性き裂の発生により最大主応力、応力三軸度ともにピークが上昇している。

Fig.9 Hypothesis on the fracture mechanism of A1300, 0.1mm round notch tension specimen at -80°C

Fig.10 (a) Maximum principal stress and (b) stress triaxiality distribution in the vicinity of notch root with consideration for ductile crack

0.13mm深さの延性き裂を考慮して、Fig.4(a)の実験データの下限と上限に対しワイブル応力と破壊確率を計算した結果をTable 5に示す。ここで、 m 値と σ_u に及ぼす温度の影響は小さいと考え、且つ、温度の差も小さいことから、 $m=49.5$ 、 $\sigma_u=3421(\text{MPa})$ で一定と仮定した。破壊確率 F は実験データの下限に対しても70%を超えており、微小な延性き裂が切欠底に発生すれば脆性破壊に転化すると判断される。なお、解析では延性き裂深さは0.13mmの1ケースのみを考え、初期からき裂を導入している。実際には、延性き裂深さは若干のばらつきのあること、脆性破壊の直前に延性き裂が発生すると推察されることから、Table 5に示す結果には解析モデルを単純化したことによる数値誤差の含まれることが考えられる。本来的には延性き裂の発生と進展を考慮したFEMモデルによりワイブル応力計算を行うべきであるが、本研究ではその検討は行っておらず、今後の課題といえる。

Table 5 Weibull stress re-estimation of experimental results of A1300, 0.1mmR, -80°C , with consideration for ductile crack, provided that $m=49.5$ and $\sigma_u=3421$

	Vg (mm)	σ_w (MPa)	F
Lower bound	0.27	3439	0.727
Upper bound	0.31	3442	0.741

Vg: Gauge displacement (G.L.=40mm)

5.2 -160°C のA1300材0.1mmR試験片

Fig.11に、 -160°C のA1300材0.1mmR材のゲージ変位0.19mmにおける、切欠底の応力三軸度-相当塑性歪の軌跡を切欠底からの距離をパラメータに示す。ゲージ変位0.19mmは、Fig.4(b)の破壊発生レベルの上限に対応するものである。この軌跡は延性き裂発生曲線に達しておらず、延性き裂は発生しないと判断され、Table 2に示す破面の観察結果とも一致する。 -160°C のA1300材0.1mmR材では、延性き裂の発生条件より先にワイブル応力による脆性破壊の発生条件が成立し、直接脆性破壊したと考えられる。

5.3 -100°C のA1300材1mmR試験片

Fig.12に、 -100°C のA1300材1mmR材の破壊時における試験片切欠断面中央の応力三軸度-相当塑性歪分布を延性き裂発生曲線と比較して示す。ゲージ変位0.28mm及び0.33mmは、Fig.4(c)に示す実験データの下限と上限に対応する。実験データの上限は延性き裂発生曲線の近傍まで来ているが、データの大半は発生曲線

に達しておらず、延性き裂は発生しないと判断される。従って、延性き裂の発生条件が成立する前にワイブル応力による脆性破壊発生条件が成立し、試験片中央から脆性破壊が発生したと考えられる。

Fig.11 $\sigma_m/\sigma_e \cdot \epsilon_p$ locus in the vicinity of notch root, compared to ductile crack initiation curve (A1300, 0.1mmR, -160°C, $V_g=0.19$ mm)

Fig.12 $\sigma_m/\sigma_e \cdot \epsilon_p$ distribution at the center of notched section, compared to ductile crack initiation curve (A1300, 1mmR, -100°C, $V_g=0.28 \sim 0.33$)

5.4 0.1mmR 試験片の延性き裂発生挙動

A1300 材の -80°C の 0.1mmR 試験片における延性き裂の発生は、Fig.9 に示すように、切欠底より 0.13~0.16mm の位置から等軸ボイドが発生し、それがせん断によって表面と連結する機構によるとする仮説を立てた。そして、その仮説の妥当性を Fig.8 に示す延性き裂発生曲線に照らして検討した。Fig.6 に示すように、A1300 材の延性き裂発生抵抗は、SM490B 材のそれと比べてかなり小さい。A1300 材の延性き裂発生抵抗が小さかったため、Fig.9 に示す延性き裂の発生機構の

仮説が成立したものと考えられる。仮にこの試験片において延性き裂が切欠表面から発生し進展するとすれば、脆性破壊発生時の延性き裂の幅はばらつきを示すと考えられる。しかし、Table 2 に示したように、この試験片で観察された延性き裂の幅は 0.13~0.16mm とばらつきは極めて小さい。このことは、Fig.8 に示した解析結果及び Fig.9 に示したこの試験片の延性き裂発生機構の仮説を支持している。

6. 結 論

本研究で得られた知見を以下に要約する。

- (1) 切欠半径を変えて円周切欠丸棒引張試験を実施し、強度 1300MPa クラスの高力ボルト材及び SM490B 材の延性き裂発生特性を調べた。その結果、SM490B 材と比べ高力ボルト材の延性き裂発生抵抗は小さいことが分かった。
- (2) 低温で円周切欠丸棒引張試験を実施し、高力ボルト材及び SM490B 材のワイブル応力分布を計算した。その結果、脆性破壊発生が支配的破壊モードの場合、ボルト材の m 値(ワイブル分布の形状母数)は -100°C から -160°C の温度範囲で 45.7~49.5 とほぼ一定となった。一方、延性き裂の発生が先行する場合にボルト材の m 値は 831 となった。また、SM490B 材の m 値は 25.9 となった。
- (3) 延性き裂発生曲線とワイブル応力により、A1300 材 0.1mmR 円周切欠き試験片の延性き裂・脆性破壊発生挙動の評価を試みた。その結果、この試験片における延性き裂及び脆性破壊発生の有無の実験結果を定量的に整理できる可能性を示した。

参 考 文 献

- 1) 田中：鋼構造における高力ボルト接合，鉄と鋼，Vol.88, (2002), pp.587-592
- 2) 中里：ボルトの遅れ破壊，鉄と鋼，Vol.88, (2002), pp.606-611
- 3) 高木，井上，原，早川，津崎，高橋：高強度鋼における水素割れ感受性の評価パラメータ，鉄と鋼，Vol.86, (2000), pp.689-696
- 4) 高木，井上，津崎，南：Weibull 応力による高強度鋼の水素割れ感受性評価，日本金属学会誌，第 65 巻，(2001), pp.1073-1081
- 5) A.C.Mackenzie, J.W.Hancock, D.K.Brown: On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels, Eng. Fract. Mech., Vol. 9, (1977), pp.167-188
- 6) J.W.Hancock, A.C.Mackenzie: On the

- mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states, *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.24, (1976), pp.147-169
- 7) 大塚, 宮田, 西村, 大橋: 低強度鋼の延性破壊、へき開破壊、および延性-ぜい性遷移現象について、*日本機械学会論文集(A編)*, 47巻, 414号, (1981), pp.286-294
 - 8) 島貫, 古谷, 井上, 萩原, 豊田: 鋼材の延性き裂発生特性に及ぼす応力三軸度と歪速度の影響、*日本造船学会論文集*, 第186号, (1999), pp.475-483
 - 9) 榎並, 吉成: 圧縮予歪を受けた鋼材における延性低下の機構に関する一考察, *日本造船学会論文集*, 第192号, (2002), pp.493-498
 - 10) 榎並, 吉成, 菅: TMCP 鋼材の延性破壊発生特性に及ぼす予歪の影響, *日本造船学会論文集*, 第193号, (2003), pp.57-63
 - 11) F.M.Beremin: A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel, *Metal. Trans. A*, Vol. 14A, (1983), pp.2277-2287
 - 12) F.Minami, A.Bruckner-Foit, et al.: Estimation procedure for the Weibull parameters used in the local approach, *Int.J.Fract.*, Vol.54, (1992), pp.197-210
 - 13) 田川, 宮田, 大塚: 確率論的局所応力条件と破壊じん性, *材料*, Vol.41, (1992), pp.1227-1233
 - 14) 日本溶接協会規格 WES2805-1997: 溶接継手の脆性破壊及び疲労き裂進展に対する欠陥の評価方法, (1997)
 - 15) M.Ohata, F.Minami, M.Toyoda: Local approach to strength mis-match effect on cleavage fracture of notched material, *J. De Physique IV, Colloque C6, supplement au J de Physique III*, Vol.6, (1996), pp.269-278
 - 16) 山下, 阪野, 南, 小野塚: ローカルアプローチの適用による残留応力を持つ部材のぜい性破壊強度評価ー予荷重の影響の評価ー, *石川島播磨技報*, Vol.40, (2000), pp.22-29
-