- (6) J. Gurland and J. Plateau : Trans. ASM, **56** (1963), 442.
 (7) B. J. Brindley : Acta Met., **16** (1968), 587.
 (8) H. W. Hayden and S. Florean : Acta Met., **17** (1969), 213.
 (9) B. Edelson and W. M. Baldwin, Jr. : Trans. ASM, **55** (1962), 230.
 (10) 小野寺龍太, 豊島清三 : 金属学会誌, **39** (1975), 648.
 (11) F. A. McClintock : *Ductility*, ASM Metals Park, Ohio, (1967), 255.
 (12) P. F. Thomason : J. Inst. Metals, **96** (1968), 360.
 (13) 大矢根守哉 : 日本機械学会誌, **75** (1972), 110.
 (14) 小坂田宏造 : 塑性と加工, **12** (1971), 687.
 (15) P. W. Bridgman : Trans. ASM, **32** (1944), 553.

低炭素鋼の延性破壊に影響を及ぼす要因について

小野寺 龍太* 豊島 清三*

Ryūta Onodera and Seizō Teshima : Study on the Factors Influencing Ductile Fracture in Low Carbon Steel. It has been recognized theoretically and experimentally that the ductility of metals in tension is influenced by the volume fraction of voids and radial stress. But almost no attempts have been reported to clarify what conditions must be satisfied to induce ductile fracture. In this paper we consider three quantities, namely volume fraction of voids, radial stress and strain hardening as the factors influencing ductile fracture, and try to obtain the relation among these factors at the moment when ductile fracture occurs. Radial stress and strain hardening are each expressed in terms of the curvature of neck of specimen and strain after annealing.

Many drawn or annealed specimens of low carbon steel which were initially smooth or notched round bar were deformed and fractured in tension at room temperature. Some of specimens, interrupted deformation at various strains, were either ground by a small grinder to increase the radius of curvature of neck (R) or annealed at 700°C for 4 min in the air to remove strain hardening, and deformed again. These operations were repeated several times in some of the specimens. Fracture strains and r/R (r =radius of narrowest section of specimen) at various strains were measured on all specimens. The results obtained are as follows. (1) Radial stress and strain hardening give not only indirect effects upon ductile fracture through an increase of volume fraction of voids but also direct effects on the fracture condition. (2) The condition of fracture can be shown as a curved surface in three-dimensional space whose axes represent the volume fraction of voids, r/R , and strain after final annealing. The volume fractions of voids in various specimens were estimated from the experimental results reported previously.

(Received March 17, 1975)

I. 緒 論

金属の延性破壊に関して理論, 実験の両面から数多くの研究がなされてきた。しかし理論では破壊に至るまでのボイド量の増大に関するものが多く^{(1)~(3)}、破壊条件を試験片の状態量の函数として表現したものは、現在まで Thomason⁽⁴⁾の論文がある程度である。他方実験では、変形中のボイドの増大を直接測定した研究は数少く⁽⁵⁾⁽⁶⁾、また破壊は試験片の状態量間になどのような関係がある時生じることかという点を研究したものも少い。これまでの研究結果から、初期介在物量が延性に強い影響をもつこと⁽⁷⁾、静水圧は延性を増大させること⁽⁸⁾⁽⁹⁾等が明らかにされたが、破壊発生時でのこれら両者の関係は明らかでない。また加工硬化度も破壊に関与するもう一つの要因であろうが、これは従来実験的にも理論的にも無視されてきた。

本論文は破壊の要因としてボイド量、三軸応力系、加工硬化度の3つを考え、破壊時でのこれら3者の関係を軟鋼丸棒を用いて実験的に研究したものである。

II. 実験方法

実験方法は前報⁽⁶⁾とほとんど同様であるから、ここでは簡単に述べる。

1. 試験片

試料の化学組成を Table 1 に示し、軸対称のネックをつけた丸棒試験片の初期状態・形状と寸法を Table 2 の第

Table 1 Chemical composition of specimen (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Fe
0.05	0.01	0.47	0.014	0.018	0.03	Bal

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

Table 2 Meanings of signs of specimens.

Initial state	Initial neck parameter r_0/R_0	Operations made on specimen	Example
A : as annealed D : as drawn	$0 \begin{cases} R_0 = \infty \\ r_0 = 2.25 \end{cases}$ $0.35 \begin{cases} R_0 = 5.7 \\ r_0 = 2.0 \end{cases}$ $0.75 \begin{cases} R_0 = 2.0 \\ r_0 = 1.5 \end{cases}$ R_0 : radius of curvature of neck r_0 : radius of a minimum cross section of specimen	g : grinding by a small grinder to increase radius of curvature of neck a : annealing at 700°C for 4 min in the air ga : annealing after grinding An exponent of (a) or (ga) means the number of repetition	A(0.75)a ² means that an annealed specimen, whose $r_0/R_0 = 0.75$, was deformed, and annealed, and deformed again, and annealed again, and deformed once more

1, 2 欄に示す。焼鈍材は線引材を窒素ガス中で 650°C に 1 hr 保持したものである。初期ネックは切削加工してつけた。初期ネック曲率半径を R_0 、最小断面部の半径を r_0 とし、 r_0/R_0 を初期形状特性値と考え、この数値によって試験片を区別した (Table 2 の第 4 欄)。一般に変形中のネック曲率半径および断面半径を R および r で表すと、ネック部が降伏状態にあるとき、最小断面の中心での半径方向応力はその断面中での最大値であり、その値は $(r/2R)Y$ にはほぼ等しく、外周部にいくにつれて零まで減少することが Bridgman⁽¹⁰⁾ によって与えられた。但し Y はネックがついていない場合の降伏応力である。即ち r/R はネック部の半径方向応力の大きさを表すパラメーターを考えてよい。以後 r/R をネックパラメーターと呼ぶ。

2. 実験方法

変形はすべて室温引張試験で引張速度は 0.04~0.4 mm/min とした。種々の要因が与える影響を個別に考察するために試験片によっては引張を中断して以下に述べる操作を行った。

(1) ネックとり操作

変形途中で試験機からとりはずした試験片のネック部を小型グラインダーを用いて研削し、最小断面はそのまま残

して、ネック曲率半径を大きくした。この時試験片の温度が上昇せぬよう注意した。ネックとり操作によって r/R の値が 0.1 以下になることを確認した。一度ネックとりを行った試験片は歪が 0.1~0.3 進む毎に同操作をくり返した。ネックとり操作を行った試験片は記号 g で表した (Table 2 の第 3 欄)。

(2) 中間焼鈍操作

引張を中断した試験片を大気中で 700°C に保持した炉中で 4 min 間焼鈍し、大気中に放冷して再引張を行った。酸化によって試験片の直径は約 0.003 mm 減少したが、これは例えば直径 1 mm の試験片でも 0.006 の伸び歪に相当し、本研究で問題にする歪 0.3~2.0 に比べれば無視しうる。

中間焼鈍の目的は歪硬化をとり除き、しかもボイドはそのまま残すことにあった。再結晶によってボイドの形は微細なレベルでは変るだろうが、大体の形と量は変わらないと考えられる。

中間焼鈍を 1 回行ったものは記号 a で、 n 回行ったものは aⁿ で表す (Table 2 の第 3, 4 欄)。 n 回目と $n+1$ 回目の中間焼鈍の間の引張変形を $n+1$ 回目の引張と呼び、Table 3 に各段階の引張歪を種々の試験片にわけて示した。

Table 3 Strains in each step of tensile deformation for various specimens.

		True strains				
		1st step	2nd step	3rd step	4th step	5th step
A(0)a ⁿ	$n=1$	any	fractured	—	—	—
	2	0.6	any	fractured	—	—
	3	0.6	0.6	any	fractured	—
	4	0.6	0.6	0.5	any	fractured
A(0)(ga) ⁿ	1	any	fractured	—	—	—
	2	0.7	any	fractured	—	—
	3	0.7	0.7	any	fractured	—
	4	0.7	0.7	0.6	any	fractured
A(0.75)a ⁿ	1	any	fractured	—	—	—
	2	0.5	any	fractured	—	—
	3	0.5	0.5	any	fractured	—
Da	1	any	fractured	—	—	—

中間焼鈍を行う前にネックとり操作を行ったものは記号 (ga) で表し、そのくり返し回数は同様に指数で表す。(ga) 材のネックとり操作は焼鈍前にのみ行い、単独で行うことはしなかった。

(3) 測 定

ほとんどの試験片を最終的には破断させ、その破断歪： ϵ_f を $\ln S_0/S_f$ として計算した。ここで S_0 は初期断面積、 S_f は引張軸に垂直な破断面の面積である。また変形途中の歪 $\ln S_0/S$ (但し S はその時の断面積) と r/R を随時測定した。いくつかの試験片は破断直前に引張試験機からとりはずし、その縦断面を顕微鏡観察して内部の割れの発生の有無を調べた。

III. 実験結果

1. ネックとり操作を行った試験片の破断歪

Fig. 1 に 3 種の初期ネックパラメーターをもつ A 材、および D 材について、ネックとり操作を開始した歪 (ϵ_g) と破断歪 (ϵ_f) との関係を示した。原点を通る 45° の直線上の点はネックとりを行わなかった試験片の結果であるが、本節ではこの歪を ϵ_f^0 として表すことにする。例えば D 材の ϵ_f^0 は 1.0 であるが、 $\epsilon=0.5$ で最初のネックとり操作を行い、以後何度も繰返せば破断歪 ϵ_f を 1.33 まで上昇させることができた。Fig. 1 から次のようなことがいえる。

- (1) 線引まま材は焼鈍材より、また初期ネックパラメーターが大きいほど破断歪が小さい。
- (2) $\epsilon_g < \epsilon_f^0$ (0.3~0.4) なら ϵ_f は ϵ_f^0 より大きくなり、両者の差は ϵ_g が小さくなると急速に増大した。
- (3) ϵ_g がどんなに小さくても、 ϵ_f はある一定値 (例えば A(0) 材なら 1.9) を越えなかった。
- (4) $\epsilon_f^0 > \epsilon_g > \epsilon_f^0 - (0.3 \sim 0.4)$ なら ϵ_f は ϵ_f^0 とほとんど変わらなかった。

Fig. 1 Relation between strain, ϵ_g , at which specimen was ground for the first time to increase the radius of curvature of neck, and fracture strain, ϵ_f .

2. 中間焼鈍を行った試験片の破断歪

Fig. 2 に種々の試験片における最後の焼鈍から破断までの歪 ϵ_m と破断歪 ϵ_f との関係を示した。各試験片で各引張段階の歪量は Table 3 に示したが、例えば A(0)a³ 材における 3 回目の引張での歪は次のようにして求められる。図中に点線で示したように、着目している実験点から左下りに 45° の線をひくと横軸との交点が、3 回目の引張までの合計歪 (図中の例では 1.8) を示すから、これから第 1, 2 回目の歪の合計 1.2 (Table 3 から計算できる) をひいたものが 3 回目の引張歪である。Fig. 2 の実験結果は次のようにまとめられる。

Fig. 2 Strain from last annealing to fracture, ϵ_m , vs fracture strain, ϵ_f .

- (1) グラフが全体として右下りであることは一度変形された試験片は焼鈍しても延性が完全には回復しなかったことを示す。

- (2) しかし焼鈍によって延性はかなり回復した。

(3) A(0)a 材の ϵ_f の最大値は 2.3 でその試験片の最終焼鈍は $\epsilon=1.0$ で行われた。これより大きい歪まで変形した後焼鈍した A(0)a 材 (直線 $\epsilon_m=\epsilon_f-1.0$ より下方にある A(0)a 材) では ϵ_f の増大は見られなかった。このような傾向は A(0)a², A(0)a³, D(0)a 材等でも見られた。即ちある歪 ϵ_s を越えるまで変形してから焼鈍しても、 ϵ_s で焼鈍したものより破断歪 ϵ_f が大きくならないような歪 ϵ_s が存在する。 ϵ_s は大体 A(0)a 材で 0.9~1.1, A(0)a² 材で 0.8~1.0, A(0)a³ 材でははっきりしないが、0.7 位と思われる。以上のことは、ある歪を越すとボイドの増加率が増すことを暗示しており、我々が前報で述べた⁽⁶⁾ボイド体積率の加工硬化度依存性によって説明されるであろう。

- (4) A(0)(ga)ⁿ は A(0)aⁿ と比較すると、その破断歪が大きい。この原因は各段階の引張歪を大きくできたためであった (Table 3)。A(0)aⁿ 材で n 回目の引張歪を大きくすると、前項で述べた現象が生じて $n+1$ 回目の引張歪が小さくなり、結局破断歪は大きくならないのである。

3. 変形に伴う r/R の変化

Fig. 3 に種々の試験片の r/R の変化を示した。測定点の一部は前報で報告した密度測定用試験片から得られたものである。D(0), D(0.75) 材を除いて $\epsilon=0$ の縦軸は焼鈍状

Fig. 3 Neck parameter (r/R) vs true strain (ϵ) for various specimens. Strains were measured from annealing state except for $D(0)$ and $D(0.75)$ specimens. Solid lines can be overlapped by parallel movement. Dotted line shows the change of r/R of $A(0)$ a specimen, which was annealed at $\epsilon=0.7$.

態を表す。 $\epsilon=0$ で $r/R \neq 0$ のものは中間焼鈍材か初期ネック材である。また点線で描いた曲線は後章で論じる。

焼鈍時の r/R が0~0.4の範囲にある場合は、その後の歪に対する r/R の増加率はほぼ一定で、図示した合同な曲線群によって表すことができる。但し、 $A(0)$ 材は $\epsilon=0.3$ までは一様のびの範囲であるから、この場合はそれ以後の r/R の変化が他のものと合同である。これらの曲線群は下に凸であり、Clausing⁽¹¹⁾の結果と一致しているが、Bridgman⁽¹⁰⁾の上に凸な結果とは異っている。後者は高静水圧下での $\epsilon=3.0$ に達する変形について述べているので本実験で行ったような細かい所は無視したのであろう。事実 $A(0.75)$ 材での r/R の増加率は他のものより小さいし、また、別に行った $r/R=2\sim3$ の場合は焼鈍直後から r/R が減少することが確かめられたので、 r/R が1本の曲線で表現できるのは初期 r/R が小さい範囲内でのみ通用する実験結果にすぎない。ただ $D(0)$ 、 $D(0.75)$ 材の r/R の増加率が図示した曲線のそれより大きく、また、図示した曲線が下に凸であることから、硬化が進むと r/R の増加率が增大することは確実である。

IV. 考 察

1. 破断に及ぼす要因に関する定性的考察

まず内部割れ発生歪と破断歪との関係について述べる。Fig.1で $\epsilon_f^0 - (0.3\sim0.4) < \epsilon_g < \epsilon_f^0$ の範囲の ϵ_g でネックとりを始めても ϵ_f が増加が認められなかったことは、 $\epsilon_f^0 - (0.3\sim0.4)$ 付近で試験片内部に決定的な欠陥ができることを暗示しているが、このことはその領域で引張を中断した試験片の縦断面に内部割れが発見されたことによって証明された。この内部割れ発生を破壊の開始と考えるのが適当であり、所謂破断歪はこの歪に割れ進行の間に経過する歪0.3~0.4を加えたものになる。

さて、McClintock⁽¹⁾等、延性破壊理論でよく用いられる⁽²⁾⁽³⁾「ポイド体積率がある一定値に達することが破壊条件である」という仮説の当否を論じよう。即ち半径方向応力や加工硬化度等は破壊条件においては無視できるかという問題である。そのため、Fig.4に前報で報告した歪に伴うポイド体積率増大の実測結果を示した。試験片の記号の意味は本実験のものと同様である。さて、まず半径方向応力について、Fig.1の結果を考察するが、Fig.1中の試験片は皆硬化がかなり進んだ後に破断しているから、加工硬化の差による影響は今の所除外してよいであろう。

Fig. 4 Volume fraction of voids (v) plotted on a logarithmic scale against true strain (ϵ) for various specimens. A sign C means specimen which has a central fissure.

Fig.1の $\epsilon_g < \epsilon_f^0 - (0.3\sim0.4)$ での ϵ_f の急増を上述の仮説で説明するためには、ポイド体積率の増加率が r/R に非常に強く依存すると思えなければならない。例えば $D(0.75)$ 材で、 $\epsilon_g=0.12$ の場合は $\epsilon_f=1.0$ であるのに、 $\epsilon_g=0.21$ の場合は $\epsilon_f=0.5$ である。 $\epsilon=0.12$ での両者のポイド体積率は等しいと仮定し、前者での割れ発生歪は $1.0 - 0.35 = 0.65$ 位であり、後者ではネックとりを始めた $\epsilon_g=0.21$ で既に内部割れが生じ始めたと考え、前述の仮説が成立するためには、前者($r/R \approx 0$)で $\epsilon=0.65 - 0.12 = 0.53$ 、後者($r/R > 0.75$)で $\epsilon=0.21 - 0.12 = 0.09$ の歪の間に増加したポイド体積率が等しいとしなければならない。Fig.4の $A(0)$ 材と $A(0)g$ 材、および $D(0)$ 材と $D(0)g$ 材とを比較すると、ネックとりによってポイド体積率増加割合は幾分減少することは認められるが、上述した程の大きな差が生じるとは思われない。即ちポイド体積率一定での破断とい

う仮説は採用できないと思われる。但し、 r/R も硬化も共に大きい場合のポイド体積率の増大率は非常に大きいので、(例えば Fig.4 の D(0.75) 材)歪の僅かの変化がポイド体積率の大きな変化をひき起す。だから無理すれば「ポイド体積率一定」の仮説を採用できないことはない。しかし理論的考察を一步進めてポイド体積率が歪と共に急増する原因を考えると、それは多分単独のポイドの成長ではなくて数個のポイドの相互作用によるものであると思われる。何故なら Fig.4 において A(0.75) 材の三軸応力比は D(0.75) 材と同様と考えられるのに、ポイド体積率の増加率は小さく、このことは単独ポイドの成長の場合⁽¹⁾⁽²⁾では考え難く、ポイド間物質のネッキングの起り易さを考慮しなければならないことを示唆しているからである。このようにポイド間相互作用に半径方向応力や加工硬化度が影響することを認めるならば、延性破壊がポイド連結作用によって生じるという仮定に立つ⁽¹²⁾以上、内部割れ発生にも半径方向応力が直接影響を与えると考えるのが当然である。

次に Fig.2 の結果から加工硬化度が破壊に影響することは確かであるが、半径方向応力と同様、これもポイド体積率を通しての間接の効果だけではなく直接の影響とみてよいだろう。何故なら例えば Fig.2 中の $(\epsilon_f, \epsilon_m) = (2.1, 0.9)$ である A(0)a 材は $\epsilon = 1.2$ で中間焼鈍されたものであるが、Fig.1 で判るように $\epsilon = 1.2$ という歪は A(0) 材の破壊発生直前であり、このように硬化状態では破壊発生に近いポイド体積率をもった試験片も焼鈍状態では十分な延性を示すからである。

2. 内部割れ発生時のポイド体積率(v_c)、ネックパラメーター(r/R) $_c$ 、最終焼鈍後の歪(ϵ_{cm})の関係

本節では内部割れ発生時におけるポイド体積率 v_c 、半径方向応力に対応する量としてネックパラメーター $(r/R)_c$ 、および加工硬化度の目安として最終焼鈍後の歪 ϵ_{cm} の間の関係を求める。まず前述した内部割れ発生歪 ϵ_c を次式で与えられるものとする。

$$\epsilon_c = \epsilon_f - 0.35 \quad (1)$$

Fig.1 および Fig.2 に示した種々の試験片の破断歪から式(1)を用いて破壊発生歪を定め得る。この ϵ_c における上記3つの量を求めよう。 ϵ_{cm} は Fig.1 中の実験点の場合は $\epsilon_f - 0.35$ で、Fig.2 中の実験点の場合は $\epsilon_m - 0.35$ によって求められる。 $(r/R)_c$ は Fig.3 に示した曲線群を合同であると仮定すれば求められる。例えば Fig.3 中に点線で示したのは A(0)a 試験片で各段階の歪が、0.70, 1.30(破断)であったものの内部割れ発生時の $(r/R)_c$ の求め方を示したものである。即ちその試験片の r/R は $\epsilon = 0.70$ までは A(0) 材に相当する曲線に沿って増加し、以後は図中に点線で描いた曲線に沿って増加する。そして内部割れ発生歪 $\epsilon_c = (0.70 + 1.30) - 0.35 = 1.65$ における r/R がその試験片の $(r/R)_c$ を与える。ここで点線は、合同と仮定した左方の曲線群の原点($\epsilon = 0$ の点)が A(0) 材の曲線の $\epsilon = 0.7$

の所に一致するように平行移動することによって得たものである。他のすべての試験片の $(r/R)_c$ も全く同様な方法で求めることができる。

v_c の決定は困難である。その理由は Fig.4 の密度測定の結果がバラついていることと、硬化が大きい時の v の増加率が大きいので、僅かの歪差が v の値をかなり変えるためである。ここでは誤差は仕方ないものとして密度測定結果となるべく一致するように近似して図的に求めてみた。

Fig.5 にその方法を示す。即ち A(0)aⁿ 系列では1回目の引張では歪量が0.7まで、2回目では歪量が0.6まで、3回目は0.5まで、4回目は0.4までは v は図示した α 直線 ($d \ln v / d \epsilon = 1$) に沿って増大し、これらの歪量を越えると β 直線に平行に上昇するとする。 α 直線の理論的根拠は前報⁽⁶⁾で報告したが、 β 直線は図示した実測値から著者が目分量で定めたもので理論的根拠は全くない。A(0)aⁿ 系と同様に A(0)(ga)ⁿ では1回目の引張りでは歪量が0.7まで、2,3,4回目では歪量が0.6までは α に平行で、各々の段階で歪量がこれを越すと β に平行に上昇する。A(0.75)aⁿ では1回目は0.5、以後は0.4までは α に平行、これを越すと β に平行に上昇する。こう定めると各段階の引張変形に対して Fig.5 に示した一点鎖線の直線群が得られ、A(0)aⁿ, A(0)(ga)ⁿ, A(0.75)aⁿ 系列の試験片の v_c を定めることができる。例えば図中に示した2つの実線は、各段階の歪が、1.0 と 1.15(破断, $\epsilon_{cm} = 0.80$) であるような

Fig.5 A diagram to obtain volume fraction of voids of fractured specimens. Solid lines show the changes of volume fraction of voids of A(0)a, which was deformed by $\Delta \epsilon = 1.0, 1.15$ in each step, and A(0)(ga)³, deformed by $\Delta \epsilon = 0.7, 0.7, 0.7, 1.0$ in each steps, respectively. Broken lines show change of volume fraction with deformation of each steps.

A(0)a 材および, 0.7, 0.7, 0.7, 1.0(破断, $\epsilon_{cm}=0.65$) であるような A(0)(ga)³ 材の v_0 を求めたものである。

以上のようにして得られた内部割れ発生時での $\epsilon_{cm}-(r/R)_c-v_0$ 関係を Fig.6 に示す。 r/R を横軸に, ϵ_{cm} を縦軸にとり, v_0 は数値で書きこんだ。 v_0 の決定に滑らかさを欠いたため, A(0)a³ 材の v_0 が極めて低くなっているのが, この図の最大の欠陥である。Fig.6 の大体の傾向は $(r/R)_c$ が同一なら小さい ϵ_{cm} で破断させるには大きい v_0 が必要であること等で常識的なことが多いが, 破壊時におけるボイド体積率の大体の値が得られたことは破壊理論をつくる上で役立つ。 v_0 軸を紙面に垂直な方向にとれば Fig.6 は一つの曲面を形づくる。引張変形される試験片は歪と共に r/R , v , ϵ_m が増加して, 遂にこの曲面に交わる点でクラックが発生すると考えることができる。ここで考えている 3 次元空間内の任意の点で ϵ の微小な変位に対する r/R の変化は Fig.3 から予想でき, v の変化は, Fig.4 をもっと完成させれば予想しうる。こうして, 与えられたボイド体積率 v_0 , ネックパラメーター $(r/R)_0$ をもった試験片の破断歪は Fig.3, Fig.4, Fig.6 から実験式的に予想することができる。

Fig.6 Relation among volume fraction of voids (v_0 , numerical value in the chart), neck parameter $(r/R)_c$ and strain from final annealing (ϵ_{cm}) at the moment when it is expected that the central fissure occurs in the specimen.

3. 破断歪に及ぼす初期ボイド体積率の影響

破壊研究において現象論的には初期ボイド体積率 v_0 と破断歪 ϵ_f との関係を求めることが多い。Edelson 等の結果⁽⁷⁾と比較する意味で, Fig.7 に本実験結果を Fig.5 の方

Fig.7 Fracture strain (ϵ_f) vs initial volume fraction of voids (v_0).

法で求めた v_0 と ϵ_f との関係として整理した。但し A(0.75)aⁿ 系列は除外している。Edelson 等は種々の介在物を用いて銅-介在物系で実験を行っているが, 介在物が極度に少い場合破断歪は 1.5~1.6 で我々の A(0) 材とほぼ同一であるから, 材質の違いを無視して両者の比較を行ったのである。Fig.7 には銅-空孔系のもののみをプロットしたが, 本実験の方が同一の初期ボイド体積率ではより大きい破断歪を示した。この原因は次のように考えられる。Edelson 等の試料は焼結法によって作られたのでボイドの形はランダムであるのに対し, 本実験のボイドは引張方向に長く伸びている。前報⁽⁶⁾で述べたボイド体積率増大に関する Gurland⁽²⁾ のモデルを用いると, Edelson 等のボイドはより急速に成長することが予想され, 同一の初期体積率でも, 変形後のボイド体積率は彼等の場合の方が大きいと考えられる。また変形後同一の体積率であった場合も, 長いボイド群と球形に近いボイド群では引張に垂直な方向でのボイド間平均距離は, 後者の方が短いと考えられるから, その意味でも破断歪は小さくなるだろう。

本実験の結果はかなりバラついているが, 下に凸な曲線という意味で Edelson 等の結果と相似している。

V. 結 論

軟鋼丸棒の引張延性破壊に及ぼす要因に関する本実験結果は次のようにまとめられる。

- (1) 延性破壊はボイド体積率のみならず, 半径方向応力と加工硬化度も破壊条件に直接の影響を及ぼす。
- (2) これら 3 者間にある関係が成立する時破壊が生じるが, この関係を実験結果から図的に表現することができた。

文 献

- (1) F.A. McClintock: *Ductility*, ASM, Metals Park, Ohio, (1967), 255.
- (2) J. Gurland and J. Plateau: *Trans. ASM*, **55** (1963), 443.
- (3) 大矢根守哉: 日本機械学会誌, **75** (1972), 110.
- (4) P.F. Thomason: *J. Inst. Metals*, **96** (1968), 360.
- (5) 小坂田宏造, 林 宏信: 塑性と加工, **12** (1971), 687.
- (6) 小野寺龍太, 豊島清三: 金属学会誌, **39** (1975), 964.
- (7) B. Edelson and W.M. Baldwin, Jr.: *Trans. ASM*, **55** (1962), 230.
- (8) P.W. Bridgman: *Studies in Large Plastic Flow and Fracture*, Harvard Press, Cambridge, Mass., (1964), 300.
- (9) 関口秀夫, 林 宏信, 小坂田宏造: 第21回塑性加工連合講演会論文集, 115.
- (10) P.W. Bridgman: *Trans. ASM*, **32** (1944), 553.
- (11) P. Clausen: PhD Thesis, California Institute of Technology, 1966.
- (12) 小野寺龍太, 豊島清三: 金属学会誌, **39** (1975), 648.

Versatic Acid 911 による金属イオンの溶媒抽出に 対する温度の影響*

向井 滋** 芝田隼次*** 西村山治***

Shigeru Mukai, Junji Shibata and Sanji Nishimura: Effect of Temperature on the Solvent Extraction of Metal Ions with Versatic Acid 911. The effect of temperature on the solvent extraction of Cu, Ni, Co and Mn with Versatic acid 911 diluted in benzene was studied. Extraction temperature was varied between 10 and 60°C, and the results obtained are summarized as follows:

(1) The equilibrium distribution ratio of metal is raised with the temperature. (2) The change in the composition of extracted species was not observed in the extraction of Cu and Ni in this temperature range, while the extracted species of Co was of dimeric form above 40°C and Mn ion was oxidized in the aqueous phase above the same temperature. (3) The extraction reaction of these metals is endothermic, and the heat of extraction of Cu, Ni and Co were 10.8, 14.5 and 18.9 kcal/mol, respectively. (4) A linear relationship in the form of $\text{pH}_{0.5} = a + bT^{-1}$ (a, b : constant) was observed in the extraction of these metals.

(Received March 28, 1975)

I. 緒 言

著者らはすでに数年前より Versatic Acid 911 による一般金属の溶媒抽出に関する基礎研究に着手し, その結果を本誌に報告してきた^{(1)~(4)}. すなわち, 有機相中に抽出される平衡抽出種の組成の決定, 水溶液中に存在する陰イオンおよびアンモニウムイオンの抽出反応に及ぼす影響などについて解明を加えた. これらに続いて本報においては, Versatic Acid 911 による一般金属の抽出反応に及ぼす温度の影響について検討を行なうこととした.

抽出温度が変化すると抽出速度もまた変化すると考えられるが, カルボン酸による一般金属の抽出速度は極めて速いことが知られているので⁽⁵⁾⁽⁶⁾, ここでは平衡論の観点から抽出反応に及ぼす温度の影響を検討することとした.

抽出反応に及ぼす温度の影響に関する研究は比較的少な

く, とくにカルボン酸による一般金属の抽出について温度の影響を詳細に検討した報告はほとんどみられない. Fletcher⁽⁷⁾はナフテン酸を用いて Zn と Cd の抽出を 25°C および 50°C で行ない, 温度の変化による金属の抽出率の変化はほとんどみられないことを報告している. また, キレート試薬を用いる溶媒抽出においては, 温度が上昇するにつれて金属の抽出率は低下することが知られている^{(8)~(10)}.

以上のように, 金属の溶媒抽出に関する温度の影響を検討した結果は必ずしも類似の傾向を示しているとはいえない. したがって本研究では, 抽出剤として Versatic Acid 911 を用い, 金属イオンには Cu, Ni, Co および Mn を選び, 抽出温度を 10, 25, 40 および 60°C に変化させて抽出実験を行ない, これらの金属の抽出反応に及ぼす温度の影響を平衡論の観点から検討することを試みた.

** 京都大学工学部資源工学教室 (Department of Mineral Science and Technology, Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

*** 関西大学工学部化学工学科 (Department of Chemical Engineering, Faculty of Engineering, Kansai University, Suita)

* 1974 年 11 月金属学会東大阪大会に発表