

表面欠陥を起点とする延性破壊の機構と破断延性評価*
(単一穴を有する試験片の場合)真壁 朝敏^{*1}, 宮城 清宏^{*1}
呉 屋 守 章^{*1}, 糸 村 昌 祐^{*1}Mechanism of Ductile Fracture Originating in Surface Defect
and Evaluation of Fracture Ductility
(Case of Specimen Having a Single Hole)Chobin MAKABE, Kiyohiro MIYAGI,
Moriaki GOYA and Shosuke ITOMURA

Tensile fracture tests of specimens having a single blind hole were carried out in order to investigate the mechanism of ductile fracture originating in a surface defect. Although a crack was initiated at the hole edge, the true stress-true strain curve of the holed specimen approximately coincided with that of the plain specimen with no hole until the true stress reached a maximum value. In the deformation stage of the specimen after this stress value was reached, the growth behavior of the crack was not affected by the deformation of the hole. On the basis of these phenomena, parameter f_{ac} was defined by the ratio of crack area to minimum cross section of the specimen at which the true stress reached the maximum value, and the effect of hole size on the fracture ductility was examined using the parameter f_{ac} . The true strain ϵ_c at the point of maximum true stress showed good correlation with the parameter f_{ac} , and the shear mode growth of the crack started unstably at this point. The relation between the fracture ductility ϵ_f and the parameter f_{ac} was predicted from the relation between ϵ_c and f_{ac} and from the growth behavior of the crack. This relation coincided with the experimental results, and it was found that the fracture ductility ϵ_f of the present experiment is determined mainly by the starting conditions of unstable fracture and the growth behavior of the crack.

Key Words: Ductile Fracture, Ductility, Crack Initiation, Crack Growth, Shear Mode Fracture, Area Fraction of Crack, Hole

1. 結 言

材料の変形能と破壊挙動には深い係わりがあることはよく知られており、塑性加工限界値を支配する要因の一つに延性破壊特性があげられる⁽¹⁾。また、材料の延性破壊挙動は構造物の安全性の問題にも係わっている。そのため、延性破壊の進展機構を検討することは塑性加工の問題や構造物の破壊の問題等において重要である。

材料の変形能は次式の破断延性値 ϵ_f を用いて評価されることが多い。

$$\epsilon_f = \ln(A_0/A_f) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 A_0 , A_f はそれぞれ試験前、破断後の断面積である。破断延性値 ϵ_f は材料の基地の性質に依存するとともにその材料に含まれる第二相、介在物として欠陥の大きさ、形状によっても左右される⁽²⁾⁻⁽¹¹⁾。このようにことから、材料の破断延性値 ϵ_f は介在物や欠

陥等の体積率 f_v ⁽²⁾ あるいは面積率 f_a ⁽⁷⁾ によって評価されている。介在物や欠陥等の体積率 f_v の増加は材料の破断延性値 ϵ_f を低下させる。その機構を説明するために、種々のモデルが考案されている。その代表的なモデルには、ボイドの成長挙動に基づくもの⁽⁸⁾⁽⁹⁾ とき裂の成長をエネルギーのバランスから検討したもの⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾ がある。これらの研究では、EdelsonとBaldwinの実験結果⁽¹²⁾ を基にして内部のボイドを起点とした延性破壊についてモデルが検討されている。また、表面の人工欠陥を内部欠陥に見立てた研究⁽⁷⁾ も行われている。しかしながら、延性破壊が表面の欠陥から進展する場合として問題を設定し、その破壊挙動と破断延性値との関係を検討した研究は少ないと思われる。そこで、本研究では単一表面欠陥の場合に的を絞り、表面欠陥から延性破壊が進展する場合の機構と破断延性値 ϵ_f の簡便評価法について検討した。内部ボイドやき裂の成長挙動は三軸応力状態によって異なる⁽¹²⁾。しかしながら、村上⁽⁷⁾ が行ったように、延性破壊が内部から進展する場合のモデルを表面から破壊が進展する場合の結果を用いて検討することは、破壊

* 原稿受付 1995年4月17日。

^{*1} 正員、琉球大学工学部 (〒903-01 沖縄県中頭郡西原町千原1)。

現象を可視化し延性値を定量評価する手法を考案する上で有効であると思われる。本研究ではこのことに関しても若干の考察を行った。

2. 材料および実験方法

素材は、S15CKである。その化学成分と機械的性質を表1、2に示す。それを900°Cで1時間焼なましした後に試験片を製作した。試験片は図1に示すように2種類の形状に加工した。試験片の最小断面は式(1)によって容易に破断延性値 ϵ_f が算出できるように円形とした(ただし、穴を加工しない場合)。図1(a)は一般的な最小断面部をもつ試験片(以下においては標準試験片(あるいはStraight specimen)と称する)、(b)は砂時計形試験片(Hour glass specimen)である。表面欠陥からの延性破壊挙動と破断延性値 ϵ_f の関係を検討するため、人工欠陥として図2に示す非貫通穴を試験片最小断面部に加工した。穴の直径 d と深さ h はいずれも0.2~2.0 mmの範囲で変化させた。試験片は人工穴の加工後にさらに600°Cで1時間真空焼なましを行い実験に供した。なお、以下においては人工穴を有する試験片を穴材、人工穴のない試験片を平滑材と呼ぶ。

引張破断試験は5 mm/minの引張速度で行った。引

張りによる穴の変形や穴からのき裂発生は、試験機に取付けた金属顕微鏡によって直接観察した。試験片の直径、穴径および引張りにより発生するき裂の長さは、金属顕微鏡とダイヤルゲージを用いて測定した。試験片に加わる真応力は引張時の試験片最小断面を用いて算出した。厳密には、試験片に加工した穴の面積やき裂が発生した場合のき裂面積は、試験片の断面積から除外して真応力を算出すべきであると思われるが、本研究では簡便のため、それらの面積は除外せず最小断面積を円として近似して算出した応力を真応力とみなした。また、断面積の変化から真ひずみ(対数ひずみ)を算出したが、その場合にも最小断面積から穴やき裂の面積を除外していない。

3. 実験結果および考察

3.1 試験片の変形と人工穴からのき裂発生による不安定破壊について 延性破壊の機構は内部から発生するボイドの成長挙動によって検討されることが多い⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。しかしながら、介在物や欠陥が近接していない場合すなわちそれらの体積率が小さい場合は、破断延性値 ϵ_f はき裂の発生による最終不安定破壊挙動あるいはせん断破壊挙動に支配されることが考えられる⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。そのようなことから、本研究においては表面

Table 1 Chemical composition [wt.%]

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu
0.15	0.30	0.50	0.013	0.013	0.05	0.19	0.14

Table 2 Mechanical properties

Lower yield point σ_{y1} (MPa)	Ultimate tensile strength σ_B (MPa)	True fracture stress σ_f (MPa)	Reduction of area ψ (%)
283	449	956	68.8

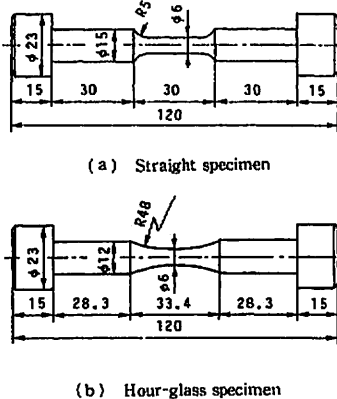


Fig. 1 Shape and dimensions of the specimens [mm]

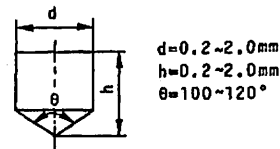


Fig. 2 Geometry of the drilled hole

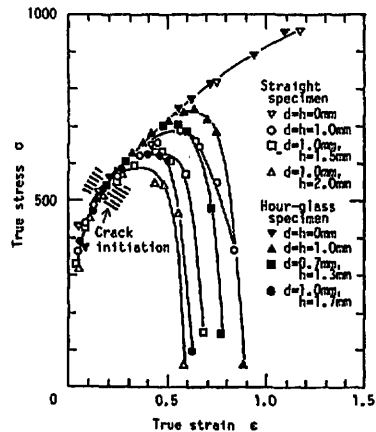


Fig. 3 True stress σ -true strain ϵ curves

穴を起点とする延性破壊をき裂の進展に基づくせん断形破壊に着目して検討した。

真応力-真ひずみ線図の例を図3に示す。穴のない平滑材($d=h=0$ mm)では、真応力が最大値に達した直後に破断し、カップアンドコーン形の破面が得られた。穴寸法が小さい場合(d や h がともに0.2~0.4 mm程度)、穴材においても破面は内部ボイドを起点としたカップアンドコーン形になる(その真応力-真ひずみ線図は平滑材とほぼ一致するので図3にはプロットしていない)。それに対し、図3に示した穴深さ h の範囲(h が0.7 mm以上)では、真応力が最大値に達した後もいくらかの変形能はあり、真応力の低下とともに試験片が変形した。このような場合は表面欠陥を起点として破壊が進展し、試験片内部の応力状態はボイドが十分に成長する程度の三軸応力状態にはならない。この場合はせん断形の破面が得られる⁽⁷⁾。このようなことから、以下においては、穴材の実験結果についてはおもに穴が破壊の起点になった場合のものを示す。すなわち、特に断らない限り、穴材に関するデータは穴が破壊の起点となったものである。

図3からわかるように、穴材において真応力が最大

となる時点付近までは、穴材と平滑材の真応力-真ひずみ関係はほぼ同じである。したがって、穴材の破断延性値 ϵ_f は真応力が最大となる時点のひずみ ϵ_c とその後の変形挙動に左右されると考えられる。穴材では、ほぼ荷重が最大となる引張強さ σ_B 付近(図3に斜線で示した部分)で穴縁からき裂が発生した。この傾向は村上ら⁽⁷⁾の70/30黄銅の場合と同じである。また、介在物の体積率が小さい材料の平滑材においては、介在物のはく離等によって引張強さ付近でマクロボイドが発生・成長し始めるという報告⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾がある。これらのことから、本実験における穴材でのき裂発生はそのような平滑材でのマクロボイドの発生と定性的に対応するものと思われる。また、西谷らの研究⁽¹⁵⁾⁽¹⁷⁾によると70/30黄銅や炭素鋼の平滑材では、真応力が最大となる時点で、ボイドから強せん断変形域が発達する。そして、それに沿ってき裂が発生・成長することによって不安定破壊が生じる。このことに類似した現象が穴縁から進展する破壊現象にもみられる。つまり、詳細は後述するが、穴材においては真応力が最大となる時点付近以降は穴寸法の影響を受けずにせん断形でのき裂成長が生じる。ボイド密度の低い材料においては内部からの最終破壊挙動がき裂の成長挙動(あるいはミクロボイド群の発達挙動)で決まっている。このことと本実験における真応力低下時のせん断形のき裂進展挙動は定性的によく対応していると思われる。そこで、以下においては破壊現象と延性との関連を考察するため、真応力が低下する際にき裂が進展する現象を不安定せん断破壊と定義し検討を進める。

図4は真応力が最大となる時点付近で観察された穴形状とき裂である。これから、細長く伸びた穴の縁から発生したき裂が鈍化した後にせん断形で進展していることがわかる。図5は破面の穴部付近の様子を検討

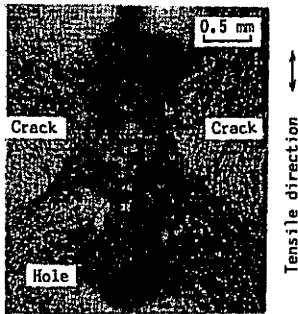


Fig. 4 Extension of the crack from hole edge

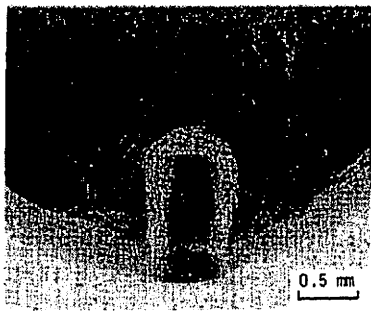


Fig. 5 Observation of the shape of crack front where the instable fracture started

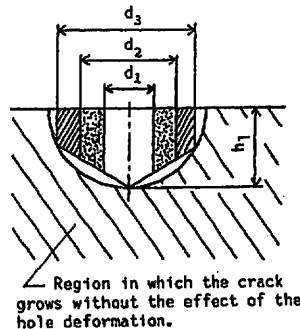


Fig. 6 Schematic representation of the feature of the crack at which the instable fracture started

したものである。き裂が穴の影響を受けて進展する際にはき裂先端の鈍化や分岐がみられる。このことは破面にも現れ、き裂が穴の影響を受けて進展した部分と穴の影響を受けない不安定せん断破壊の部分は区別することができる。図4の表面写真そして図5の破面写真を対応させると、き裂進展に穴の影響が及ぶ境界は、ほぼ穴の深さを半径とした半円状になっている。それを図式的に示したのが図6である。この図に示すように本実験の穴寸法の範囲では穴の直径によらず、ほぼ穴の深さによって不安定せん断破壊が生じるときのき裂寸法が定まっていると思われる。

なお、図3において、穴寸法が同じ(例えば、 $d=h=1.0\text{ mm}$)でも砂時計形試験片と標準試験片の真応力の最大値は若干異なっている。しかし、真応力が最大のときの両試験片における真ひずみの値はほぼ一致し試験片形状による差がみられない。このことから、本研究では、簡便のため試験片形状の区別をせずに延性と穴寸法の関係について検討した。

3・2 き裂面積率 f_{ac} による破断延性の評価 3・1節の結果から、真応力が最大となる際のひずみ ϵ_c とその後の不安定せん断破壊の挙動が穴材の延性を支配することが考えられる。そこで、破断延性値 ϵ_f と穴寸法との関係をひずみ ϵ_c と穴寸法の関係および不安定せん断破壊時のき裂進展挙動に基づき検討する。観察結果によれば、ひずみ ϵ_c の時点で不安定せん断破壊が開始し、それ以前ではき裂形状は穴の影響を受けて変化するがそれ以後においては穴の影響を受けない。このことから、その不安定せん断破壊開始時のき裂の面積に着目し次式で示すき裂面積率 f_{ac} を用いて穴材

の破断延性を評価することを試みた。

$$f_{ac} = (A_{cr})_c / A_c$$

ここで、 $(A_{cr})_c$ は不安定せん断破壊開始時のき裂の面積、 A_c はそのときの試験片最小断面積である。図6に示したように、真応力が最大となるひずみ ϵ_c の時点では、き裂はほぼ半円形となる。このことに基づき、本研究では厳密にき裂面積率 f_{ac} を測定することは困難であるので、 f_{ac} を次式のように近似した。

$$f_{ac} = \pi h^2 / (2A_0) \quad (2)$$

すなわち、簡便のため穴の初期深さ h と試験片初期断面積 $A_0 (= \pi D^2/4)$ を用いて f_{ac} を近似した。式(2)を適用して穴の初期寸法から f_{ac} が算出できることは実用的であると思われる。なお、村上ら¹⁷⁾は欠陥や介在物の主応力方向への投影面積を用いれば扁平な欠陥や介在物を有する材料の破断延性値が合理的に評価できることを示しているが、本研究はそれを単一欠陥の場合について応用したものである。

まず、穴材において真応力が最大となるひずみ ϵ_c とき裂面積率 f_{ac} との関係を図7に示し検討する。ひずみ ϵ_c とき裂面積率 f_{ac} の間にはよい相関があり、ひずみ ϵ_c は次式で近似できることがわかる。

$$\epsilon_c = a_1 + a_2 \ln(f_{ac}) \quad (3)$$

ここで、 a_1 と a_2 は係数であり、 $a_1 = 0.20$ 、 $a_2 = -0.14$ となる。

次に、穴から進展する不安定せん断破壊挙動を把握するため、き裂の成長挙動について検討する。そして、その検討には近似的に求めた引張時のき裂面積 A_{cr} を用いる。 A_{cr} は穴からき裂が発生していないときは穴

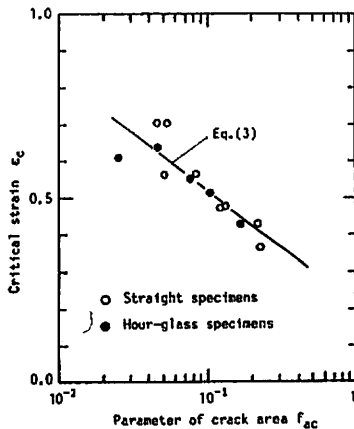


Fig. 7 Relation between the strain ϵ_c and the parameter f_{ac}

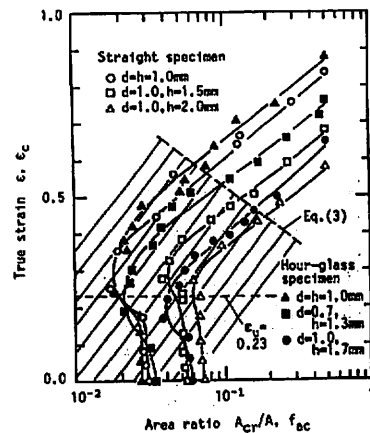


Fig. 8 Relation between the ratio of crack area to minimum cross section A_{cr}/A and the true strain ϵ during the crack growth

面積を荷重方向に投影したものであり、き裂が発生した際は穴面積を含むき裂面積を荷重方向に投影したものである(その近似手法は付録に示した)。図8はき裂面積 A_{cr} を引張時の試験片最小断面積 A で無次元化した量 A_{cr}/A と真ひずみ ε の関係である。また、同図中の破線は式(3)で示した ε_c と f_{ac} の関係である($\varepsilon = \varepsilon_c$ のとき、近似的には $f_{ac} = A_{cr}/A$ となる)。その破線を境とした左下の斜線部分は不安定せん断破壊が進展する以前の結果である。き裂発生前では引張方向に穴は伸延するが、それと直垂な方向には穴径は減少する。それと同時に穴の深さも減少すると思われるが、本実験では表面から穴寸法や試験片最小断面直径の変化を測定したので、穴の深さの変化は不明である。そのため、図8の斜線部分では穴の深さが変化しないとして求めた見掛け上の関係を表している(特に、引張強さ時点のひずみ ε_u の値付近でくびれの進展等に起因して A_{cr}/A がいったん減少するという見掛け上の現象が生じる)。そして、本研究では特に図8の斜線部分での穴やき裂の寸法変化については詳細な検討をしなかった。しかし、上述したようにその斜線部では穴材でも平滑材とほぼ同様な真応力-真ひずみ関係が得られるので、破断延性値 ε_f を簡便に評価するという本研究の範囲内では、斜線部の結果を考慮しなくても差支えない。

試験片が不安定せん断破壊する場合(真応力が低下しながらき裂が進展する場合)には、き裂先端の鈍化が生じない。図8では式(3)で示す直線以降がこの不安定せん断破壊の部分に対応する。不安定せん断破壊

時のき裂形状は穴の影響を受けないことと図6に示したことから、そのときのき裂形状は半円形と仮定できる。図8からわかるように、不安定せん断破壊開始後は無次元量 A_{cr}/A と真ひずみ ε の関係には片対数グラフ上で直線関係がある。そして、図9に示すように真ひずみ ε から破断延性値 ε_f を差し引いた量と無次元量 A_{cr}/A の関係を検討すると不安定せん断破壊時のき裂進展挙動がより明確になる。すなわち、真応力の最大値以後のデータについて整理した図9においては穴形状によらず、ほぼ1本の直線で実験結果が近似できており、そのき裂進展には不安定せん断破壊開始前の試験片の変形履歴が影響していないことがわかる。また、この直線関係から次式のような関係でき裂が進展することがわかる。

$$\varepsilon = f(f_{ac}) + a_3 \ln(A_{cr}/A) \quad (4)$$

ここで、 $f(f_{ac})$ は f_{ac} のみの関数を表している。 a_3 は係数であり、穴寸法にかかわらず $a_3 = 0.14$ となっている。また、式(4)を微分すると

$$d(A_{cr}/A)/d\varepsilon \propto A_{cr}/A$$

という関係が得られることから、無次元化したき裂面積の拡大速度はその面積に比例していることがわかる。この傾向は炭素鋼⁽¹²⁾と70/30黄銅⁽¹³⁾の中央き裂試験片における延性破壊のき裂進展傾向とよく一致している。

式(4)において $f_{ac} = A_{cr}/A$ とおくと $\varepsilon = \varepsilon_c$ となるので、次式が成立する。

$$\varepsilon_c = f(f_{ac}) + a_3 \ln(f_{ac})$$

この式の右辺と式(3)の右辺は等しいので関数 $f(f_{ac})$ が次式のように求まる。

$$f(f_{ac}) = a_1 + a_2 \ln(f_{ac}) - a_3 \ln(f_{ac}) \quad (5)$$

これを式(4)に代入すると、式(6)が得られる。

$$\varepsilon = a_1 + a_2 \ln(f_{ac}) - a_3 \ln(f_{ac}) + a_3 \ln(A_{cr}/A) \quad (6)$$

図9から破断時、すなわち $\varepsilon = \varepsilon_f$ のときにおける最終き裂面積を推定することができる。なお、ここでいう最終き裂面積とは、試験片断面の収縮を伴いながらき裂が進展できる限界の面積をいう。そのき裂面積の無次元量 $(A_{cr}/A)_f$ は約0.5である。最終的には、人工穴からの破壊はカップアンドコーン形破壊のせん断縁のような形態となる。図10にはその破面の全体的な様相を示すが、破面にもほぼ $(A_{cr}/A)_f \approx 0.5$ を示すような模様が見れている。その値と各係数 a_1 , a_2 , a_3 の値を式(6)に代入すると破断延性値 ε_f とき裂面積率 f_{ac} の関係が次式のように求まる。

$$\varepsilon_f = 0.11 - 0.28 \ln(f_{ac}) \quad (7)$$

ただし、 $\varepsilon_f < \varepsilon_{f0} \approx 1.12$ であり(ε_{f0} は平滑材の破断延

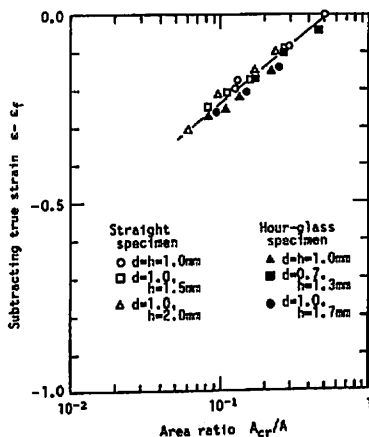
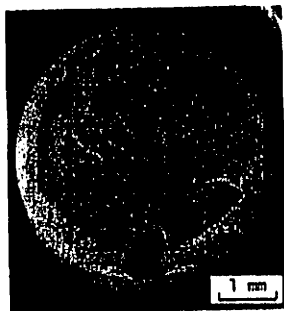


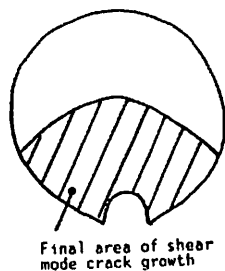
Fig. 9 Relation between the subtracting true strain $\varepsilon - \varepsilon_f$ and the ratio A_{cr}/A after the maximum true stress points

性値の平均値), 式(7)には適用限界がある。

実験で得られた ϵ_f と f_{ac} の関係と式(7)を示す線図を図11に示す。0.02 < f_{ac} < 0.3 の範囲での実験結果と式(7)は比較的良好に一致していることがわかる。そして、この結果から本実験の穴材の破断延性値 ϵ_f は、上述したように不安定せん断破壊開始時のひずみ ϵ_f とその後のき裂進展挙動に支配されていることが明らかとなった。また、本実験結果から、き裂面積率 f_{ac} は



(a) Photograph of the fracture surface



(b) Schematic representation of the fracture surface

Fig. 10 Fracture surface of the holed specimen

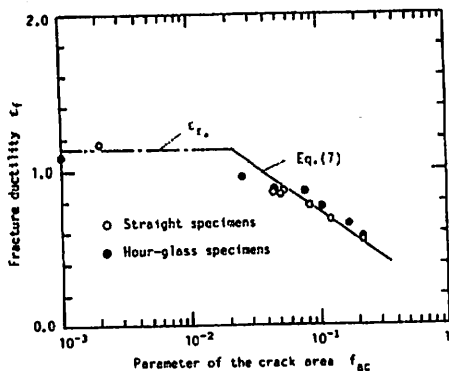


Fig. 11 Correlation between the fracture ductility ϵ_f and the parameter f_{ac}

破断延性値 ϵ_f を簡便に評価するために有効なパラメータとなり得ることが期待できる。なお、 $f_{ac} < 0.02$ のときは表面欠陥からではなく内部ボイドを起点として破壊が進展し、 $\epsilon_f = \epsilon_{f0}$ となる。0.02 < f_{ac} では表面欠陥から破壊が進展するため、0.02 < f_{ac} < 0.3 の実験範囲で式(7)が成立している。

3.3 本実験結果の適応性について 本実験では低炭素鋼を用いて限られた穴寸法の場合についてしかき裂面積率 f_{ac} の有効性を検討していない。そこで、村上⁽⁷⁾の70/30黄銅による実験結果について、破断延性値 ϵ_f をき裂面積率 f_{ac} で再評価してみることにによってその有効性の検討を行った。この場合も f_{ac} は式(2)によって算出した。図12は村上⁽⁷⁾の論文から1個の非貫通穴の場合を抜き出して整理した ϵ_f と f_{ac} の関係である。図11と同様にそれらにはよい相関があることがわかる。

図13は複数の穴の場合について村上⁽⁷⁾の実験結果の一部を再整理したものである。同図中の実線は図

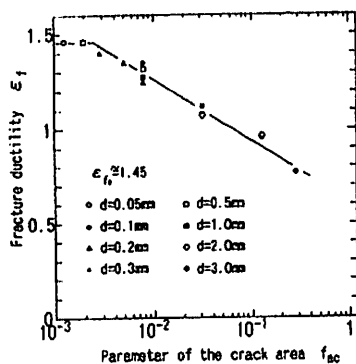


Fig. 12 Relation between ϵ_f and f_{ac} in the case of 70/30 brass with a single hole⁽⁷⁾

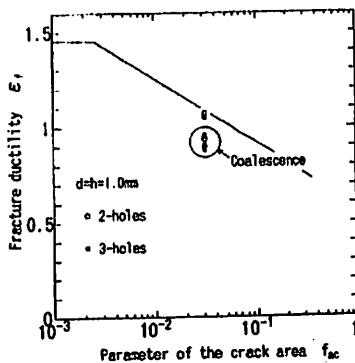


Fig. 13 Relation between ϵ_f and f_{ac} in the case of 70/30 brass with some holes⁽⁷⁾

12 から得られた 1 個の穴の場合における ϵ_r と f_{ac} の関係を示している。き裂によって複数個の穴が連結する場合の結果(丸く囲んだデータ)は単一個の穴の場合の結果からずれている。したがって、複数個の穴からのき裂が干渉する場合には、 f_{ac} が単に式(2)を用いて近似できないことになる。このような干渉が起こる場合には単一個の穴の寸法でなく、干渉後に不安定せん断破壊が開始する際のき裂面積を近似できるパラメータを用いる必要がある。また、貫通穴を加工した場合や深さが直径の約半分の非貫通穴の場合には、き裂面積率 f_{ac} は寸上の投影面積率 f_a (穴や欠陥の投影面積/試験片断面積)と等価になると思われる。

内部の介在物等から延性破壊が進展する場合にはボイドを起点として不安定せん断破壊が開始する。このことと上述の結果から、材料の延性評価に f_{ac} を適用する場合には、真応力が最大となるとき、すなわち不安定せん断破壊が開始するときのボイド形状(またはボイド密度)を把握する必要があると思われる。内部の介在物等を起点として延性破壊が進展する場合には不安定破壊は脆性的に進展する場合が多いことから、内部から破壊が進展する場合には真応力が最大になるときのひずみ ϵ_c が破断延性値 ϵ_f とほぼ一致すると思われる。また、3・1 節で考察したように、定性的には本実験の表面欠陥からのき裂進展による不安定破壊と内部ボイドからのき裂発生による不安定破壊が対応することなどから式(3)で示した不安定せん断破壊の開始条件は物理的に重要な意味をもっていると思われる。したがって、今後、不安定破壊開始時のき裂面積率またはボイド面積率 f_{ac} の有効性を検討するためにも式(3)における f_{ac} と ϵ_c の関係の物理的背景を明らかにする必要があると思われる。そのことは、表面欠陥の場合のき裂の干渉効果や内部ボイドからの破壊の場合を含めて今後検討したい。なお、内部の介在物等から延性破壊が進展する際には、多くの場合、 f_{ac} は投影面積率 f_a と等価なものになると思われる。また、著者らは初期ボイド密度の高い材料では、ボイドの局所的な含

体や局所的なくびれにより不安定破壊が生じるが、初期ボイド密度の低い材料では上述したようなボイドからのき裂発生による不安定破壊が生じると考えている。

4. 結 言

試験片の変形挙動や穴から発生したき裂の進展挙動に基づき、表面に単一個の非貫通穴を加工した試験片の破断延性値 ϵ_f を簡便に評価する方法を検討した。得られたおもな結果は次のとおりである。

(1) 穴材の引張試験では真応力が最大値に達した後に次第に減少するという現象がみられる。そして、穴材の真応力と真ひずみの関係は、真応力が最大値に達するまで、ほぼ穴のない平滑材の場合と一致する。

(2) 穴材においては引張強さ付近で穴縁からき裂が発生し、真応力が最大になる時点付近でそのき裂の進展に起因する不安定せん断破壊が生じる。不安定せん断破壊が起こる前にはき裂先端の鈍化が観察されるが、それ以後はき裂先端は鈍化せずき裂の進展挙動には穴寸法の影響がない。

(3) 結論(1)と(2)から本実験の穴材の破断延性値 ϵ_f は真応力が最大となる時点のひずみ ϵ_c とその後の不安定せん断破壊挙動によって支配されると考えられる。

(4) 破面観察や表面のき裂形状観察結果から本実験の場合の真応力が最大となる時点のき裂面積率 f_{ac} を次式のように近似した。

$$f_{ac} = \pi h^2 / (2A_0)$$

ここで、 h は穴の初期深さ、 A_0 は試験片初期断面積である。そして、真応力最大時のひずみ ϵ_c と f_{ac} の関係を用いて不安定せん断破壊開始条件が次式のように求まる。

$$\epsilon_c = 0.20 - 0.14 \ln(f_{ac})$$

(5) 無次元化したき裂面積の拡大速度 $d(\Lambda_{cr}/A)/d\epsilon$ がその面積比 Λ_{cr}/A に比例すること、速度 $d(\Lambda_{cr}/A)/d\epsilon$ に試験片の変形履歴の影響がないことおよび不安定せん断破壊開始条件からき裂面積率 f_{ac} と破断延性値 ϵ_f の関係が次式のように導ける。

$$\epsilon_f = 0.11 - 0.28 \ln(f_{ac})$$

この近似式は実験結果とよく一致する。これは結論(3)を支持する結果となっており、また、このことから本実験の場合の破断延性値 ϵ_f が f_{ac} によって簡便評価できることが明らかとなった。

付 録

き裂面積の近似について 図 14 に穴縁にき裂が

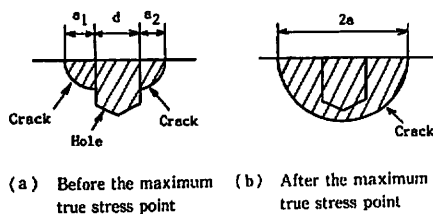


Fig. 14 Schematic representation of the approximated area of the crack

発生した後のき裂面積 A_{cr} の近似手法を示す (A_{cr} は荷重方向への投影面積である)。本実験では、穴やき裂の深さが測定できなかったため、試験片表面から測定した穴径およびき裂長さによってき裂面積 A_{cr} を近似した。真応力が最大となる以前ではき裂は穴底に達しておらず、その場合には穴縁に発生したき裂のき裂面形状を円の $1/4$ として近似した。図 14(a) に示すように、その場合の面積 A_{cr} は穴面積と穴の両側のき裂の部分の面積の和として近似した。なお、図中の d は穴径、 a_1 、 a_2 は穴縁からのき裂長さである。き裂が穴底に達した後 (真応力が最大値に達した後) には、穴面積を含めて図 14(b) に示すように半円形 (半径はき裂半長 a) としてき裂面積 A_{cr} を近似した。

文 献

- (1) 例えば、池村・斎藤・田中、変形能について、鉄と鋼、42 (1976)、267-280。
- (2) Ekelund, B. I. and Baldwin, W. M. Jr., The Effect of Second Phases on the Mechanical Properties of Alloys, *Trans. ASM*, 55(1962), 230-250。
- (3) Broek, D., The Role of Inclusions in Ductile Fracture and Fracture Toughness, *Eng. Fract. Mech.*, 5 (1973), 55-66。
- (4) Rosenfield, A. R., Criteria for Ductile Fracture of Two phase Alloys, *Mel. Rev.*, 13(1968), 29-40。
- (5) 小林・高島・榎本・清水・国尾、延性破壊に関する研究、機論、40-336(1974)、2117-2126。
- (6) 小坂田・城戸・関口、炭素鋼における延性の異方性、機論、49-440, A(1983), 530-538。
- (7) 村上・真壁・西谷、破断延性に及ぼす欠陥の影響とその評価法について、機論、51-472, A(1985), 2721-2729。
- (8) McClintock, F. A., *On the Mechanics of Fracture from Inclusions, Ductility*, Chap. 9, (1968), 255-277, ASM。
- (9) Thomason, P. F., A Theory for Ductile Fracture by Internal Necking of Cavities, *J. Institute Metals*, 96 (1968), 360-365。
- (10) Gurland, J. and Plateau, J., The Mechanism of Ductile Rupture of Metals Containing Inclusions, *Trans. ASM*, 56(1963), 442-454。
- (11) Nagumo, M., A Criterion of Ductile Fracture on the Tensile Testing of a Perforated Mild Steel Sheet, *Acta Met.*, 21(1973), 1661-1667。
- (12) 大塚・宮田・西村・木村・馬淵、低炭素鋼における延性破壊の発生に及ぼす応力三軸度の影響、材料、29-322(1980)、717-723。
- (13) 小倉・大路、延性破壊とクリープ破壊、機誌、75-642(1972)、1099-1108。
- (14) Rogers, H. C., The Tensile Fracture of Ductile Metals, *Metal. Soc. AIME*, 218(1960), 498-506。
- (15) 西谷・真壁、引張試験における 7:3 黄銅の延性破壊の機構、材料、31-344(1982)、452-457。
- (16) 小指・清水・久保田、構造用鋼材の延性および靱性におよぼす非金属介在物の影響について、鉄と鋼、57-13(1971)、2029-2041。
- (17) 西谷・清田、炭素鋼の延性破壊に及ぼす異方性の影響、機論、No. 768-1(1976-3)、37-40。
- (18) 真壁・兼城・高良、S 15 CK 中央切欠試験片の延性破壊挙動に及ぼす切欠長さの影響について、機論、56-521, A (1990)、78-83。
- (19) 真壁・村上、延性き裂の安定成長挙動について、機論、53-486, A(1987)、261-266。