鋼材のへき開破壊強度に及ぼす塑性拘束の影響*

孕石 泰丈**, 田川 哲哉***, 阿部 英嗣***, 三村 宏****, 宮田 隆司***

Effect of Stress Triaxiality on Critical Weibull Stress in a Low Carbon Steel

by HARAMISHI Yasutake, TAGAWA Tetsuya, ABE Eiji, MIMURA Hiroshi and MIYATA Takashi

The Weibull stress criterion has been accepted as a fracture criterion for cleavage fracture of steels and has been applied to the analysis of the fracture toughness. However, the effect of the temperature and/or the yielding scale on the critical Weibull stress has not yet clarified. In the present work, the dependency of the critical Weibull stress on the yielding scale was investigated on a low carbon steel. The Weibull parameters of the critical Weibull stress were statistically evaluated with notched round bar tensile specimens. The 28 specimens for both 1mm radius notched round bar and 50mm radius hourglass bar were repeatedly fractured at -196 °C and the Weibull stress analyses were carried out based on the finite element stress solution. Although the constant shape parameter was successfully obtained independent on the specimen configurations, the scale parameter for the critical Weibull stress which was defined with the original Beremin's formulation was higher in the sharp notch specimen. The locations of the trigger points for cleavage in all fractured specimens were quantified by SEM observation. The local stress and strain conditions at the trigger points were also estimated by means of the FE solutions. The local tensile stress at trigger was not constant and showed the dependency on the local plastic strain.

In the original formulation of the Weibull stress proposed by Beremin, enough numbers of the nucleated micro-cracks are assumed and the fracture probability from micro-cracks is defined by only the maximum principal stress. However, the present test results suggest that the straining history for the micro-crack nucleation should be also considered for the cleavage fracture criterion. Modified Beremin model, in which the probability of the microcrack nucleation is also considered, was applied to the present results. The variation of the critical Weibull stress with the plastic constraint was almost disappeared in the modified Beremin model. The contribution of plastic strain on the cleavage fracture was discussed.

Key Words: Cleavage fracture strength, Statistical evaluation, Weibull stress, Size effect, Notched round bar, Plastic strain, Stress condition

1. 緒 言

一般に鋼のへき開破壊は、炭化物など硬質第二相粒子に生じた微視き裂から隣接した結晶粒のへき開面に沿ってき裂が不安定伝播することで生じるとされている^{1,6)}。微視き裂からのき裂伝播過程は古くから破壊応力論⁷⁾としても知られているように応力支配型であり、第1近似的には最大主応力条件が成立するとされている^{8,9)}。また、その強度は最弱リンク概念に従う確率的な特徴を示すことが知られており、応力条件に確率論を持ち込んだWeibull応力条件が破壊のクライテリアとしてBereminにより提案されている¹⁰⁾。限界Weibull応力に基づく破壊条件を破壊力学パラメータで記述されるき裂先端の応力場に適用することで、破壊靱性に関わる諸問題の解析に応用されてきた¹⁰⁾。これまで経験的にしか認識され

ていなかったへき開破壊強度の確率的容積効果の定式化が可能となり、それにより推定した破壊靱性の寸法効果やばらつきが実験結果とよく一致するとした報告¹¹⁻¹⁷⁾もあるが、あまりに簡易化されたBereminによるモデル化に関して異論も唱えられている^{18,19)}。Weibull応力の定式化¹⁰⁾においては、き裂寸法に関してある一定の確率分布を有する潜在微視き裂が負荷中に変化することなく一定の密度で存在することを前提にしており、それらを核とするへき開き裂の不安定伝播が最大引張応力のみで記述されるところの立場から、破壊確率を最大主応力の関数として定式化している。

一方、鋼材のへき開破壊強度は降伏強度と同様に結晶粒径に依存することは古くから知られている²⁰⁾。へき開破壊の源となる微視き裂の生成には硬質粒子への転位の集積過程が必要であり、また生成された微視き裂周辺の応力場にも転位の集積が関係する。転位の集積量は結晶粒径に依存するため、結果としてへき開破壊強度が結晶粒径に依存すると理解されている²⁶⁾。こうした転位の集積過程の力学的駆動力はせん断応力成分であることを考えると、へき開破壊は最大主応力のみでなく、せん断応力成分も含めた応力状態に依存してくることになる。

Weibull応力の概念はへき開破壊強度の破壊確率や確率的

* 原稿受付 平成16年4月2日 平成14年11月 溶接構造シンポジウムで発表
** 学 生 員 名古屋大学 大学院工学研究科 Student Member, Dept. Materials Science & Engineering, Nagoya University
*** 正 員 名古屋大学 大学院工学研究科 Member, Dept. Materials Science & Engineering, Nagoya University
**** 元横浜国立大学 Non-Member, Formerly Yokohama National University

Fig. 1 Microstructure of steel tested.

Table 1 Chemical composition of steel tested. (mass%)

C	Si	Mn	P	S
0.16	0.44	1.45	0.015	0.002

容積効果を定式化できるといった有用性があるため、応用領域を適切に拡大すれば工学的な価値は大きい。しかし、そのためには材料の限界Weibull応力あるいはそのWeibull係数に影響を与える因子やWeibull応力の適用が有効な力学的状態などを明確にすることが必要である^{21,22,23)}。

本研究では、異なる温度あるいは異なる応力多軸度の下で生じたへき開破壊を限界Weibull応力という単一パラメータで記述可能か否かを検討することに主眼をおいている。ただし、例えば同一形状の試験片を用いても、異なる試験温度においては、降伏強度の温度依存性に伴い降伏規模も変動してしまい、へき開破壊挙動に及ぼす温度の影響と応力多軸度の影響を分離できない。そこで本報では、最大主応力とせん断応力成分の組み合わせといった応力状態が限界Weibull応力に及ぼす影響を検討するために、同一試験温度の下、切欠き鋭さを変化させた試験を行った。限界Weibull応力の評価には、実験のみでなく、試験片破壊時の応力状態の正確な把握が必要となる。予き裂を有する靱性試験片の場合、き裂先端近傍の応力状態の算定においてある程度の不確実性が否定できない。本研究では、応力解析上、問題が少なく、また取り扱いの容易な円周切欠き丸棒試験片を対象に限界Weibull応力の評価を行った。著者らが従来からへき開破壊解析に用いてきた1mmR円周切欠き付丸棒試験片に加え、50mmR砂時計型丸棒試験片について-196℃で複数本の繰返し破壊実験を行った。それらの実験結果に弾塑性有限要素法解析結果を適用し、異なる試験片形状から得られる材料の限界Weibull応力およびそのWeibull形状係数を検討した。さらに、2mmRから10mmRまでの切欠き底半径を有する切欠き付丸棒試験片の破壊実験を補足的に行い、切欠き鋭さ、すなわち応力三軸度がへき開破壊強度へ及ぼす影響およびその機構に関して考察した。

Fig. 2 Notched round bar specimens.

Fig. 3 Measurement of notch mouth displacement.

Table 2 FE mesh data for each specimen

Specimen	Number of element	Total nodal number	Minimum element size, mm
1mmR	501	1594	0.10 X 0.08
2mmR	330	1075	0.25 X 0.16
3mmR	600	1911	0.15 X 0.15
6mmR	525	1676	0.20 X 0.25
10mmR	1400	4381	0.15 X 0.15
50mmR	500	1621	0.30 X 0.30

Axi-symmetric model with 8-node 2D element

2. 試験方法

供試材は、降伏強度403MPa、引張強さ557MPaの溶接構造用鋼SM490Aで、化学成分をTable 1に示す。また、供試材の顕微鏡組織写真をFig.1に示すが、組織形態はフェライトパーライトである。へき開破壊の再現にはFig.2に示すような円周切欠き付丸棒引張試験片を用いた。円周切欠きは、非切欠き部直径を12mm、切欠き底最小直径を6mmとし、切欠き底半径を1mmR、2mmR、3mmR、6mmR、10mmRとした。さらに、50mmRの砂時計型試験片も用いた。各試験片とも試験温度は-196℃であり、液体窒素中で試験を行った。1mmR円周切欠き付丸棒試験片と50mmR砂時計型試験片の2形状については、それぞれ28本の試験片に対して繰返し引張試験を行った。他の形状の試験片に関しては、各々3本の試験を行った。試験中の切欠き部の開口

Fig. 4 Weibull plots for critical Weibull stress independently obtained from 1mmR notched specimens and 50mmR hourglass specimens at -196°C.

変位を記録するためFig.3に示す治具を試験片非切欠き部に取り付け、クリップゲージを用いて変位を計測し、切欠き開口変位とした。すべての試験において試験片破断までの荷重-切欠き開口変位関係を連続記録した。試験で得られたすべての破面はSEMにより観察し、破壊起点の同定を行うとともに、試験片中心からの距離を測定した。

限界Weibull応力を評価するためには、試験片内の応力分布が必要となるため、有限要素法(FEM)による応力解析を行った。応力解析の基礎データとなる材料の構成式は、液体窒素中で行った平滑丸棒引張試験(直径6mm, ゲージ長50mm)で得られた応力-ひずみ関係を基礎として、解析で得られた各切欠き形状の荷重-変位関係が実験結果と対応するように総合的に決定した。最終的に-196°Cの応力-ひずみ関係として、降伏強度, σ_{ys} は835MPa, 加工硬化係数を $H = d\bar{\sigma}/d\bar{\epsilon}_p = 88.7(0.35 + \bar{\epsilon}_p)^{n-1}$, として与え, n は0.071とした。有限要素解析には、解析コードFINASを用い、8節点軸対称リング要素にて弾塑性計算を行った。Table 2に各試験片形状に対して用いた有限要素モデルの要素数、最小要素寸法などの解析条件を示す。

Bereminは、有効体積内の最大主応力 σ_1 を体積積分する次式でWeibull応力, σ_w を定義した¹⁰⁾ (以下この定義をBereminモデルと呼ぶ)。

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

$$= \left\{ \frac{1}{V_0} \sum_i \sigma_{1,i}^m V_i \right\}^{1/m} \quad (2)$$

FEM解析解に対しては要素の集合体として(2)式の取り扱いとなる。ここで $\sigma_{1,i}$ および V_i は i 番目の要素の最大主応力と体積、指数項 m は限界Weibull応力のWeibull形状係数である。 V_0 は負荷応力に対して一義的に破壊確率を定義できる材料の単位体積であるが、現状不定であるため、ここでは

Fig. 5 Relations between critical Weibull stress using m value of 24.9 and average fracture strain for various notch radius specimens.

便宜的に1とした。計算上は(2)式中の V_i をmm単位系で取り扱ったので $V_0 = 1\text{mm}^3$ であり、平均結晶粒径が $20\mu\text{m}$ 程度であることから、単位体積 V_0 は10万個を越える結晶粒を含む体積となっている。限界Weibull応力, $\sigma_{w,cr}$ の算定に用いる最大主応力分布は、試験片破断時の切欠き部公称応力もしくは切欠き開口変位をFEM解析結果に参照して求めた。すなわち、全断面降伏前に破壊を生じた1mmRおよび2mmRの切欠き試験片では破壊時の公称応力を、全断面降伏してから破壊を生じた他の試験片では破壊時の切欠き開口変位を用いて、FEMの結果を内挿した。切欠き開口変位で参照した場合の切欠き部の公称応力(FEM解)と破断荷重から算定される公称応力の実験値の差異は5%以内であった。最大主応力分布より限界Weibull応力, $\sigma_{w,cr}$ を算定するには、Weibull形状係数, m が必要となるが、ここでは繰返し試験で得られた実験結果に対して、ある m 値を(2)式に与え、算定された限界Weibull応力, $\sigma_{w,cr}$ の形状係数が与えた m 値と等しくなるように収束計算を行った。Weibull係数の近似には最尤法を用いた。(1)式の積分範囲、あるいは(2)式の加算範囲は塑性域としたが、変形の進行に伴い最大主応力が低下した領域は対象から削除した。

3. 結果及び考察

3.1 限界Weibull応力とWeibull係数

1mmR円周切欠き付丸棒試験片、50mmR砂時計型丸棒試験片に対して行った各々28本の繰返し引張試験結果および有限要素法解析の両者を(2)式に適用することで得られた限界Weibull応力, $\sigma_{w,cr}$ のWeibull分布をFig.4に示す。二母数Weibull分布から逸脱する実験点が高強度側に見られるが、両結果とも比較的良好に二母数Weibull分布で整理し得ることがわかる。図中にはWeibull尺度係数, σ_{w0} , 形状係数, m も

(a) 1mmR notched round bar under low magnification

(b) 50mmR hour glass round bar under low magnification

(c) 1mmR notched round bar under high magnification

(d) 50mmR hour glass round bar under high magnification

Fig. 6 Examples of SEM observations for cleavage trigger points.

示している。破壊強度の寸法効果を示す形状係数, m は両試験片形状とも25程度の値でよい一致を示している。一方、破壊強度の絶対値を示す尺度係数, σ_{w0} は、1mmR円周切欠き付丸棒試験片に比べ、50mmR砂時計型丸棒試験片の方がかなり低い値となっている。(1)式のWeibull応力の定義からもわかるように、その尺度係数は破壊に関わる材料の単位体積, V_0 に依存するが、Bereminモデルでは、単位体積, V_0 は材料定数とされている。従って、Fig.4に示した尺度係数の試験片形状依存性はBereminモデルに従った単一の破壊クライテリアが成立していないことを示している。

2mmRから10mmRにわたる円周切欠き丸棒試験片は統計量として取り扱えるだけの繰り返し試験を行っていないので、個々の試験片形状ごとに独立にWeibull応力解析はできない。Fig.4に示した形状係数, m が両試験片形状でよく一致した値が得られていることから、その値を用いて2mmRから10mmRにわたる切欠き丸棒試験片の個々の実験結果に対応する限界Weibull応力, $\sigma_{w,cr}$ を算定することができる。Fig.5は、Fig.4に示した1mmR円周切欠き付丸棒試験片で得られた形状係数の値を用い、すべての試験結果に対して算定した限界Weibull応力, $\sigma_{w,cr}$ を示したものである。図では横軸に各々の破面から測定した直径を基に算定した断面内平均破断ひずみ ($\epsilon_{f,av}=2 \cdot \ln(d_0/d_f)$, d_0 : 初期直径, d_f : 破面直径)を用いて整理している。Fig.5は試験片破壊時における変形の程度と試験片内の塑性域積分応力の関係を示していることにもなるため、Weibull応力の加工硬化関係とでも呼

ぶべき関係であり、塑性拘束の相違により個々の試験片形状ごとに右上がりの一定の関係を示すことになる。一部の試験片形状で必ずしも右上がりの関係にない結果もあるが、これは有限要素解析結果と実験結果との間において荷重-変位関係および切欠き部の開口変位と断面収縮の関係が完全には一致していないことに起因している。Bereminモデルでは、有効体積を考慮したWeibull応力を用いてへき開破壊を評価すると、試験片形状や負荷形式に依存することのない一定の破壊条件が得られるとするものであるが、Fig.5の結果は、各試験片形状相互で比較した場合、限界Weibull応力は破壊時の変形の程度に依存し、その変化は単調ではないということを示している。すなわち、比較的切欠きが鋭く塑性拘束が厳しい場合には高い限界Weibull応力を与えるのに対して、切欠き底半径を大きくし拘束を緩めた場合には生じる変形の増大に従い限界Weibull応力は低下する傾向を示す。詳細は後述するが、50mmR砂時計型丸棒試験片は試験片の任意断面でほぼ一様な応力状態にあり、引張負荷としては拘束がもっとも低い状況にある。この場合は加工硬化挙動を反映して、変形の増大に伴い限界Weibull応力は増加傾向を示す。

緒言で述べたように、鋼の脆性破壊においては、へき開き裂の不安定伝播に先立ち、微視き裂生成が必要とされている。へき開破壊強度を最大主応力で評価した場合、その限界値は一定ではなく、変形の程度に依存するというFig.5の結果は、へき開破壊の評価に際しては不安定伝播のみな

(a) 1mmR notched round bar (b) 50mmR hour glass round bar
Fig. 7 Trigger point locations and maximum principal stress at those locations.

(a) 1mmR notched round bar (b) 50mmR hour glass round bar
Fig. 8 Trigger point locations and equivalent plastic strain at those locations.

らず、破壊発生核の生成過程も考慮する必要があることを示唆している。Weibull応力はへき開破壊の確率的性質や確率的容積効果を考える上ではユニークな特徴を有するが、へき開破壊に対する影響因子を考える上では、応力場を積分により平均化していることで理解しにくくなっている。本試験片のように、試験片寸法が大きく変化していない状況の比較においては、むしろ単純な応力論で議論する方が影響因子の抽出には有効と考えられるため、次節ではへき開破壊起点の応力状態に関して解析を行う。

3.2 へき開破壊起点分布と起点での応力・ひずみ状態

各試験片で得られた破面のSEMによる観察例をFig.6に示す。1mmR切欠き試験片と50mmR砂時計型試験片の観察例で、上段が低倍での観察結果を示している。塑性拘束が最も緩い50mmR砂時計型試験片であっても巨視的には破面の全面がへき開型破壊であった。巨視的な破面粗さは50mmR砂時計型試験片でやや粗くなる傾向にあるが、放射状模様収束部から破壊起点を同定可能であった。Fig.6上段の写真において白丸で囲まれた中心が起点と判断した位置であり、Fig.6下段がその領域の高倍率観察である。Fig.6下段の写真にはさらに起点と思われる箇所を白矢印で示している。個々の試験片のへき開破壊起点の位置を試験片中心からの距離として測定した。FEM解析結果の各ステップを内挿して得られた試験片破壊時の応力・ひずみ分布を基に、

個々の破壊起点位置における破壊時の最大主応力と相当塑性ひずみを算定した。各破壊起点の最大主応力、 $\sigma_{1,cr}$ とその位置の関係をFig.7に示す。図には、FEM解析で得られた切欠き部最小断面内の最大主応力、 σ_1 の分布も同時に示している。各図中の2本の応力分布は実験を行った試験片28本中、最大荷重および最小荷重を示した試験片に対するものをそれぞれ示している。さらに相当塑性ひずみ、 $\bar{\epsilon}_p$ に関してFig.7と同様に示したのがFig.8である。Fig.7、Fig.8ともに、(a)が1mmR切欠き試験片、(b)が50mmR砂時計型試験片の結果となっている。1mmR切欠き試験片では最大主応力のピークは切欠き底から1~1.5mm付近に位置しているが、多くの破壊起点は主応力のピーク位置よりも、ひずみの高い切欠き底寄りに位置していることがわかる。一方、当然のことながら、50mmR砂時計型試験片では主応力に勾配はほとんどなく、破壊起点は全断面にばらついている。Fig.7およびFig.8に示した各破壊起点の最大主応力 $\sigma_{1,cr}$ と塑性ひずみ、 $\bar{\epsilon}_{p,cr}$ の関係をFig.9に示す。図には1mmR切欠き試験片、50mmR砂時計型試験片に加え、2mmRから10mmRにわたる円周切欠き丸棒試験片に対して得られた結果も同時に示している。また、図中の曲線は各試験片形状に対してFEM解析で得られた最大主応力のピーク値、 $\sigma_{1,max}$ とそのピーク位置での相当塑性ひずみ、 $\bar{\epsilon}_{p@psmax}$ の関係を示したものである。1mmR切欠き試験片においては、破壊起点の相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_{p,cr}$ はこの曲線よりも大きな値となっており、Fig.7およびFig.8でも示したように最大主応力のピーク位置よりも塑性ひず

Fig. 9 Relation between maximum principal stress and equivalent plastic strain at trigger point and its relation at the peak principal stress locations.

みの大きな切欠き底寄りで破壊を生じたことを示している。一方、50mmR砂時計型試験片は断面内に応力・ひずみ勾配がないので、曲線、実験点ともに与えた構成式に対応したものとなっている。Fig.9は破壊時の試験片内最大主応力を示したものであり、Fig.5に示したWeibull応力のように確率的容積効果を表すものではないが、試験片形状ごとの破壊応力の大小関係はFig.9とFig.5では一致している。すなわち、本研究で取り扱っている試験片寸法の範囲内であれば、有効体積の影響は大きくなく、へき開破壊の影響因子を議論する上ではFig.9に示した破壊発生点の応力・ひずみ状態を検討することが有効である。Fig.9によると破壊起点の最大主応力は一定ではなく、相当塑性ひずみが比較的小さい変形状態で破壊を生じる場合には、破壊起点の最大主応力は塑性ひずみに対して負の相関を示し、大きな変形状態では、正の相関となっていることがわかる。これはへき開破壊が主応力のみでなく、塑性ひずみにも依存し、ある塑性ひずみレベルまでは、塑性ひずみがへき開破壊の駆動力になっていることを示唆している。こうした確定論的な整理から確率的なへき開破壊発生事象を完全に説明することは難しいが、本供試材においては、試験片の拘束の程度に依存して、破壊の起点となる微視き裂の生成機構とその分布が異なっていたとも考えられる。すなわち、硬質粒子を核とする微視き裂生成には転位の集積が必要であるが^{2,3)}、塑性拘束の高い鋭い切欠きの場合、塑性ひずみ量が小さい状態でも最大主応力は容易に高くなりえ、微視き裂の生成が塑性ひずみに依存する結果、破壊応力が塑性ひずみの増大に伴って低下したと考えることもできる。一方、50mmR砂時計型試験片では、へき開き裂が不安定伝播できる応力レベルにおいて全断面降伏しており、へき開破壊の核生成に十分なひずみ状態にあったものと考えられる。

横堀^{24,25)}は炭素鋼の薄肉円筒試験片に対して、-196℃において引張-ねじり複合負荷を数種類の引張-せん断応力比

Fig. 10 Weibull plots for critical modified Weibull stress independently obtained from 1mmR notched specimens and 50mmR hour glass specimens at -196°C.

の下で行い、そのへき開破壊強度が最大主応力一定の条件にも最大せん断応力一定の条件にも従っておらず、両者の中間に位置していることを示している。すなわち、せん断応力の存在はへき開破壊に対する駆動力となり、こうした応力状態では最大主応力の強度評価では、低めの強度を与える傾向となる。せん断応力成分がへき開破壊に及ぼす影響の機構は転位と微視き裂の相互干渉であるとされているが、巨視的にはせん断応力成分は塑性ひずみに反映される。すなわち、本実験結果は横堀の実験結果とも一致する傾向にある。

3.3 へき開破壊強度への塑性ひずみの寄与

冒頭でも述べたように、鉄鋼のへき開破壊は粒界セメントタイトのような硬質第二相に転位が集積することで第二相粒子に微視き裂が生じ、その微視き裂が周辺に不安定伝播する^{1,2)}と理解されている。第二相粒子に生じる微視き裂は負荷ひずみが駆動力となって生じると言われており、生じる微視き裂の頻度は負荷ひずみにほぼ比例するといった報告^{26,27)}もなされている。Fig.8およびFig.9に示した結果によると、へき開破壊発生時の破壊起点における相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_{p,cr}$ は、塑性拘束の相違の大小に依存して試験片形状ごとに大きく異なる。従って、微視き裂生成に及ぼす塑性ひずみの影響を考慮した場合に、Fig.4に示した限界Weibull応力の分布がどのように整理されるかは、検討に値する。

(1)式に示したBereminによるWeibull応力の定式化¹⁰⁾では、潜在微視き裂群からの不安定き裂伝播のみをモデル化している。これに加えて、セメントタイトにおける微視き裂生成確率を考慮した修正モデルを著者の一人は提案した^{18,19)}。それによると、Weibull応力は次式となる。

$$\sigma_w^{\text{mod}} = \left[\int_V \int \left\{ \frac{\partial f(\epsilon)}{\partial \epsilon} \right\} \sigma_{ps}^m d\epsilon \frac{dV}{V_0} \right]^{1/m} \text{-----} (3)$$

Fig. 11 Relations between critical modified Weibull stress using m value of 17.9 and average fracture strain for various notch radius specimens.

ここで $f(\epsilon)$ はひずみ ϵ におけるセメントタイトの破壊確率である。(3)式は単位体積 V_0 の破壊事象は、微視き裂の生成事象と生成した微視き裂の伝播事象の複合事象であると考え、単位体積 V_0 の破壊確率はひずみで規定される微視き裂の累積生成確率と主応力で規定される微視き裂の伝播確率の積で表されたとしたものである。(3)式中の $\partial f / \partial \epsilon$ は、過去に報告されている実験的観察^{26,27)}を基に、セメントタイトの破壊確率は負荷ひずみに比例するものと仮定し、定数として取り扱っている。以下、(3)式を修正Bereminモデル、(3)式で得られたWeibull応力を修正Weibull応力、 σ_w^{mod} と呼ぶことにする。

1mmR切欠き丸棒試験片、50mmR砂時計型丸棒試験片の繰返し試験結果に対して、有限要素解析を参照することで、(3)式に示した限界修正Weibull応力、 $\sigma_w^{\text{mod},cr}$ を計算した。その結果をFig.10にWeibull分布で示す。Fig.10の結果によると、1mmR切欠き丸棒試験片で形状係数、 m がやや小さな値となっているが、Fig.3と比較すると、塑性ひずみの影響を考慮することで、試験片間の応力レベルが互いに近づく傾向にある。Fig.11は修正Weibull応力を使ってFig.5と同様の整理をしたものである。すなわちFig.10に示した1mmR切欠き丸棒試験片の結果から算定した形状係数の値($m=17.9$)を用い、すべての試験片の限界修正Weibull応力、 $\sigma_w^{\text{mod},cr}$ を最小断面平均破断ひずみで整理したものである。Fig.5で見られた限界Weibull応力の变形への依存性は、微視き裂生成への塑性ひずみの影響を(3)式で考慮することにより、ほぼ消失し、降伏規模に依存しないほぼ一定の値として限界値が得られているように見える。

修正Bereminモデルは、へき開破壊強度を第一近似的に最大主応力のみで評価した場合に生じ得る応力状態の影響を、単一のモデルで説明しようとするものであるが、次のような問題が残されている。Bereminモデルでは一定の確率分布を有する潜在的な微視き裂群を前提としている。第二

相に生じる微視き裂は負荷履歴に応じて生成されるものと考えられ、修正Bereminモデルは微視き裂の生成確率も考慮しようとしたものである。しかし、微視き裂からのへき開破壊伝播に関してBereminモデルを用いる以上、微視き裂の生成はWeibull形状係数、 m で特徴づけられる一定の確率分布関数を維持しながらその数を増していく必要がある。一方、へき開破壊伝播確率を定義する単位体積 V_0 は主応力により一義的に破壊確率が定義される必要があるため、本来の物理的意味からすると、潜在き裂密度に依存することになる。修正Bereminモデルで想定しているように、ひずみの増加に伴い微視き裂密度が増す場合、 V_0 は徐々に小さな値をとるべきである。すなわち厳密には(3)式において V_0 はひずみの被積分関数として取り扱う必要が生じる。単位体積 V_0 はBereminモデルにおいても概念的な変数であるため、厳密な定義は不能であるが、定性的には次のように考えられる。切欠きが鋭く、塑性拘束が高いほど降伏規模は小さい。第二相での微視き裂生成がせん断応力成分あるいはその結果としての塑性ひずみに支配されているとすると、塑性拘束が高い場合ほどへき開破壊伝播直前の微視き裂密度は小さいことになる。これは塑性拘束が高い場合には、単位体積 V_0 を相対的に大きな値として表すこともできる。単位体積 V_0 の値はWeibull形状係数、 m には影響を与えないが、尺度係数あるいは限界Weibull応力に逆比例の形で影響を及ぼしてくる。すなわち、 V_0 に対して一定の値を用いた場合、塑性拘束の高い鋭い切欠きでは大きめの限界Weibull応力を与えることになる。この傾向はFig.10に示した修正Weibull応力でも1mmR切欠き丸棒試験片が高い値を与える結果と一致する傾向である。

単位体積 V_0 は、実験的にも解析的にも不定であるため、Weibull形状係数、 m のみで議論の可能な破壊靱性や破壊応力の寸法効果を対象として、便宜的に1という値を用いている研究が多い。しかし、へき開き裂伝播の核となる微視き裂が負荷中に変化する場合、 V_0 を一定とすることはできない。 V_0 に関する議論のみからは、き裂密度が飽和するまで第二相に微視き裂を生じた場合に従来型のBereminモデルが有効となると言える。塑性ひずみが微視き裂生成の駆動力になるとすると、ある程度以上の塑性ひずみの下では、一定のへき開破壊応力が得られることが類推される。Fig.9の結果によると、破壊起点の最大主応力は塑性ひずみの増加とともに減少し、約5%の塑性ひずみを受けた状態からひずみ硬化に転じる傾向となっている。本供試材では5%以上の塑性ひずみで微視き裂の生成が飽和したと類推され、これ以下の塑性ひずみで生じるへき開破壊へのBereminモデルの適用に際しては応力状態への注意が必要となる。本研究では円周切欠き丸棒試験片を対象に議論したが、この問題は基本的に主応力と塑性ひずみの組み合わせの問題であり、き裂先端の降伏規模の変化、拘束度の変化、温度の相違にともなう降伏強度の変化に際しても、同様の問題が生起する可能性がある。

4. 結 言

溶接用構造用鋼SM490Aに対し、へき開破壊強度の確率的評価を1mmR円周切欠き付丸棒試験片、50mmR砂時計型丸棒試験片の2種類の試験片に対して同一温度-196℃で繰り返し引張試験を行い、限界Weibull応力およびそのWeibull形状係数を検討した。得られた結果を以下に示す。

- 1) Bereminモデルにより得られたWeibull形状係数は両試験片形状でよく一致したが、限界Weibull応力は塑性拘束の高い1mmR切欠き丸棒試験片の方が大きな値となった。
- 2) 1mmRから50mmRまで連続的に切欠き鋭さを変化させた円周切欠き丸棒試験片の破壊強度を評価した結果、限界Weibull応力、破壊起点の最大主応力のどちらを用いても、破壊強度は変形の程度に依存した。
- 3) 個々の試験片の破壊起点における破壊発生時の最大主応力と相当塑性ひずみの関係を検討した結果、約5%以下の比較的塑性ひずみの小さい段階で破壊した場合は、塑性ひずみがへき開破壊の駆動力として寄与したことが示唆された。
- 4) へき開破壊核の生成確率を取り込んだ修正 Beremin モデルを用い、ひずみの寄与を考慮すると、破壊強度の塑性ひずみ依存性はほぼ消失した。

以上の結果より、Bereminモデルに基づく限界Weibull応力を破壊条件として応用する場合、特に拘束が比較的高く、小さな変形の下で生じるへき開破壊に対して、応力状態の影響を受け得ることが示唆された。

本論文で用いた実験結果の一部は名古屋大学工学部学生的小山俊輔君によって行われたものである。ここに記して謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) C. J. McMahon, Jr. and M. Cohen : Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron, *Acta Metall.*, 13 (1965), pp.591~604.
- 2) E. Smith, The Nucleation and Growth of Cleavage Microcracks in Mild Steel, *Proceedings of Physical Basis of Yield and Fracture*, Physical Society of Oxford, (1966), pp. 36~46.
- 3) J. F. Knott : Micro-mechanisms of Cleavage and the Fracture Toughness of Engineering Alloys, *Advanced in Research on the Strength and Fracture of Materials* (D. M. R. Taplin eds.), Pergamon Press, 1 (1977), pp.62~92.
- 4) D. A. Curry and J. F. Knott : Effects of Microstructure on Cleavage Fracture Stress in Steel, *Metal Science*, 12 (1978), pp.511~514.
- 5) D. A. Curry : Cleavage Micromechanisms of Crack Extension in Steels, *Metal Science*, 14 (1980), pp. 319~326.
- 6) N. J. Petch : The Influence of Grain Boundary Carbide and Grain Size on the Cleavage Strength and Impact Transition Temperature of Steel, *Acta Metall.*, 34 (1986), pp. 1387~1393.
- 7) K. Terasawa, M. Otani, K. Terai and F. Kanatani : Some Characteristics of the Fracture Stress Curve in Steel, *J. Zosen Kyokai*, 117 (1965), pp.227~236.
- 8) J. F. Knott : Some effect of Hydrostatic tension on the Fracture Behaviour of Mild Steel, *J. Iron and Steel Inst.*, 204 (1966), pp.104~111.
- 9) T. Miyata, A. Ohtsuka, M. Mitsubayashi, T. Haze and S. Aihara : Prediction of Fracture toughness of Steels by Local Fracture Criterion, *J. Soci. Mater. Sci. Jpn*, 37 (1988), pp.897~903.
- 10) F. M. Beremin : A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel, *Metall. Trans. A*, 14A (1983), pp. 2277~2287.
- 11) F. Minami, A. Brückner-Foit, D. Munz and B. Trollidenier : Estimation Procedure for the Weibull Parameters used in the Local Approach, *Int. J. Fracture*, 54 (1992), pp.197~210.
- 12) T. Tagawa, T. Miyata and A. Ohtsuka : Evaluation of Cleavage Fracture Toughness by Statistical Local Fracture Criterion Approach, *J. Soci. Mater. Sci. Jpn*, 41 (1992), pp.1227~1233.
- 13) T. Miyata, T. Tagawa and S. Aihara : Mezzo Scopic Analysis of Cleavage Fracture Toughness in Low Carbon Steels and Low Alloy Steels, *Tetsu-to-Hagane*, 81 (1995), pp.583~588.
- 14) 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, *J. De Physique IV, C6* (1996), pp.C6-235~C6-242.
- 15) 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 Engng. Design*, 174 (1997), pp.247~258.
- 16) X. Gao, C. Ruggieri and R. H. Dodds Jr. : Calibration of Weibull Stress Parameters using Fracture Toughness Data, *Int. J. Fracture*, 92 (1998), pp.175~200.
- 17) T. Tagawa, C. E. Chaves, H. Yang, H. Yoshinari and T. Miyata : Specimen Size Requirements for Cleavage Fracture Toughness based on the Weibull Stress Criterion, *J. Naval Architects Jpn*, 181 (1999), pp.485~497.
- 18) H. Mimura : Some Comments on a Current Model for Scatter of Fracture Toughness in Carbon Steels, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 18 (1995), pp.699~705.
- 19) H. Mimura : Modified Beremin Model, *J. High Pressure Inst. Jpn*, 39 (2001), pp.281~287.
- 20) N. J. Petch : The Cleavage Strength of Polycrystals, *J. Iron and Steel Inst.*, (1953), pp.25~28.
- 21) C. S. Wiesner and M. R. Goldthorpe : The Effect of Temperature and Specimen Geometry on the Parameters of the "Local Approach" to Cleavage Fracture, *J. De Physique IV, C6* (1996), pp.C6-295~C6-304.
- 22) F. Grimpe, J. Heyer and W. Dahl : Influence of Temperature, Strain Rate and Specimen geometry on Microscopic Cleavage Fracture Stress, *Nuclear Engng. Design*, 188 (1999), pp.155~160.
- 23) P. P. Milella and N. Bonora : On the Dependence of the Weibull Exponent on Geometry and Loading Condition and its Implication on the Fracture Toughness Probability Curve using a Local Approach Criterion, *Int. J. Fracture*, 104 (2000), pp.71~87.
- 24) T. Yokobori : An Interdisciplinary Approach to Fracture and Strength of Solids, *Wolters-Noordhoff Pub.*, (1968), pp.156.
- 25) T. Yokobori : Criterion for Fracture and for Crack Propagation Direction in Brittle Fracture and Fatigue Fracture under Combined Stress Respectively-I (Uncracked Specimens), *Fracture Mechanics and Technology* (G. C. Sih and C. L. Chow eds.), *Sijthoff and Noordhoff Int. Pub.*, 1 (1977), pp.17~31.
- 26) J. Gurland : Observations on the Fracture of Cementite Particles in a Spheroidized 1.05%C Steel Deformed at Room Temperature, *Acta Metall.*, 20 (1972), pp.735~741.
- 27) T. C. Lindley, G. Oates and C. E. Richards : A Critical Appraisal of Carbide Cracking Mechanisms in Ferride/Carbide Aggregates, *Acta Metall.*, 18 (1970), pp.1127~1136.