

## 論 文

UDC 669.14.018.298 : 669.15-194.52 : 539.4.015.1 : 539.379

引張変形を与えたフェライト・パーライト鋼中の  
ひずみ分配と延性破壊ボイドの発生\*

井 上 毅\*\*・木 下 修 司\*\*\*

Strain Partitioning and Void Formation in Ferrite-  
Pearlite Steels Deformed in Tension

Tsuyoshi INOUE and Shushi KINOSHITA

## Synopsis.

A study has been made of the deformation behavior of pearlite nodule and void formation process in the course of tensile deformation of ferrite-pearlite steels containing 0.05 to 0.91 wt% C.

Since pearlite nodule deforms to less extent than matrix, strain partitioning occurs between pearlite nodule and matrix ferrite. The degree of partitioning increases as pearlite volume fraction decreases, which means that the strain of pearlite nodule differs with the volume fraction of pearlite at a given strain of the specimen.

As the deformation of specimen proceeds, void formation occurs at pearlite nodule and the strain at void formation increases with decreasing volume fraction of pearlite. The strain of pearlite nodule at this point, however, is approximately equal ( $\epsilon_p=0.3$ ) regardless of the volume fraction of pearlite. Furthermore, the estimated stress to pearlite nodule at void formation is about 110~120 kg/mm<sup>2</sup> in each steel and this stress corresponds the fracture stress of pearlite nodule.

The results reveal that void formation in ferrite-pearlite steel occurs when the strain and/or stress of pearlite nodule reaches to the critical levels relating to the fracture of pearlite nodule *per se*.

## 1. 緒 言

フェライト・パーライト組織は炭素鋼における基本的な組織であり、構造用鋼として最も重要な組織の一つでもある。このため、この組織をもつ鋼の強度<sup>1)~5)</sup>、靱性<sup>6)~10)</sup>については多くの研究がなされている。

まだこの組織をもつ鋼の延性および延性破壊に関しても多く<sup>11)~14)</sup>の研究<sup>11)~14)</sup>が発表されているが、これらは現象論的な観察に主眼を置いたものが多く、延性破壊理論と関連させて論じた報告は少ない。

鋼にかぎらず、金属材料の延性破壊過程においては、材料中に含まれる第2相粒子が重要な役割を演じていることはよく知られている<sup>15)~18)</sup>。著者らは前に球状炭化物を含む鋼の延性破壊について調べ、延性破壊過程にお

けるボイドの発生機構について報告した<sup>19)</sup>。また、フェライト・パーライト組織を有する中炭素鋼を球状化处理したときの、球状化程度と延性(変形能)についても調べ、延性破壊過程と関連させて論じた<sup>20)</sup>。これらの研究から、フェライト・パーライト組織の延性破壊においては、パーライト粒が1つの第2相粒子としての働きをしているという考え方についてのべた。しかし、同じ第2相粒子でも、球状炭化物の場合には、それ自体ほとんど塑性変形をともしない“固い第2相粒子”であり、フェライト・パーライト組織におけるパーライト粒は、材料の変形にともしないそれ自体もかなり大きな塑性変形をともし“軟かい第2相粒子”である。このため、フェライト・パーライトの延性破壊を論じる場合には、材料の変形にともしないパーライト粒の変形挙動を知ることが

\* 昭和 50 年 4 月 8 日受付 (Received April 8, 1975)

\*\* (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama, Fukiai-ku Kobe 651)

\*\*\* (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	$V_f^I$	$V_f^{II}$
DF 1	0.05	0.06	0.008	0.004	0.007	0.022	0.008	0.062
DF 2	0.17	0.06	0.008	0.005	0.007	0.022	0.026	0.209
DF 3	0.39	0.05	0.008	0.007	0.005	0.021	0.060	0.489
DF 4	0.58	0.05	0.008	0.009	0.006	0.021	0.089	0.712
DF 5	0.72	0.04	0.008	0.007	0.006	0.022	0.111	0.884
DF 6	0.91	0.04	0.008	0.012	0.005	0.020	0.140	1.000

\*  $V_f^I$ : Volume fraction of carbide. $V_f^{II}$ : Volume fraction of second-phase-particle.

重要である。

またこのような第2相粒子の変形挙動を知ることにより、粒子に作用する応力についての考察も可能となり、延性破壊を理論的に展開する手がかりを与えるものと考えられる。

本実験は、炭素量を変えた6種類のFe-C2元系合金を用い、パーライトの体積率を変え、引張変形中のパーライト粒の変形を観察し、パーライト粒を第2相粒子と見た場合のひずみ分配、パーライト粒にともなうポイドの発生について調べたものである。また、これらの結果から、フェライト・パーライト鋼における延性破壊ポイドの発生条件について考察した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材および熱処理

供試材はTable 1に示すように、C量を0.05~0.91%に変えた6種類の基本的にFe-C2元系合金とした。溶製は100kVA高周波真空溶解炉で行ない、90kg鋼塊とし、熱間鍛造により13mmφ棒に鍛伸した。

熱処理は13mmφ×80mm lの素材で行なつた。焼ならし処理はC量の低いDF 1, 2については920°Cで、またC量の高いDF 3~6については850°Cでオーステナイト化を行ない、その後空冷した。

### 2.2 引張試験

上記熱処理を行なつたのち、機械加工により引張試験片を作製した。引張試験片は、平行部直径7mm、平行部長さ30mm、標点距離25mmとした。試験は島津製オートグラフを用い、試験温度は常温、試験速度はクロスヘッド速度で5mm/minで行なつた。

## 3. 実験結果

### 3.1 顕微鏡組織

Photo. 1にDF 1~6の焼ならし組織を示す。この組織は、引張試験における引張軸中心線を含む縦断面で観察したもので、写真の水平方向が引張軸方向と一致している。すなわち、これらはあとで示すひずみの進行にと

もなうパーライト粒の変形の観察の、ひずみ $\epsilon=0$ での組織の例である。

### 3.2 引張試験結果

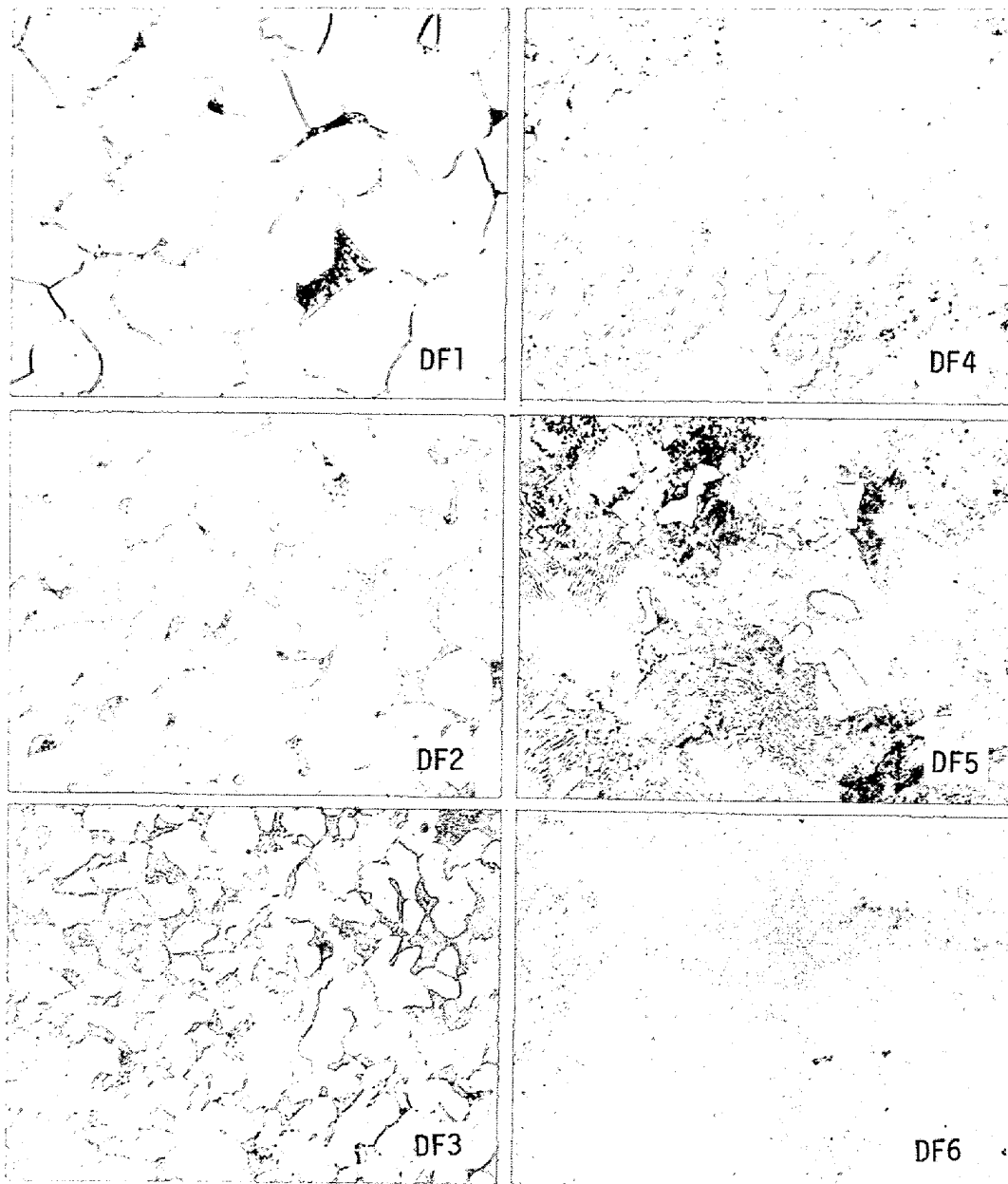
Table 2にDF 1~6の焼ならし処理を行なつたものの引張試験結果を示す。破壊応力 $\sigma_f$ は破断時の荷重を破断時の断面積 $A_f$ で除したものであり、破壊延性 $\epsilon_f$ は試験片の初期断面積を $A_0$ として $\epsilon_f = \ln(A_0/A_f)$ とした。また、真応力-真ひずみの関係をHOLLOMONの式

$$\sigma = k\epsilon^n \dots\dots\dots (1)$$

で近似し、引張試験の降伏点直後、最高荷重点、破断点の3点における $(\sigma, \epsilon)$ のデータに最もよくあうように $k, n$ を決定した。ただしこの場合BRIDGMANの補正<sup>21)</sup>は行なわなかつた。各供試材の $k, n$ の値をTable 2にあわせて示した。また各供試材の焼ならし処理で生成されたパーライト粒の硬さ(マイクロビッカース, 15g荷重)で測定した結果もTable 2に示した。この結果から、本実験で調べたパーライト粒はほぼ同程度の強さレベルにあると考えてよい。

Fig. 1にDF 1~6の焼ならし処理を行なつたもの、および比較として、同じ供試材を球状化したものの $\epsilon_f$ を炭化物の体積率( $V_f^c$ )の関係として示した。球状化処理はオーステナイト化後焼入れし、その後700°Cで20hr焼もどしとした。また $V_f^c$ は添加Cがすべてセメンタイトとして析出したとして計算した。この結果によると $V_f^c$ が大きくなるほど $\epsilon_f$ は双曲線的に減少し、また同一 $V_f^c$ で比較すると球状化したものの方が焼ならしたものよりも $\epsilon_f$ が大きく、炭化物の析出形態により $\epsilon_f$ が大きく変化することを示している。一方、フェライト・パーライト組織では、パーライト粒を1つの第2相粒子と考えることもできる。パーライト粒はフェライトとセメンタイトの混合体で、その体積比はほぼ7:1であるから、パーライト粒を第2相粒子と見たときには、その体積率( $V_f^{II}$ )はほぼ $8V_f^c$ であるといえる。

Fig. 2は前図を $\epsilon_f$ と $V_f^{II}$ の関係にプロットしなおしたものである。この場合には、逆に同一 $V_f^{II}$ で比較すると、フェライト・パーライト組織のものの方が球状



×500 (7/8)

Photo. 1. Microstructures of unstrained tensile specimens. Etched in 1% nital.

Table 2. Mechanical properties of normalized specimens.

	DF 1	DF 2	DF 3	DF 4	DF 5	DF 6	
UTS (kg/mm <sup>2</sup> )	36.9	38.6	51.3	63.3	76.8	93.9	
Elongation (%)	52.4	50.8	38.4	27.1	19.6	14.0	
RA (%)	81.3	72.8	57.4	42.6	30.6	19.3	
Fracture stress, $\sigma_f$ (kg/mm <sup>2</sup> )	97.8	93.6	96.8	98.6	104.2	112.7	
Fracture strain, $\epsilon_f$	1.664	1.302	0.853	0.554	0.365	0.214	
$\sigma = k\epsilon^n$	$k$	81.05	84.94	101.53	113.88	126.21	133.85
	$n$	0.370	0.369	0.300	0.243	0.190	0.115
Vickers hardness of pearlite nodule (15 g)	251	287	274	284	259	271	

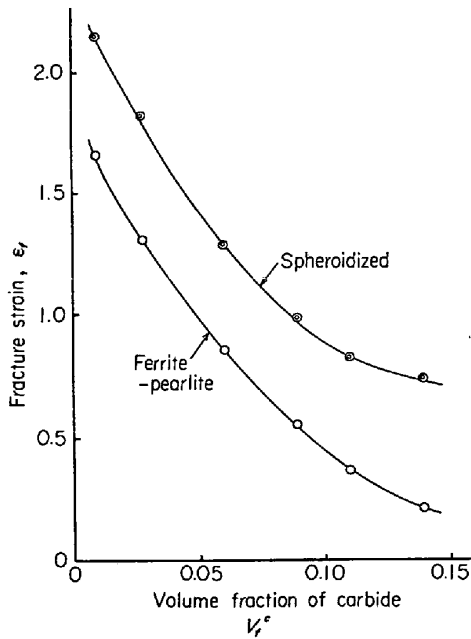


Fig. 1. Variation of fracture strain with volume fraction of carbide in spheroidized and normalized specimens.

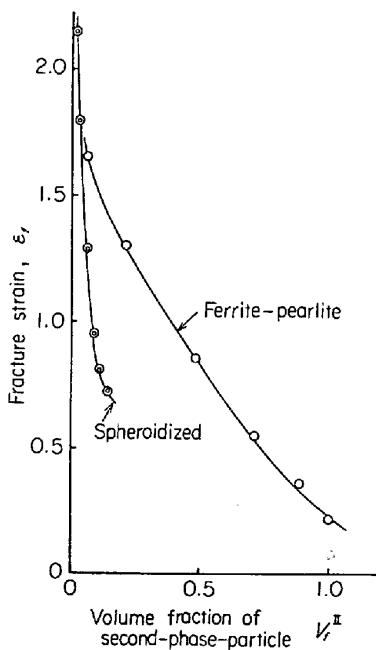


Fig. 2. Variation of fracture strain with volume fraction of second-phase-particle in spheroidized and normalized specimens, regarding pearlite nodule as second phase particle in normalized specimen.

化処理したものよりもはるかに大きな  $\epsilon_f$  を示すといえる。このことは第2相粒子が前にも述べたように、パーライト粒ではそれ自体が大きな塑性変形をとるものであること、またフェライト・パーライト組織では、均一に炭化物を分散させたものにくらべて第2相粒子間距

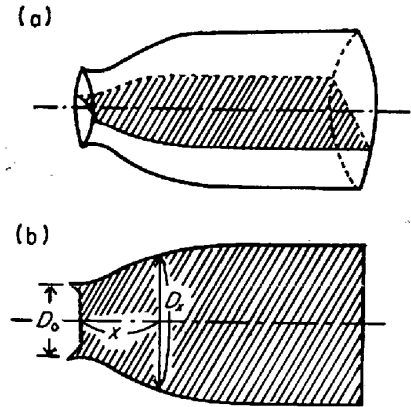


Fig. 3. (a) Sectioning of fractured specimen for the observation of microstructure as a function of strain. (b) Measurement of dimension on the section to determine the strain at distance  $x$  from fracture surface.

離 (mean free ferrite path) が大きいことによるものと考えられ、組織と関連させたくわしい考察が必要である。

### 3.3 ひずみの進行にともなうパーライト粒の変形

フェライト・パーライト組織において、パーライト粒を1つの第2相粒子と考え、その延性破壊過程を調べる目的から、試験片のひずみの進行にともなうパーライト粒がどのような変形挙動を示すかを調べた。

観察は引張試験を破断まで行ない、破断後の試験片の中心線を含む縦断面上で破断面からの距離をかえて組織

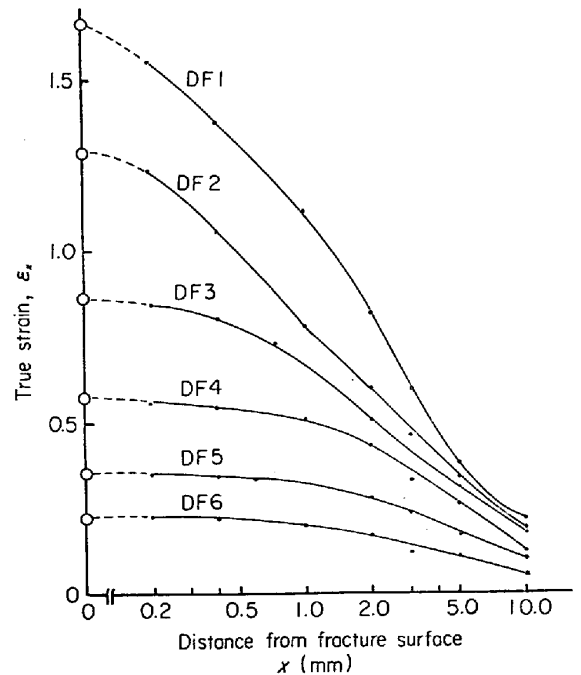


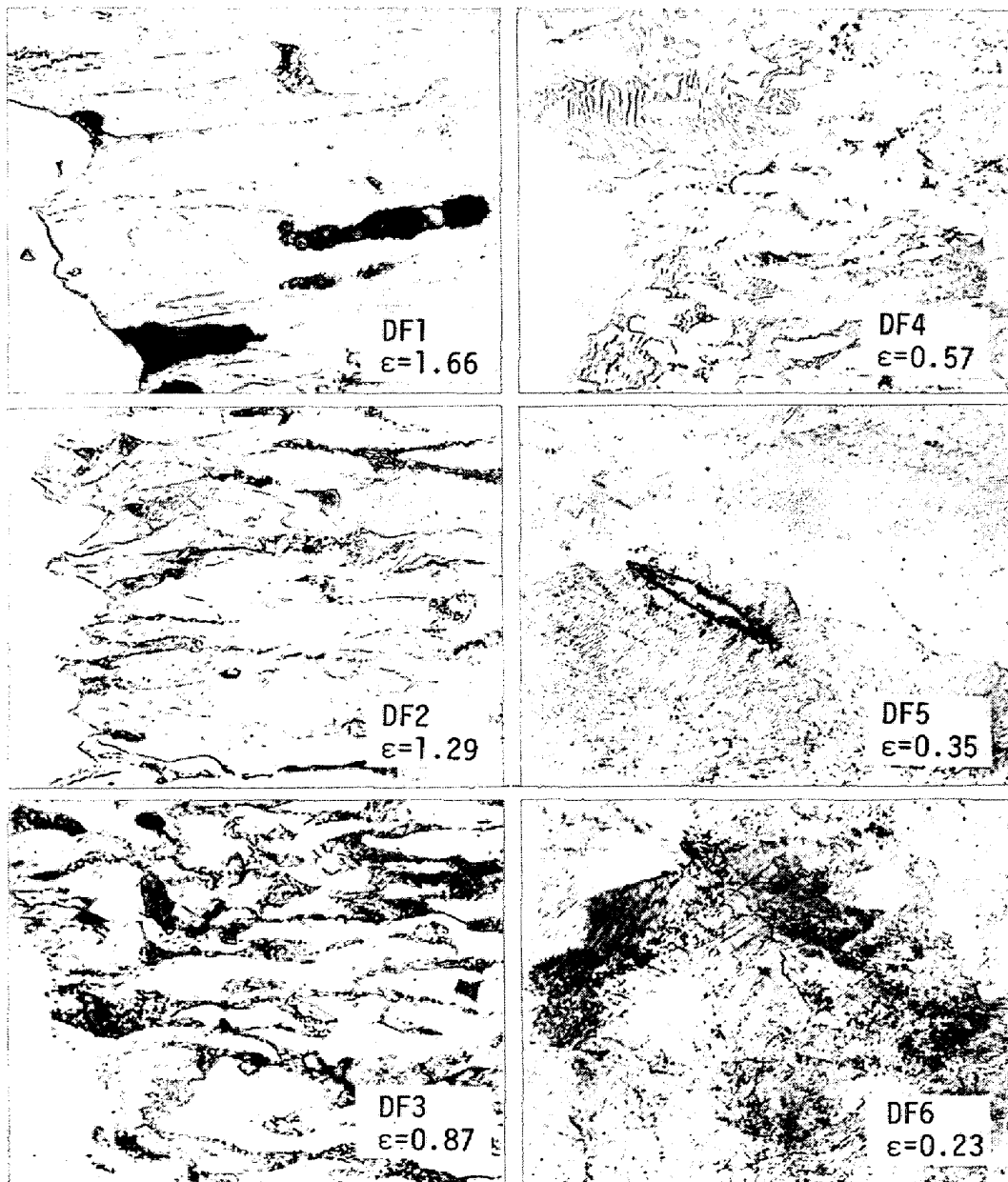
Fig. 4. Strain profile on the longitudinal section of fractured tensile specimen.

観察を行なった。観察位置のひずみ量は、Fig. 3 (a) に示すように、できるだけ中心線を含むように切断し、Fig. 3 (b) に示すように破面からの距離  $x$  とそこでの切断面上の直径  $D_x$  を測定して計算した。切断時に中心線をわずかにはずれることも考えられるため、 $x=0$  での切断面上の直径  $D_f$  も測定し補正した。すなわち、中心軸をわずかにずれた切断面上の測定値  $D_x$ 、 $D_f$  から、中心軸を含む切断面上の破面から  $x$  の距離での直径  $d_x$  は  $d_x^2 = d_f^2 + D_x^2 - D_f^2$  となるから破面から  $x$  の距離におけるひずみ量  $\epsilon_x$  は次式で示される。なお  $d_0$ 、 $d_f$  は試験前、破壊後の試験片直径とする。

$$\epsilon_x = \ln\left(\frac{d_0^2}{d_x^2}\right) = \ln\left(\frac{d_0^2}{d_f^2 + D_x^2 - D_f^2}\right) \dots \dots (2)$$

Fig. 4 に DF 1~6 について、破面からの距離  $x$  とその位置での試験片のひずみ量  $\epsilon_x$  の関係を示す。

Photo. 2 に DF 1~6 の破面直下 (ほぼ  $\epsilon_f$  のひずみを受けた部分) および Photo. 3 に変形途中 (各ひずみ量は写真中に示す) の組織を示す。また、変形前 ( $\epsilon=0$ ) は前に示した Photo. 1 に対応する。これら 1 連の観察から明らかなように、パーライト粒はそれ自体かなり大きな塑性変形をともなっていることが認められ、球状炭化物がそれ自体ほとんど塑性変形をともなわない<sup>19)</sup>のと



x505 (7/8)

Photo. 2. Microstructures at fracture strain indicated in each photo. Tensile axis is parallel to the horizontal direction of photos.

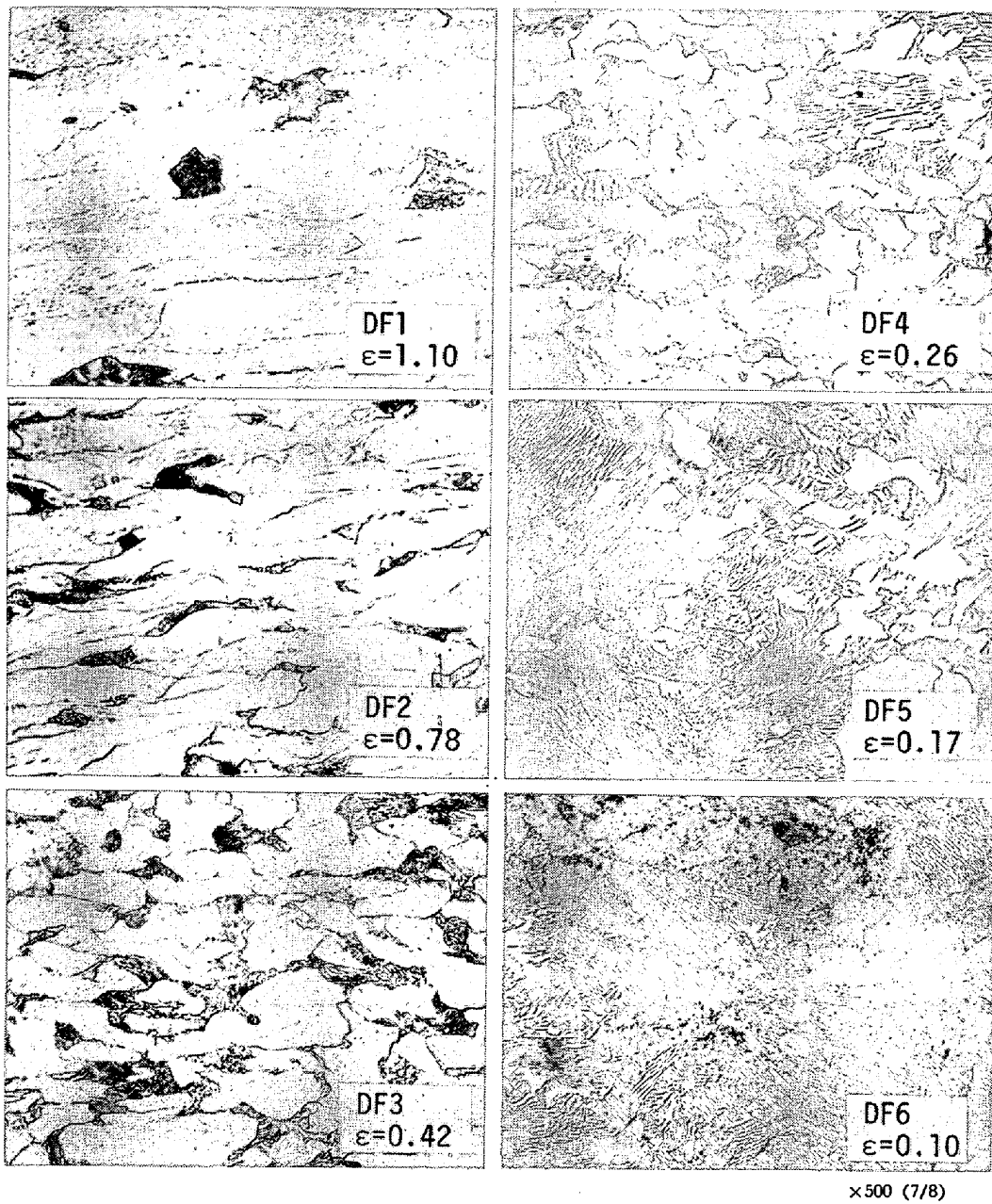


Photo. 3. Microstructures at strain indicated in each photo. Tensile axis is parallel to the horizontal direction of photos. Etched in 1% nital.

対照的である。

つぎに、DF 1~6 について、ひずみの進行にともなつて、パーライト粒がどのように変形するかを定量的に測定した。測定は、前述の破断試験片の縦断面で行ない、破面から  $x$  の距離の場所において観察されるパーライト粒を無作為に 40~100 個選び、個々のパーライト粒の引張軸方向の径（長径  $a$ ）およびそれと直角方向の径（短径  $b$ ）を測定した。長径  $a$ 、短径  $b$  をもつパーライト粒の変形量  $\epsilon_p$  は、ひずみを与えないときには等軸球であつたものが引張方向に伸長した回転だ円体となつたと仮定すると、

$$\epsilon_p = \frac{2}{3} \ln \left( \frac{a}{b} \right) \dots \dots \dots (3)$$

で示される。

各位置での測定したパーライト粒の個々の  $\epsilon_p$  を計算し、その平均値をもつて、その位置でのパーライト粒のひずみ量 ( $\bar{\epsilon}_p$ ) とした。Fig. 5 に  $\bar{\epsilon}_p$  と前述の  $\epsilon_x$ （破面から距離  $x$  における試験片のひずみ）の関係を示す。

また、この結果をもとに計算した、各供試材におけるパーライト粒へのひずみ分配率 ( $\bar{\epsilon}_p / \epsilon_x$ ) のひずみの進行にともなう変化を Fig. 6 に示す。

これらの結果によると、C 量の低い亜共析鋼 (DF 1

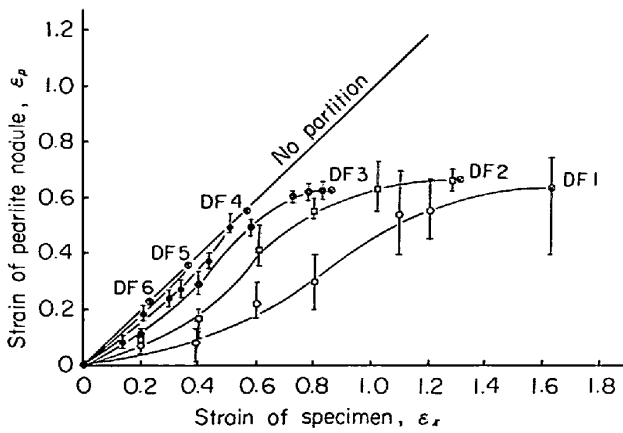


Fig. 5. Relationship between strain of pearlite nodule and strain of specimen, showing strain is partitioned to less extent to pearlite nodule.

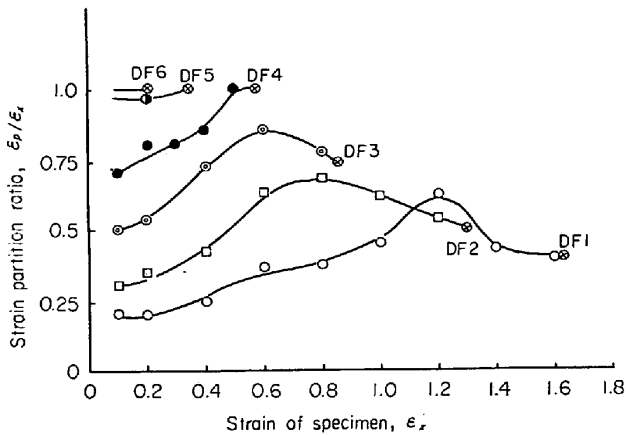


Fig. 6. Variation of partitioning ratio of pearlite nodule with strain of specimen.

～4)においては、変形初期のパーライト粒の変形は小さく、ひずみはフェライト部により多く分配されており、変形の進行にともなつてパーライト粒へのひずみ分配率は増加する傾向がみられるが、この分配率が1を越えることはない。またパーライト粒へのひずみ分配はC量が低いほど小さく、最もC量の低いDF1の変形初期ではパーライト粒のひずみは試験片全体の受けたひずみ量の約20%程度である。DF1～3では、パーライト粒へのひずみ分配率はあるひずみ量でピークを示し、変形後期ではかえつて減少する傾向もみられる。また当然のことではあるが、共析組成に近いDF5, 6では、パーライトが主たる構成組織であるため、パーライト粒のひずみと試験片全体のひずみ量はほとんど等しく、ひずみ分配率は1に近い。

3.4 パーライト粒にともなう延性破壊ボイドの発生

各供試材について、前述の縦断面上のひずみの異なる

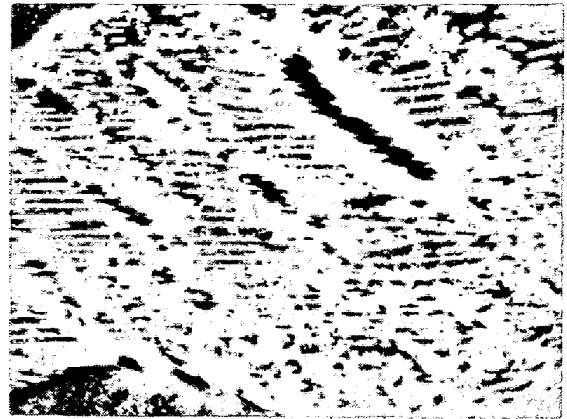


Photo. 4. Scanning electron micrograph showing voids at pearlite nodule in DF4 strained to  $\epsilon = 0.46$ .

位置について SEM (走査型電顕) でパーライト粒を詳細に観察し、パーライト粒にボイドが発生するまでのひずみ量を測定した。Photo. 4 に発生直後のボイドの例を示す。この写真は DF 4 の試験片において  $\epsilon = 0.46$  のひずみを受けた部分の観察結果である。この写真からもわかるように、パーライト粒にともなうボイドは、パーライト内のフェライトのすべりにより誘起され、セメントタイト板が破壊してマイクロボイド列がまず形成される。ついでこれらのマイクロボイドが連結しパーライト粒程度の大きさのボイドとなる。ここでは、ボイドの発生点の基準として、パーライト粒程度のボイドが見はじめられる点とした。このような基準のもとに各供試材に

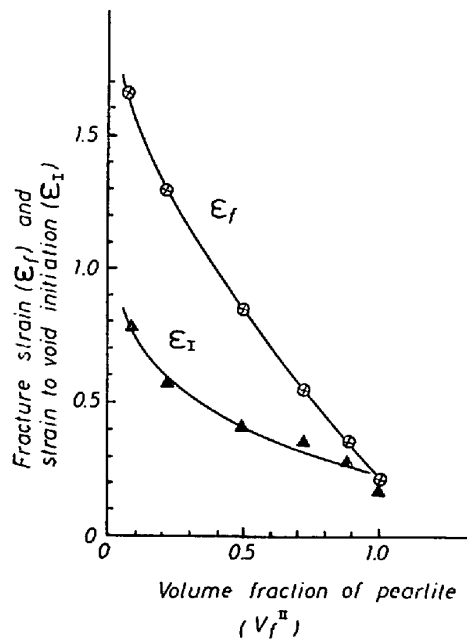


Fig. 7. Fracture strain and strain to void initiation as a function of volume fraction of pearlite.

ついて測定したボイド発生までのひずみをパーライト体積率の関数として Fig. 7 に示す. また図にはそれぞれの破壊ひずみ ( $\epsilon_f$ ) も同時に示した. この結果から, ボイド発生までのひずみ量 ( $\epsilon_i$ ) はパーライト体積率が小さいほど大きく, DF 1 で  $\epsilon_i=0.8$ , DF 6 で  $\epsilon_i=0.2$  程度である. また破壊ひずみとの比較から, ボイド発生後破壊までのひずみもパーライト体積率が小さい方が大きく, 共析鋼に近い DF 6 ではボイドが発生するとすぐに破壊に到るといえる.

フェライト・パーライト組織におけるボイドの発生は主にパーライト粒内に発生し, Photo. 4 からわかるようにパーライト粒内のフェライトのすべりにより誘起される. このためボイドの発生はパーライト粒自体のひずみと密接な関係にあると思われる. そこで Fig. 7 に示したボイド発生までのひずみを, Fig. 5 に示したひずみ分配線上にプロットした結果を Fig. 8 に示す. この結果によると, ボイド発生時の試験片のひずみ量は鋼種 (パーライト体積率) によつて異なるが, その点におけるパーライト粒のひずみ量は鋼種に関係なくほぼ一定 ( $\epsilon_p=0.3$ ) であることがわかる. すなわち, パーライト粒にボイドが発生する条件は, パーライトの体積率に関係なく, パーライト粒自体のひずみ量が真ひずみで約 0.3 に達したときであり, またボイドが発生するまでの試験片のひずみ量がパーライトの体積率によつて異なるのは, パーライト粒へのひずみ分配が異なることによるといえる.

#### 4. 考 察

##### 4.1 パーライト粒のひずみ分配について

フェライト・パーライト組織において, パーライト粒

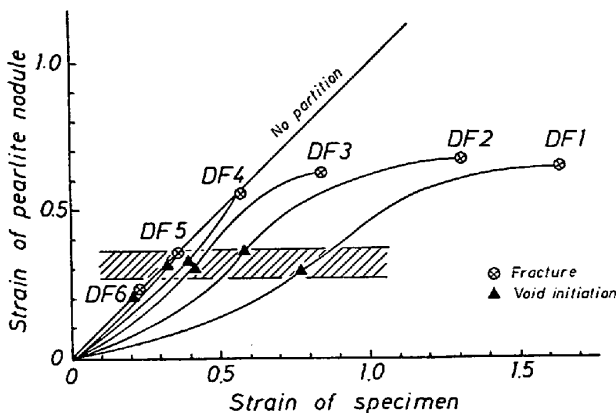


Fig. 8. Void initiation strains plotted on strain partitioning curves shown in Fig. 5. Strain of pearlite nodule at void initiation is approximately equal regardless of the volume fraction of pearlite.

を第2相粒子と見た場合のパーライト粒のひずみ分配は, 材料にかかる外部応力とパーライト粒にかかる内部応力によつて決まると考えられる.

いま, 材料 (i) が  $\epsilon_i$  の変形を受けたときにパーライト粒がどの程度変形されるかを考える. 材料の真応力 ( $\sigma$ )-真ひずみ ( $\epsilon$ ) の関係を前にのべた HOLLONON の式で近似できるとし, 材料 (i) の  $\sigma_i-\epsilon_i$  およびパーライト粒の  $\sigma_p-\epsilon_p$  の関係を次式とする.

$$\sigma_i = k_i \epsilon_i^{n_i} \dots \dots \dots (4)$$

$$\sigma_p = k_p \epsilon_p^{n_p} \dots \dots \dots (5)$$

材料 (i) が  $\epsilon_i$  のひずみを受けたとき, 外部応力は  $\sigma_i$  であり, このときパーライト粒に,

$$\sigma_p = \beta \cdot \sigma_i \dots \dots \dots (6)$$

の応力が作用するとする.  $\beta$  はパーライト粒へ作用する応力と外部応力の比である.

このときのパーライト粒のひずみ  $\epsilon_p$  は (4)~(6) 式から,

$$\epsilon_p = \left( \frac{\beta \cdot k_i}{k_p} \right)^{1/n_p} \cdot \epsilon_i^{n_i/n_p} \dots \dots \dots (7)$$

で示される.

(7) 式は材料 (試験片) のひずみ ( $\epsilon_i$ ) とパーライト粒のひずみ ( $\epsilon_p$ ) の関係を示すものであり, Fig. 5 に示したひずみ分配の実測値に対応するものである.

ここで, パーライト粒自体の  $\sigma_p-\epsilon_p$  の関係は未知であるが, 各供試材のパーライト粒の硬さに大差がないこと (Table 2) から, 共析組成に近い DF 6 で代表できるものとして計算した.

Fig. 9 に DF 1~6 について (7) 式を用いて計算した  $\epsilon_i$  と  $\epsilon_p$  の関係を実測値 (図中の太線) と比較して示す.

(4), (5) 式の近似式を用いた計算結果は, 変形初期の段階では, ひずみ分配の傾向の実測値をよく説明しているといえる. ただし, この段階での  $\beta$  の値は 1.0~2.0 程度の値であり, パーライトの体積率が小さいほど  $\beta$  の値は大きい.

変形の後期に入ると, 実測値によると, パーライト粒の変形が飽和して, 計算値との差が大きくなるが, その原因として, 変形がこの段階に入るとパーライト粒にボイドが発生してしまい, パーライト粒への応力が緩和されること, 試験片のくびれが大きくなり, それにとまなう 3 軸応力状態が大きくなることなどが考えられる.

##### 4.2 パーライト粒に作用する応力について

つぎに, パーライト粒のひずみ分配の結果から, パーライト粒に作用する応力について考察する. Fig. 9 におけるひずみ分配の実測値と計算値の比較から,  $\beta$  の値



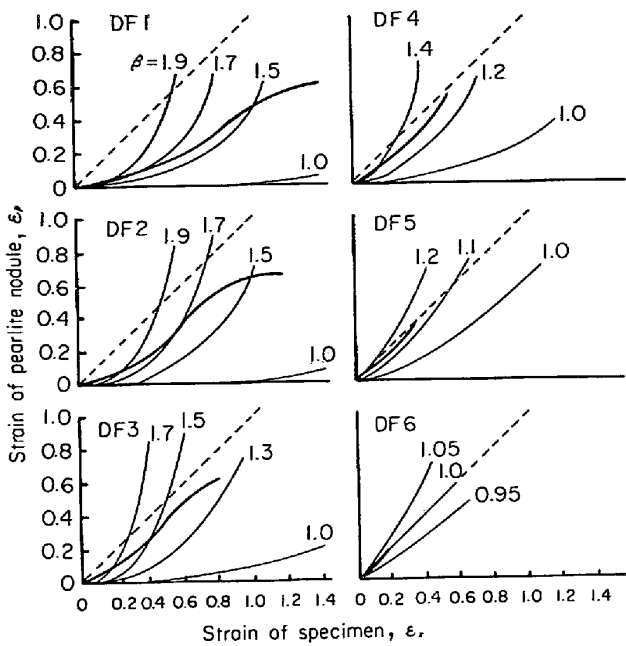


Fig. 9. Comparison of the observed partitioning (heavy solid line) to the calculated partitioning (light solid line) from equation (8) using  $\beta_a$  indicated.

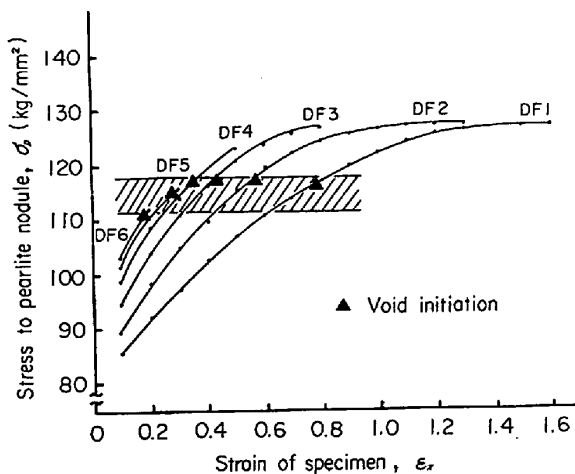


Fig. 10. Estimated stress to pearlite nodule vs strain of specimen. Mark (▲) indicates the void initiation, showing stress to pearlite nodule in each steel falls on the essentially same level (110~129 kg/mm<sup>2</sup>).

は 1.0~2.0 程度であると考えられる。このことは、材料にかかる外部応力の 1.0~2.0 倍程度の応力がパーライト粒に作用していることを示している。いま、Fig. 5 の実測されたひずみ分配を与えるためにパーライト粒にかかっていると思われる応力を計算した結果を Fig. 10 に示す。この結果によると、パーライト粒に作用する応力は、パーライト体積率が小さいほど小さく、また同一

材料ではひずみが大きくなるほど大きくなっている。また本実験で調べた材料では、その応力の値は 85~130 kg/mm<sup>2</sup> 程度の範囲にある。

#### 4.3 パーライト粒にともなうボイド発生について

フェライト・パーライト鋼におけるボイド発生までのひずみ量をパーライトの体積率との関係で系統的に調べた報告はみあたらないが、個々の材料についての報告は 2, 3 ある。BARNBY ら<sup>21)</sup> は 0.5% C 鋼においてきわめて小さなひずみ (伸びで 4%) でボイドが発生するのべているが、この場合のボイドは一部のセメントが破壊したマイクロボイドの発生をとらえているものと思われる。

CLAUSING<sup>22)</sup> は 0.17% C 鋼でボイドの発生はかなり大きなひずみ ( $\epsilon=0.4$ ) で生じることを認めており、また最近小林ら<sup>23)</sup> は 0.1% C 鋼で  $\epsilon=0.46\sim0.54$  でボイドが発生することを報告している。本実験では特に BARNBY らのみているようなマイクロボイドの発生点については測定していないが、このような小さなひずみでは発生していないように思われる。本実験の結果 (Fig. 7) では 0.1% C 鋼、0.17% C 鋼でのボイド発生はそれぞれ  $\epsilon=0.65$ ,  $\epsilon=0.55$  程度と推定され、CLAUSING, 小林らのデータに近い値を示しているといえる。

Fig. 10 に各供試材について、引張ひずみの増加にともない、パーライト粒に作用していると思われる応力の変化を示した。この図には各供試材のボイド発生点 (▲) を同時に示した。この結果によると、ボイドの発生点付近でパーライト粒に作用していると思われる応力は、鋼種に関係なく 110~120 kg/mm<sup>2</sup> で、ほぼ一定であることがわかる。この値はほぼ DF 6 の破壊強さ (113 kg/mm<sup>2</sup>) に等しく、また本実験で調べた各供試材のパーライト粒の強さがほぼ等しいことを考えると、パーライト粒の破壊強さを示しているものと考えられる。共析鋼の破壊強さとして MILLER ら<sup>13)</sup> も同程度の値を与えており、一般にフェライト・パーライト鋼のボイド発生は、パーライト粒にその破壊強さの応力が作用するとき起こるものと思われる。

しかしパーライトの強さはその層間隔に関係することはよく知られており<sup>1)</sup>、その破壊強さも層間隔などによつて異なると思われ、パーライト粒の性質が異なればボイド発生をきめる応力も当然変化することが予想される。いずれにしても、フェライト・パーライト組織において、パーライト粒にボイドが発生する過程は、まず試験片に外部応力が作用すると、供試材のパーライト体積率、ひずみに応じた応力がパーライト粒に作用し、つぎにこの応力がパーライト粒からみた外部応力となり、パ

ーライト粒内でひずみが生じ、セメントタイト板の破壊が起こりポイド発生に到ると考えられる。

## 5. 結 言

フェライト・パーライト組織を有する鋼に引張変形を与え、パーライト粒の変形挙動および延性破壊過程のうち特にポイド発生過程について調べた。

パーライト粒のひずみは試験片のひずみとは異なり、ひずみ分配が生じている。このパーライト粒へのひずみ分配を定量的に調べた結果、パーライト粒の変形は試験片のひずみの進行よりも遅れて進行し、この程度はパーライトの体積率が小さい方が大きい。

一方、パーライト粒にポイドが発生するまでの試験片のひずみはパーライトの体積率により異なり、パーライト体積率が小さいほど大きい。しかし、この結果をパーライト粒へのひずみ分配の結果とあわせて考えると、パーライト粒にポイドが発生するときのパーライト粒自体のひずみはパーライトの体積率によらずほぼ一定である。また、パーライト粒に作用する応力は、パーライト体積率、ひずみによつて異なるが、パーライト粒にポイドが発生するときのパーライト粒に作用する応力はほぼ一定である。これは本実験における各供試材中のパーライトの強さがほぼ同じであるためであり、この応力はパーライト粒の破壊応力に対応すると思われる。

このような結果から、パーライト粒にポイドが発生する過程は、試験片に外部応力が作用すると、パーライトの体積率に応じた応力がパーライト粒に作用し、ひずみ分配をとれないながら変形が進行する。この応力は、パーライト粒の外部応力として作用し、パーライト粒を変形させ、パーライト粒内でセメントタイト板が破壊されてポイドの発生に到ると考えられる。

本実験において、パーライト粒の性質が同じであればポイド発生点におけるパーライト粒自体のひずみまたはパーライト粒に作用する応力はパーライトの体積率にかかわらず一定であることが観察されたが、これらはパーライト粒の破壊ひずみ、破壊応力と関係があると思われる。パーライト粒の性質によつて異なることは当然予想される。今後このようなポイド発生過程をさらにく

わしく検討することにより、パーライト粒の性質（たとえばラメラの規則性、層間隔）がポイド発生条件、延性破壊過程におよぼす効果もさらにくわしく論じられるものと期待される。

## 文 献

- 1) J. D. EMBURY and R. M. FISHER: Acta Met., 14 (1966), p. 147
- 2) W. BURNS and F. B. PICKERING: JISI, 202 (1964) p. 899.
- 3) G. LANGFORD and M. COHEN: Trans. ASM, 62 (1969), p. 623
- 4) G. LANGFORD: Met. Trans., 1 (1970), p. 465
- 5) D. K-WILSDORF: Met. Trans., 1 (1970), p. 3173
- 6) J. A. RINEBOLT and W. J. HARRIS, Jr.: Trans. ASM, 43 (1950), p. 1175
- 7) J. C. DANKO and R. D. STOUT: Weld. J. Res. Suppl., 34 (1955), p. 113 s
- 8) U. LINDBORG: Trans. ASM, 61 (1968), p. 500
- 9) A. M. TURKALO: Trans. AIME, 218 (1960), p. 24
- 10) A. R. ROSENFELD, E. VOTAVA, and G. T. HAHN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 807
- 11) K. E. PUTTICK: JISI, 185 (1957), p. 161
- 12) B. R. BUTCHER and H. R. PETTIT: JISI, 204 (1966), p. 469
- 13) L. E. MILLER and G. C. SMITH: JISI, 208 (1970) p. 998
- 14) D. P. CLAUSING: Trans. ASM, 60 (1967), p. 504
- 15) C. F. TIPPER: Metallurgia, 39 (1949) p. 133
- 16) C. CRUSSARD, et al: JISI, 183 (1956), p. 146
- 17) K. E. PUTTICK: Phil. Mag., 4 (1959), p. 964
- 18) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN: Trans. ASM, 55 (1962), p. 230
- 19) 井上, 木下: 塑性と加工, 14 (1973), p. 291
- 20) 井上, 落田, 木下: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 808
- 21) P. W. BRIDGMAN: Trans. ASM, 32 (1944), p. 553
- 22) J. T. BARNBY and M. R. JOHNSON: Met. Soc. J., 3 (1969), p. 155
- 23) D. P. CLAUSING: Trans. ASM, 60 (1967), p. 504
- 24) 小林ら: 日本機械学会論文集, 40 (1974), p. 2117