破断歪に及ぼす初期ボイド体積率および試験片サイズの影響*

小 野 寺 龍 太*

Ryūta Onodera : Effect of Initial Volume Fraction of Voids and Specimen Size on Ductile Fracture. Estimation of fracture strain of ductile round bar specimen, having a given initial volume fraction of voids, was tried using the previously reported equation for the ductile fracture condition. As the equation involves four variables i.e. volume fraction of voids, v , relative radial stress, σ_r/Y , relative work hardening ratio, $\frac{d\sigma/d\varepsilon}{\sigma}$, and specimen size, changes of these variables with strain were investigated.

σ_r/Y at the center of the neck of specimens was expressed in terms of the curvature radius of the neck, R , and a radius of the section of specimen, r , using Bridgman's equation. It was shown that r/R could be uniquely related to strain, ε , irrespective of examined materials. Next, densities of the necked region of tensile specimens of several materials (low carbon steel, stainless steel, aluminium, etc.) were measured. Using these results, experimental equations for the change in volume fraction of voids with the effect of work hardening and the difference in materials were obtained. Applying these equations, the v - ε curve of a specimen having a given volume fraction, v_0 , could be drawn.

Using r/R - ε , and v - ε curves and the equation for the fracture condition, the relation between fracture strain ε_f and initial volume fraction of voids v_0 could be obtained graphically in each case of three different n -values ($\sigma = C\varepsilon^n$, $\frac{d\sigma/d\varepsilon}{\sigma} = \frac{n}{\varepsilon}$) and three different specimen sizes, which agreed well with the experimental results (Edelson, et.al., present work). The theoretical expectation that fracture strain increases with n -value and decreases with specimen size, agreed quantitatively with the experimental results described in this paper.

(Received November 7, 1975)

I. 緒 言

延性破壊研究の目的の一つは与えられた材料の延性(破断歪)を予想することにある。それ故、従来の理論的研究^{(1)~(3)}では初期介在物量が破断歪に及ぼす影響を予想し、Edelson 等⁽⁴⁾が行った実験結果との比較を行っている。筆者は前報⁽⁵⁾⁽⁶⁾でボイドがポアソン分布に従って試料中に分布しているという仮定の下に、内部ネッキング機構に基づく引張延性破壊理論を提出したが、それには①ボイド体積率、②相対加工硬化率、 $\frac{d\sigma/d\varepsilon}{\sigma}$ (σ は応力, ε は歪)、③半径方向応力、④ボイドの寸法に対する試験片の寸法の比という4個の変数が含まれており、これらは皆、破断開始時における値である。それ故、初期ボイド体積率が破断歪に及ぼす影響等について論じるためには、以上の4変数が歪と共に変化する様子を知らなければならない。これらのうち最も測定が困難なボイド体積率変化について、我々は以前炭素鋼でのみ研究⁽⁷⁾を行ったが、その結果を他の金属にまで一般化することはできないであろう。

そこで本論文ではまず種々の強度をもった延性材料、(ステンレス鋼、アルミニウム等)のボイド体積率(v)の変化を実験的に研究し、その結果を用いて、初期ボイド体積率(v_0)と歪(ε)の関数として v を実験式的に表現する。次

にこの式と延性破壊条件式とを用いて、初期ボイド体積率が破断歪に及ぼす影響を定量的に表現し、この理論的予測が実際の破断実験結果とよく一致するか否かによって、用いた条件式の適否を判定しようとするものである。また、本条件式は、加工硬化率(または n 値)および試験片サイズが破断歪に及ぼす影響も予測しうるので、この点についても実験結果との比較検討を行う。

II. 種々の金属でのボイド体積率の変化

1. 試験片および実験方法

試験片は Table 1 に示す材質、寸法をもった市販の丸棒で、ステンレス鋼の一部のものには軸対称のネックをつけた。ネック形状の特性値として r/R (ネックパラメーターと呼ぶ)をとった。ここで R はネック曲率半径、 r は断面半径である。ネックパラメーターの意味は III-1 節で述べる。

試験片を常温で引張り(引張速度 0.04~0.4 mm/min)、所定の歪で除荷し、ネック部分を切りとって、その寸法を実測して体積を求め、重量を精密天秤で測定して密度を計算した(精しくは文献(7)を参照されたい)。ただし、アルミニウム系統のものは水中の重量を測定して体積を計算した。

* 九州大学工学部(Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

Table 1 Initial states of specimens and the methods of heat treatments performed, interrupting deformation.

Material	Specimen diameter r_0	Initial neck parameter r_0/R_0	Initial state	Intermediate heat treatment (a)
Low carbon steel (0.05% C) JIS : SWRY 11	4.5 mm	0	A (annealed at 650°C) D (as drawn)	annealed at 700°C for 4 min in the air.
18-8 stainless steel JIS : SUS 304	6.0	$\begin{pmatrix} 0 \\ 1.0 \end{pmatrix}$	A (water quench from 1120°C)	water quenched from 1120°C.
Aluminium (>99.5% Al) JIS : 1050	10.0	0	A (annealed at 400°C)	annealed at 400°C for 1 hr in the air.
Copper (>99.9% Cu) JIS : TCuBD 1	6.0	0	A (annealed at 500°C)	
Al-4% Cu-0.5% Mn-0.5% Mg JIS : 2017	10.0	0	A (furnace cooled from 410°C)	

密度変化に及ぼす加工硬化の影響をみるために、試験片の一部は所定の歪に達した後、その材質に応じて熱処理を行い、再び引張りを行った後の密度を測定した。この熱処理の方法は Table 1 の最後の欄に示した。引張に伴ってネックパラメーターが変化するが、これが密度変化に与える影響は低炭素鋼では小さく、ステンレス鋼ではほとんど無視できるという実験結果を得た (II-2 節) ので、熱処理と同時にネックを削り取る操作⁽⁷⁾は低炭素鋼の一部を除いては行っていない。

試験片の記号は A or D(ϵ_1 a) (ϵ_2 a) の如く表す。A は焼鈍材、D は線引材 (Table 1, 第 4 欄)、 ϵ_1 および ϵ_2 は第 1 および第 2 回目の引張りの際の真歪、a は熱処理を意味する。例えば A(0.6a)²(1.0a) とは焼鈍材を $\epsilon_1=0.6$ まで引張り熱処理し、再び 0.6 引張り熱処理、また 1.0 引張り熱処理した後もう一度引張ってから密度を測定したことを意味する。低炭素鋼で熱処理前にネックとり操作を行ったものは a の代りに ga で表す。また初期ネックつきのステンレス鋼は、A($r_0/R_0=1.0$) として表す。

2. 結果および考察

密度 ρ を用いてボイド体積率(v)を次式から計算した。

$$v = 1 - \rho/\rho_0 \quad (1)$$

ここで ρ_0 は引張前の密度である。

Fig. 1 にボイド体積率の測定結果を対数グラフ上に点で示した。曲線は実験式であって後述する。寸法読取と重量測定による誤差は合せて 1% 弱と思われるが、対数目盛のため v の値が小さい所では誤差も拡大されることに注意が必要である。

まず、Fig. 1(b) で A と A($r_0/R_0=1.0$) との間に差が見られないから、ステンレス鋼の場合、ネックパラメーターは v の変化に影響を与えないと思われる。

さて、低炭素鋼のボイド体積率変化の特徴は半径方向応力に関するものを除くと、次のようにまとめられた⁽⁷⁾。(Fig. 1(a)).

(1) 介在物からボイド源となるクラックが発生しない歪領域($v \approx 0$)、とクラックが発生して急速にボイド化する歪領域(v の急速な増加)を含む第 1 回目の引張範囲を除いて、第 2 回目以後の変形では、焼鈍状態からの歪が 0.6~0.7 以下ならば、歪に対する v の増加率は片対数グラフ上ではほぼ次式の如き直線で近似できる。

$$\frac{d \ln v}{d \epsilon} = 1 \quad (2)$$

(例えば A(0.6a)ⁿ, A(0.6ga)ⁿ 系列を見よ)

(2) 焼鈍状態からの歪が 0.7~0.8 を越すと v の増加率は増す。即ち加工硬化の影響が現れる。例えば $\epsilon=1.2$ での A と、同じ歪での A(0.6a) の値とを比較せよ。

(2) で述べた現象はステンレス鋼とアルミニウムにも現れたが、(1) の現象はステンレス鋼では異っていた。即ちボイドが形成された後の (A(0.5a)ⁿ 系列等) の第 2 回目以後の引張) 成長は低炭素鋼のそれよりかなり緩慢であった。例えば A(0.5a)⁴ で $\epsilon=2.35$ の試験片のボイド体積率は 1.1% で、この値は A(0.5a) の $\epsilon=1.0$ の値 $v \approx 0.7\%$ より僅かしか大きくない、つまりその間の焼鈍引張の繰返しの間にボイドはほとんど成長しなかった訳である。同様の傾向は A(0.9a) (0.5a)ⁿ 系列, A(1.4a) 系列でも認められた。

アルミニウムでは (Fig. 1(c)), $\epsilon \approx 1.2$ まではボイド体積率はほとんど増加しなかった。介在物が少ないことも一因であろうが、真の原因は介在物と母相とのハク離が生じ難いためであろう。何故なら一旦ボイドが形成されれば、A(1.5a) 系列の如く、軟鋼型のかなり急速な成長をするからである。

Fig. 1(d) に示した他の金属のボイド体積率の増加傾向も、実験した範囲で、低炭素鋼やステンレス鋼の A 材のそれと類似していた。このうち、かなり多くの介在物 (1~3%) を含むと考えられる過時効 Al-4% Cu-0.5% Mn-0.5% Mg の破壊を考える場合は、ボイド体積率と介在物体積率

Fig. 1 Volume fraction of voids v plotted on a logarithmic scale against true strain ϵ for (a) low carbon steel (b) 18-8 stainless steel (c) aluminium, copper and Al-4% Cu-0.5% Mn-0.5% Mg. Theoretical curves, ①, ②, etc. were obtained by substituting suitable values into B , α and ϵ_0 in eqs. (5), (6), etc.

(a) $v_1 = 0.6 \sqrt{\exp\{2(\epsilon - 0.5)\} - 1}$

- ① $v_1 \exp[0.5\{\epsilon^3 - 0.5\epsilon^3\}]$, ② $v_1 \exp[0.5\{0.091 + (\epsilon - 0.6)^3\}]$, ③ $v_1 \exp[0.5\{0.091 + 0.216 + (\epsilon - 1.2)^3\}]$,
 ④ $v_1 \exp[0.5\{0.091 + 2 \times 0.216 + (\epsilon - 1.8)^3\}]$, ⑤ $v_1 \exp[0.5\{0.091 + 3 \times 0.216 + (\epsilon - 2.4)^3\}]$,
 ⑥ $v_1 \exp[0.5\{\epsilon - 0.3\}^3 - 0.008]$, ⑦ $v_1 \exp[0.5\{0.387 + (\epsilon - 0.8)^3\}]$, ⑧ $v_1 \exp[0.5\{0.875 + (\epsilon - 1.0)^3\}]$,
 ⑨ $v_1 \exp[0.5\{1.83 + (\epsilon - 1.25)^3\}]$, ⑩ abbreviated

(b) $v_2 = 2.1[\exp(-3/2\epsilon)]\sqrt{\exp\{3(\epsilon - 0.5)\} - 1}$

- ① $v_2 \exp[0.5(\epsilon^2 - 0.5\epsilon^2)]$, ② $v_2 \exp[0.5(\epsilon - 0.5)^2]$, ③ $v_2 \exp[0.5\{0.25 + (\epsilon - 1.0)^2\}]$,
 ④ $v_2 \exp[0.5\{2 \times 0.25 + (\epsilon - 1.5)^2\}]$, ⑤ $v_2 \exp[0.5\{3 \times 0.25 + (\epsilon - 2.0)^2\}]$,
 ⑥ $v_2 \exp[0.5\{0.56 + (\epsilon - 0.9)^2\}]$, ⑦ $v_2 \exp[0.5\{0.56 + 0.25 + (\epsilon - 1.4)^2\}]$,
 ⑧ $v_2 \exp[0.5\{0.56 + 2 \times 0.25 + (\epsilon - 1.9)^2\}]$, ⑨ $v_2 \exp[0.5\{0.56 + 3 \times 0.25 + (\epsilon - 2.4)^2\}]$,
 ⑩ $v_2 \exp[0.5\{1.71 + (\epsilon - 1.4)^2\}]$, ⑪ $v_2 \exp[0.5\{1.71 + 1.0 + (\epsilon - 2.4)^2\}]$

(c) $v_1 = 0.2 \sqrt{\exp\{2(\epsilon - 1.2)\} - 1}$

- ① $v_1 \exp[0.3(\epsilon^3 - 1.2^3)]$, ② $v_1 \exp[0.3\{\epsilon - 0.9\}^3 - 0.027]$, ③ $v_1 \exp[0.3\{1.647 + (\epsilon - 1.5)^3\}]$,
 ④ $v_1 \exp[0.3\{4.104 + (\epsilon - 1.8)^3\}]$, ⑤ $v_1 \exp[0.3\{-0.027 + 0.729 + (\epsilon - 1.8)^3\}]$,
 ⑥ $v_1 \exp[0.3\{1.647 + 0.512 + (\epsilon - 2.3)^3\}]$

の和を総合ボイド体積率として、この値について議論すべきであろう。

以上をまとめて、種々の金属の引張変形に伴うボイド体積率の増加は次のような定性的共通点(1)~(3)および相違点(4), (5)をもつといえよう。

- (1) 介在物からボイドが形成された直後の急速な成長。
- (2) 硬化が進んでいない状態での定常的な成長。
- (3) 加工硬化と共に成長率が増加すること。
- (4) 介在物からボイドが発生するまでの歪はアルミニウムで $\epsilon \approx 1.2$ 、低炭素鋼、その他のものでは $0.4 \sim 0.6$ 位であった。

(5) (2) で述べた定常的な成長の場合、低炭素鋼では $d \ln v / d\epsilon \approx 1$ であり、ステンレス鋼では

$$\frac{d \ln v}{d\epsilon} \approx 0 \quad (3)$$

であった。アルミニウムの場合は決定できなかった。

3. ボイド体積率増加の実験式

(1) 加工硬化を考慮しない式

Gurland 等⁽⁸⁾によって提出されたモデルに基づくボイ

ド成長理論が低炭素鋼の結果を説明しうることは前報で述べたが、ステンレス鋼の場合も彼等の仮定を用いることができる。両者の違いは、前者の介在物が硬いため、ボイド半径が変形中不変であるのに反し、後者では歪に応じてボイド半径が減少する(半径を a とすると、 $a = a_0 \exp(-\epsilon/2)$ が成立する)と仮定する所にある。ボイドの引張方向の長さを b 、単位体積中の個数を m として、以上の仮定の下に Gurland の式[†]を解くと、ボイド体積率変化の式は結局次式の如くなる。

$$v_1 = \frac{4}{3} \pi a^2 b \cdot m = B \sqrt{\exp\{2(\epsilon - \epsilon_0)\} - 1} \quad (4-1)$$

$$v_2 = B \exp\left\{-\frac{3}{2}\epsilon\right\} \sqrt{\exp\{3(\epsilon - \epsilon_0)\} - 1} \quad (4-2)$$

式(4-2)は低炭素鋼型のボイド成長をする金属に、式(4-2)はステンレス鋼型のものに適用され、 B , ϵ_0 は材料によって異なる定数で実験的に定めなくてはならない。ただし B は

† 彼等はボイドを回転楕円体と考え、 $db/b = (1 + k(a^2/b^2))d\epsilon$ が成立すると仮定した。ここで k は定数で彼等はこの値を 3 とした。

Fig.2 Relations, at the moment of fracture, among relative radial stress σ_r/Y (Y : yield stress) or r/R (calculated from eq. (7), r and R are the radius of specimen and of curvature of the neck) and volume fraction of voids v and true strain measured from the annealing state, ϵ_s , drawn on three different scales corresponding to each n -value. ($\sigma = C\epsilon^n$) Figures (a), (b) and (c) differ in the specimen size, S . ($s_1 = 100\pi\rho^2$, where ρ is the radius of a void). Arrow curves represent the relation between r/R and ϵ for round bar specimens (see Fig.4). For details of these figures, refer to literature (5) and (6).

初期介在物量に関係し、 ϵ_0 は介在物からボイドが発生し始める歪である。

式(4-1), (4-2)の B, ϵ_0 を適当に定めて、その曲線を Fig.1 に、 v_1 (Fig.1(a)), (c), v_2 (Fig.1(b)) として図示した。

(2) 硬化の影響を含めた実験式

硬化が進むとボイドの半径 a が増加し始めると仮定すれば、その影響を表す項は式(4-1, 2)に積の形でつけ加えられるだろう[†]。そしてその項の値は、焼鈍状態から測った歪が 0 の時 1 であり、また Fig.1 の実験結果を説明するためには、対数目盛でプロットした時、下に凸な曲線になるべきである。よって最も簡単に $\exp(\alpha\epsilon^x)$ という形で表現できると仮定した。但し、この形に物理的意味がある訳ではなく、また以下の実験式で低炭素鋼とアルミでは $x=3$ 、ステンレス鋼では $x=2$ を用いたが、これらは単に実験結果との一致がよかったためにすぎない。結局 A 材のボイド体積率増大の式として、

$$v_1' = B \sqrt{\exp\{2(\epsilon - \epsilon_0)\} - 1} \exp\{\alpha(\epsilon^3 - \epsilon_0^3)\} \quad (5-1)$$

$$v_2' = B \exp\left(-\frac{3}{2}\epsilon\right) \sqrt{\exp\{3(\epsilon - \epsilon_0)\} - 1} \cdot \exp\{\alpha(\epsilon^2 - \epsilon_0^2)\} \quad (5-2)$$

と仮定した。また中間焼鈍を 1 回行った試験片では、($\epsilon = \epsilon_1$ で中間焼鈍を行ったとすれば) 次式のようにになる。

$$v_1'' = B \sqrt{\exp\{2(\epsilon - \epsilon_0)\} - 1} \exp\{\alpha[(\epsilon_1^3 - \epsilon_0^3) + (\epsilon - \epsilon_1)^3]\} \quad (6-1)$$

$$v_2'' = B \exp\left(-\frac{3}{2}\epsilon\right) \sqrt{\exp\{3(\epsilon - \epsilon_0)\} - 1}$$

$$\exp\{\alpha[(\epsilon_1^2 - \epsilon_0^2) + (\epsilon - \epsilon_1)^2]\} \quad (6-2)$$

何故なら $\epsilon = \epsilon_1$ の時 $v_1' = B \sqrt{\exp\{2(\epsilon_1 - \epsilon_0)\} - 1} \exp\{\alpha(\epsilon_1^3 - \epsilon_0^3)\}$ 等であり (式(5-1)から)、中間焼鈍後のボイド体積率の増加はこの式に $\exp\{\alpha(\epsilon - \epsilon_1)^3\}$ を乗じたものになるべきだからである。数回の中間焼鈍を行った試験片についても同様にして導くことができる。それらの式と曲線を Fig.1 に示した。 B, ϵ_0, α は試行錯誤的に求めたものであるが、これらの値はかなり任意的なものである。特に B と ϵ_0 とを対にして、それらの値をかなり変えても実験結果との一致は悪くならなかった。

III. 初期ボイド体積率と破断歪との関係

1. 破断条件

Fig.2(a), (b), (c) に延性破壊理論式から求めたボイド体積率-半径方向応力-割れ発生歪 (いずれも破断時の値) の関係⁽⁵⁾⁽⁶⁾を示す。半径方向応力 σ_r は降伏応力 Y に対する比として表現されるが (横軸)、静水圧がかかっていない場合のネック中心部における σ_r/Y は試験片のネック曲率半径 R とネック部半径 r との比 r/R として次式で表せる⁽⁹⁾ ので

$$\sigma_r/Y = \ln\left(1 + \frac{r}{2R}\right) \quad (7)$$

これをグラフ上方の横軸に示した。焼鈍状態から測られた割れ発生歪 ϵ_c (縦軸) は試験片内部に破断原因となる割れが発生する歪を意味しており、破断面の面積から計算される普通の意味の破断歪 ϵ_f より小さい (後述)。 ϵ_c 軸のスケールは材料の n 値 ($\sigma = C\epsilon^n$) が 0.1875, 0.25, 0.5 の 3 通りの

[†] 前頁の脚注の式から、 a が ϵ と共に変れば b もそれに応じて変化することになり、単なる積では表せないはずだが、 a の変化は小さいから微分方程式に大きな影響は与えない。

場合について示した。破断時のボイド体積率 v は図中に書きこんだ数値で示した。 v 軸を紙面に垂直な方向と考えれば、図中の $v = \text{const}$ の曲線は等高線を表すことになり、Fig. 2 は 3 次元空間中の曲面を形成すると考えることができる。

さて与えられた試験片の歪に伴う状態の変化 (r/R と v の値の変化) はこの空間内の曲線として表現でき、この状態曲線が前述の曲面と交わる点が破断開始状態を表す。図中の矢印をつけた曲線は初期ネックをつけない試験片の $r/R - \epsilon$ 関係を示すが (Fig. 4 から得られる 1 本の曲線を 3 種の n 値に応じた ϵ 軸のスケールで描いたため、3 本になった)、この線は前述の状態曲線の紙面への投影線と考えられるべきである。

Fig. 2(a), (b) と (c) は試験片サイズ S の違いによる。ここで S は内部割れが生じる可能性がある領域の面積、 s_1 はボイド断面積の 100 倍を表す定数である。(後述)

2. 変形に伴う諸量の変化

さて外部から静水圧がかからぬ場合、与えられた初期ボイド体積率をもつ丸棒の破断歪を予測してみる。まず実験式 (4) および (5) を参考にしてボイド体積率の変化を、(1) 低炭素鋼型、(2) ステンレス鋼型のそれぞれについて、初期ボイドの形が (a) 球型、(b) 長い円柱形という 2 通りの場合にわけて考える。(a) は 703 頁脚注の微分方程式を初期条件 ($\epsilon = 0$ で $a = b$) として、(b) は $a \ll b$ において解き、硬化の影響を加味すると、ボイド体積率は次のようになる。

$$v'_{1a} = \sqrt{3} v_0 \sqrt{-\frac{4}{3} \exp(2\epsilon) - 1 \exp\{\alpha \epsilon^3\}} \quad (8-a-1)$$

$$v'_{2a} = \sqrt{2} v_0 \exp\left(-\frac{3}{2}\epsilon\right) \sqrt{\frac{3}{2} \exp(3\epsilon) - 1 \exp\{\alpha \epsilon^2\}} \quad (8-a-2)$$

$$v'_{1b} = v_0 \exp\{\epsilon + \alpha \epsilon^3\} \quad (8-b-1)$$

$$v'_{2b} = v_0 \exp\{\alpha \epsilon^2\} \quad (8-b-2)$$

ここで添字はボイド成長の型、および初期ボイドの形に対応している。また v_0 は初期ボイド体積率である。Fig. 3 に種々の v_0 の場合のこれらのグラフを示した。ただし $\alpha = 0.5$ とし、また硬化の影響がないと仮定した $\alpha = 0$ の場合についても示している。

次に実験的に求めたネックパラメーター r/R の変化を Fig. 4 に示す。これらを大雑把に 1 本の曲線で近似し、Fig. 2 に矢印のついた曲線で書きこんだ。与えられた初期ボイド体積率 v_0 をもった試験片は Fig. 3 に示した如きボイド体積率増加率をもって、この線上を移動してゆき、ある歪で Fig. 2 が現れている破断曲面と交わるが、その歪が破断歪 ϵ_0 となる。

3. 初期ボイド体積率と破断歪との関係

以上の如くして求められる初期ボイド体積率 v_0 と割れ発生歪 ϵ_0 との関係を Fig. 5(a), (b), (c) に示す(a), (b), (c) では試験片サイズが異なり、また(a-1), (a-2), (a-3)は

Fig. 3 Diagrams for the change in volume fraction of voids v with strain ϵ in four cases, which differ in the initial shape of voids (a) globes, (b) columns) and the type of void growth (1) low carbon steel type (2) 18-8 stainless steel type). v_0 and α mean each initial volume fraction and the degree of the effect of work hardening on void growth.

Fig. 4 Neck parameter r/R vs true strain ϵ for round bar specimens of various materials.

n 値が異なる)。1 個の図中にボイド体積率の増加の型、および初期ボイドの形が異ると仮定した 8 通りの場合について $v_0 - \epsilon_0$ の関係を示した。

Fig. 6 は Edelson 等⁽⁴⁾が焼結法で作製した銅 - 空孔系で、また、我々が低炭素鋼⁽¹⁰⁾、ステンレス鋼、アルミニウムで実験的に得た破断歪 ϵ_f^0 の結果である。図中、アルミニウムの場合のみ、 ϵ_f^0 の代りに割れ発生歪 ϵ_c^0 をプロットした。この理由はアルミニウムでは $\epsilon_f^0 - \epsilon_c^0 \geq 1.0$ にもなるためである。 $\epsilon_f^0 - \epsilon_c^0$ の値は、低炭素鋼、ステンレス鋼、銅ではそれぞれ ~ 0.30 , ~ 0.15 , ~ 0.30 であった。なお ϵ_c^0

Initial shapes of voids		
Globes (g)		Columns (c)
Types of void growth		
	Effect of work hardening	
	Yes	No
Low carbon steel type	—	— — —
18-8 stainless steel type	—	— — —

Fig.5 Theoretical relation between crack initiating strain ϵ_c and initial volume fraction of voids ν_o in each case of different specimen sizes (a) $S/s_1=10^2$ (b) 10^3 (c) 10^5 and n -values (1) 0.1875, (2) 0.25, (3) 0.50. Eight curves in each figure differ in the initial shape of voids and the types of void growth. (see the table in figure).

Fig.6 Experimental relation between fracture strain ϵ_f and initial volume fraction of voids v_0 . In aluminium, not fracture strain but crack initiating strain ϵ_c were plotted, because $\epsilon_f - \epsilon_c$ in Al (≥ 1.0) was very different from that in other materials (0.1~0.3).

の決定は、試験片内部の検鏡、または応力-歪曲線に急激な降下が生じる歪を目安とした。我々の結果は前述のボイド体積率測定と同様な実験方法を用いて得られたもので、初期ボイド体積率 v_0 は Fig.1 に示した如き方法を用いて定めた[†]。

4. 理論と実験との比較

(1) ボイド体積率の影響

理論曲線の一般的な形、即ち v_0 が小さい所での破断歪の急激な増加、曲線が下に凸であることなどは実験結果とよい一致を示しており、 v_0 と ϵ_c との量的な関係も実験と大きな差は認められない。即ちここで用いた破壊理論は初期ボイド体積率の影響をよく説明できるといえる。

ボイド体積率が増加しない場合(硬化の影響を無視したステンレス鋼型、Fig.5 の太い破線)は v_0 の減少と共に ϵ_c

が非常に急激に増加するが、その他の場合はそれ程でない。このように v の増加率は延性に大きな影響を与えることが予想されるが、このことは静水圧下での引張破断歪の増大⁽¹¹⁾⁽¹²⁾に関係があるのではなからうか。即ち、その場合にはボイドの成長がかなり抑制されると考えられるからである。

v_0 が同一なら初期ボイドが円柱形である場合 (Fig.5 で記号 c をつけた曲線群) の方が球形である場合 (記号 g) より大きい ϵ_c をもつ理由は、前者のボイド体積率の増加が速い (Fig.3) ためであるが、この事情は、同一の v_0 なら焼結材 (Edelson 等の結果) の方が溶製材を引張焼鈍して得た試料 (本実験の結果) より破断歪が小さいという Fig.6 の結果を説明する場合の一つの要因となるであろう。何故なら前者のボイドは不定形であるのに対し、後者のそれは引張方向に長く伸びているであろうからである。

(2) n 値の影響

Table 2 に破断に近い歪領域での n 値を実験的に求めた結果を示す。形状変化による応力補正は Bridgman⁽⁹⁾に従って行った。理論は n 値と ϵ_c とに正の相関がある事 (Fig.5 の (a-1) と (a-2) 等を比較せよ) を示唆するが、実験的にも、 n 値が高いステンレス鋼は、それとボイド体積率がほとんど同様な増加傾向をもつ銅 (Fig.1 参照) より、かなり大きい破断歪を示した。 (Fig.6)

(3) 試験片サイズの影響

Fig.7 は Fig.5 を試験片サイズ、 S/s_1 と割れ発生歪、 ϵ との関係として再整理したもので ($n=0.25$ の場合のみ) 横軸は対数目盛になっている。

Fig.8 は炭素鋼 (0.19% C) の焼鈍材の破断歪に及ぼす試験片サイズの影響を示したもので、横軸には破断後の試験片半径をとった。初期半径は各々、1.5, 4.5, 12.5 mm で、引張変形の際、寸法に応じて歪速度が一定となるよう注意した。破断歪 ϵ_f と割れ発生歪 ϵ_c との差がサイズによって異なる可能性を否定することはできないが、その可能性は小さいと考えている。その理由は破面全体に対するカップ部の面積比に、3種の試験片の間で5%以下の差しか認められなかったことにある。ただし、面積比と $\epsilon_f - \epsilon_c$ の間に確実な関係があることを確かめてはいないから、上述の理由は直感的なものにすぎない。

Fig.7 と Fig.8 とを比較するために、前報⁽⁶⁾で得られた関係、

Table 2 n -values ($\sigma = C\epsilon^n$) in the range of large strain for various materials.

Material	Low carbon steel	18-8 stainless steel	Aluminium	Copper	Al-4% Cu-0.5% Mn-0.5% Mg
n -value	0.26	0.51	0.27	0.19	0.14

† 文献(10)と本論文とはボイド体積率の推定式が異なるので、文献(10)の Fig.7 と本論文 Fig.6 の結果には幾分の相違がある。

$$S/s_1 = \frac{0.1 \pi r^3}{100 \rho^2 \bar{l}} \quad (9)$$

を用いる。ここで r は試験片半径、 ρ と $\bar{l}$ はそれぞれボイ

Fig. 7 Theoretical relation between crack initiating strain ϵ_c and specimen size S/s_1 , obtained from Fig. 5 in the case of $n=0.25$. v_0 means the initial volume fraction of voids.

Fig. 8 Experimental relation between fracture strain ϵ_f and the radius of specimen at fracture r_f , plotted on a logarithmic scale. S/s_1 , drawn on the upper horizontal axis, was calculated from eq. (9) by assuming $\rho=2\mu$ and $\bar{l}=20\mu$.

ドの半径と平均長さ、 s_1 はボイド断面積の 100 倍 ($s_1=100\pi\rho^2$) を表す定数である。

用いた試験片のボイド半径と長さを正しく評価する事は困難である(この場合、パーライト部分からクラックがはいりボイド化するであろうから、破壊に影響するボイドの大きさの見積りは特に困難になる)が、大体の目安を得るため、式(9)に $\rho=2\mu$ 、 $\bar{l}=20\mu$ と仮定して代入すれば、 $r=0.88, 2.7, 7.8$ mm の破断半径の場合、 S/s_1 はそれぞれ、 $8.1\times 10^3, 2.4\times 10^5, 5.7\times 10^6$ となる。この値と適合するような S/s_1 のスケールを Fig. 8 の上方の横軸に示し

た。この軸は Fig. 7 の横軸を少し平行移動させたものになっているから、理論(Fig. 7)と実験結果(Fig. 8)とを定性的に比較してよいと思われる。その結果、両者は①試験片半径の対数と破断歪とが(ここに示した程度の試験片サイズの範囲内では)ほぼ直線の関係にあること、②試験片半径が 10 倍になれば破断歪が 0.15 位減少することという二点において、ほぼ一致していることが判る。

IV. 結 論

数種の金属の引張変形に伴うネック部分のボイド体積率の変化を実測し、この結果を応用して、与えられた初期ボイド体積率をもった試験片のボイド体積率変化の式を導いた。この式と以前報告した延性破壊の理論式とを用いて、初期ボイド体積率と破断歪との関係を求め、これと実験結果とを比較した。その結果次のような結論を得た。

(1) 歪に伴うボイド体積率の変化は、材質によって異なり、18-8 ステンレス鋼では、低炭素鋼やアルミニウム等比べてボイド成長が緩慢であった。また、加工硬化はすべての金属において、ボイド成長を促進する傾向をもっていた。

(2) 本論文で用いた延性破壊理論は初期ボイド体積率と破断歪との実験結果を定量的に説明しえた。

(3) 加工硬化係数(n 値)の値が高くなると破断歪が増加するという理論的予測は、実験的には、18-8 ステンレス鋼の破壊歪が鋼のそれより大きいことと対応していると思われる。

(4) 破断歪に及ぼす試験片サイズの影響についても、理論的予測(サイズの増加と共に歪が減少する)と実験結果とは定量的に一致した。

文 献

- (1) F.A. McClintock : *Ductility*, ASM, Metals Park, Ohio, (1967), 255.
- (2) P.F. Thomason : *J. Inst. Met.*, **96** (1968), 360.
- (3) 南雲道彦 : 第 16 回材料強度と破壊国内シンポジウム論文集, (1971), 104.
- (4) B. Edelson and W.M. Baldwin, Jr. : *Trans. ASM*, **55** (1962), 230.
- (5) 小野寺龍太 : 金属学会誌, **39** (1975), 1136.
- (6) 小野寺龍太 : 金属学会誌, **39** (1975), 1145.
- (7) 小野寺龍太, 豊島清三 : 金属学会誌, **39** (1975), 964.
- (8) J. Gurland and J. Plateau : *Trans. ASM*, **56** (1963), 443.
- (9) P.W. Bridgman : *Trans. ASM*, **32** (1944), 555.
- (10) 小野寺龍太, 豊島清三 : 金属学会誌, **39** (1975), 970.
- (11) P.W. Bridgman : *Studies in Large Plastic Flow and Fracture*, Harvard Press, Cambridge, Mass., (1964), 300.
- (12) 大森正信, 樋本明則, 榊原安英 : 塑性と加工, **15** (1974), 760