延性破壊における void の起源と成長に関する

シミュレーション*

三浦 維 四** 浅岡 憲 三**

Ishi Miura and Kenzou Asaoka : Simulation on the Initiation and Growth of Ductile Fracture Voids. It is an indispensable problem for the ductile fracture that the role of inclusions and voids is examined by micromechanical calculations of the stresses which develop around an inclusion and a void. But work of this kind has not yet been done, because the problems of plastic yielding around an inclusion and a void were not solved, to our knowledge, till quite recently. Lately, the numerical solution by computer has rapidly advanced. So the mechanism of ductile fracture in tension was studied by means of the elastic-plastic finite element method simulation. The strain-hardening characteristics of the aluminium matrix were assumed to be expressed by $\sigma = 11.2 \times (\alpha + \epsilon)^{0.30}$ (α ; constant) for plastic state.

For the initiation of ductile fracture voids, the maximum equivalent stress in the particle, the maximum shear stress at the matrix-particle interface and the maximum equivalent stress in the matrix were studied at the various tensile stress stages. As a result of this simulation, the initiation mechanism of ductile fracture voids was explained. Then the initiation of the ductile fracture of voids was determined by the relative relations of the strength of the particle, of the shear strength at the interface, and of the strength of the matrix.

For the growth of ductile fracture voids, the stress and the strain distribution around a void and the change of geometry of a void were calculated in detail from the elastic state to 3.2% plastic strain. As a result of this simulation, the void grew in the tensile direction but the plastic strain was less at the top of the void. The side of the void was the part where the stress and the strain concentrated. And the strain in that part was increased more rapidly than that in the other part. So the fracture of the specimen might be accomplished from the initiation of a shear crack at the side of the void.

(Received January 20, 1975)

I. 緒 言

延性材料の破壊機構に関する研究の多くは、破面観察を中心とする実験的手法^{(1)~(10)}によってなされてきた。そして、取り扱われている材料も鋼やアルミニウム合金、銅合金等広範囲の材料に及んでいるが、いまだその機構を統一的に明らかにするには至っていない。しかし、一般には、micro-void の発生とその成長、合体が延性破壊に対して重要な役割を果たすとされている⁽¹¹⁾。

void の発生機構に関しては、母相中の介在物や析出物、晶出物等の微細な第2相が重要な役割を持ち、第2相の破壊または母相と第2相粒子との界面剥離により void が発生するとする立場と、変形中に生じる転位同志の相互作用により発生するとする立場⁽¹²⁾とがある。しかし、たとえ第2相粒子が原因で void が生じるとしてもその報告は観察結果に基づいた定性的な取り扱いに限定され、また必ずしも統一的な説明がなされているわけではない。

そのようにして発生した void が成長・合体して破壊に至る過程についても、void の成長・合体説⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾、internal

necking による void の連結説⁽¹⁵⁾、せん断クラックによる void の連結説⁽¹⁶⁾等の提案がなされている。しかし、多くの実験観察にもかかわらず、いまだそれらの機構の関与の仕方は明らかではない。

そうした void の発生や成長の機構を明らかにできない原因の一つには、現在まで第2相をも含めて第2相や void 周辺での微視的な応力、ひずみ状態やその変化を知ることが特殊な場合の弾性解⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾を除いてできなかったことにある。

そこで、本報では機械的性質の異なる相が分布し複合されているときの各相の応力解析を基に材料全体としての強度や破壊について考察する微視力学の立場から、延性破壊における void の起源と成長についてシミュレーションの手法を適用した。延性材料のように材料の機械的性質(特に材料の応力-ひずみ関係)が非線形であり、かつ幾何学的に非線形な大きな変形を扱う問題、すなわち降伏応力の数分の1の引張力で応力集中領域が局所的に降伏し、その後の塑性変形が変形を支配する弾塑性問題を扱うには従来の解析的な手法は必ずしも有効な手段とはなり得ない。そ

** 東京医科歯科大学医用器材研究所(Institute for Medical and Dental Engineering, Tokyo Medical and Dental University, Tokyo)

* 1974年5月軽金属学会講演会に発表; 金属現象のシミュレーションに関する研究(第2報)

こで、有限要素法^{(19)~(21)}による数値解により第2相を含むアルミニウム母相に引張力が負荷されたときに第2相をも含めた材料全体の応力、ひずみ分布や母相と第2相との界面せん断力の変化等について第2相は弾性状態を維持するが、母相は弾塑性状態にわたって変化するものとして、解析し void の起源について考察した。

次に、アルミニウム母相中に void が存在したときに、引張力の増加に対して void がどのように成長するか、応力、ひずみ状態の変化、void 周辺で母相が局部的に降伏してゆく様子等を調べ破壊に至る過程を微視力学的立場より検討した。

II. シミュレーションの方法

第2相による応力集中に関して、材料全体としての力学的挙動を支配する因子には、①母相と第2相との界面の状態、②母相と第2相との弾性及び塑性状態における機械的性質の相違、③第2相の形状、体積率、分布状況等がある。そして、これらの因子が互いに絡み合ってマクロ的には材料全体としての機械的性質が決定されていると考えられる。

他方、最近の電子計算機の発達とともに、解析的(確定的)シミュレーションすなわち現象を数学的にモデル化して膨大な量の計算や論理判断を計算機で繰り返し計算して解く手法により在来手法では知ることができなかった事柄を明らかにしようとする試みが種々な分野で試みられている。連続体力学の分野においては、大次元行列の計算が可能となるのにもなって普及してきた有限要素法がそうした手法の最も有効な一つと考えられる。

そこで、有限要素法により、上記の因子に対し、界面は完全に結合しており、材料の機械的性質は予め与えた応力-ひずみ関係、弾性率、ポアソン比等に従って各々の領域が変化し、試験片は正方形の母相中に1個の円形(円柱型)第2相および void が存在する最も基本的なモデルを仮定してモデル内に生じる微視力学的に複雑な変化を調べた。

解析は降伏した要素に対して、弾性応力-ひずみマトリックスのかわりにひずみ増分理論より導かれた塑性応力-ひずみマトリックスを用いる弾塑性有限要素法⁽²⁰⁾⁽²¹⁾により行なった。また、第2相が存在する場合に対しては平面応力を仮定し、void が存在する場合に対しては平面ひずみ条件を適用した。そして、材料に等分布応力と材料

全体としての変形が引張軸方向に一定となるような強制変位を加えた場合について試みた。

母相にはアルミニウムを仮定し、その大きさは一辺を第2相および void 直径の8倍とし、用いた材料定数は Table 1 に示したように、母相に対しては第2相が存在する場合と void が存在する場合の双方に同じ定数を用いた。

III. シミュレーションの結果およびその考察

1. void の起源について

(1) シミュレーションの結果

前報⁽²¹⁾において、高弾性率の第2相粒子をもつ母相の応力分布、母相が負荷応力の増大につれて局部的に降伏し、モデル全体が塑性状態へと移行してゆく様子、母相と円形粒子との界面に働くせん断力分布等について報告した。そこで、ここでは延性破壊にとって大きな問題である void や crack の起源について考察する目的で、母相全体が降伏した後の引張挙動について、その応力、ひずみ状態の変化を調べる。

Fig. 1 はモデル全体の伸びと荷重より求めた応力-ひずみ曲線である。試片に等ひずみ(強制変位)を与えた場合と等分布応力を与えながら変形させた場合では、ひずみが約1%となるまではほぼ同一の変形をするが、その後ひずみ(負荷応力)の増大につれて粒子が存在する影響が顕著にあらわれる。すなわち、等ひずみを与えたときにはモデル全体のひずみが2.68%のとき負荷応力はモデルの端でその場所により平均値に対して-9~17%の応力値幅をとる。また、等分布応力を加えて変形した場合にはモデルは鼓形に変形する。したがって、これ以上の引張ひずみがモデルに加えられると粒子間の相互作用がより重要な問題となる。そこで、ここではモデル全体のひずみが約3%となるまで強制変位増分を45回加えて行なった結果について述べる。

Fig. 1 Stress-strain curve for the two phase alloy containing a particle.

モデルのひずみ ϵ_0 が 0.30% (負荷応力 $\sigma_0 = 2.20 \text{ kg/mm}^2$) で引張軸と垂直な方向で粒子に接している母相中に残っていた弾性領域が降伏し、母相全体が塑性状態となったときの相当塑性ひずみ分布を Fig. 2 に示す。このとき

Table 1 Mechanical properties of two phase alloy.

Matrix	Young's modulus	$E_m = 7200 \text{ kg/mm}^2$
	Poisson's ratio	$\nu_m = 0.34$
	Yield stress	$\sigma_Y = 1.71 \text{ kg/mm}^2$
	Stress-strain curve	$\bar{\sigma} = 11.2 \times (\alpha + \bar{\epsilon}^P)^{0.30}$ (α ; constant)
Particle	Young's modulus	$E_P = 37000 \text{ kg/mm}^2$
	Poisson's ratio	$\nu_P = 0.34$

Fig.2 Plastic-equivalent-strain distribution around a particle at 0.30% tensile strain. (percentage representation)

すでに粒子の引張軸方向界面より粒子半径の½倍離れた領域では0.44% ひずみに達している。分布は引張軸と垂直方向の界面近くの母相中にひずみの小さな領域を、そして引張軸と45度をなす方向に比較的小さい領域が大きく張出している。この分布の形は基本的には弾性状態での相当応力分布と同じ形である。また相当応力 $\bar{\sigma}$ を荷重応力 σ_0 で割った値は粒子半径の2倍より外側の領域で0.92~1.05, 5倍より外側の領域では0.97~1.01と均一な状態となっている。

モデルの引張ひずみ ϵ_0 が2.68%(荷重応力 $\sigma_0=3.93\text{ kg/mm}^2$)での相当塑性ひずみ分布をFig.3に示す。この分布では、粒子の引張軸方向界面より若干離れた領域にある大きなひずみの領域が縮少し、粒子間の領域に大きなひずみの領域があらわれる。また粒子近傍の応力・ひずみ状態は複雑な状態となっている。

Fig.3 Plastic-equivalent-strain distribution around a particle at 2.68% tensile strain. (percentage representation)

Fig.4は $\epsilon_0=0.30\%$ 、 2.68% のときの粒子内での等応力線図を相当応力を荷重応力で割った値で示した。前報⁽²¹⁾で報告したように全域が弾性状態のときには粒子内の各領域はほぼ均しい応力負担をしている。しかし、 $\epsilon_0=0.30\%$ となると粒子の引張軸と垂直な方向の母相中の応力が低い

Fig.4 Equivalent-stress $\bar{\sigma}/\sigma_0$ distribution in the particle at 0.30% and 2.68% tensile strain.

その応力を、接している粒子の領域が負担していると考えられる。また、粒子の中心の領域も引張軸方向の負担力が比較的小さいために低い応力状態にある。しかし、 $\epsilon_0=2.68\%$ となると粒子内の応力分布の様相は一変する。この原因の一つには母相に加わる応力状態の変化も考えられるが、その影響は比較的小さく、むしろ粒子周辺の応力状態の複雑化が原因と考えられる。すなわち、粒子に接する母相の領域の主応力方向の変化やその応力値幅の拡大が粒子に大きな影響を及ぼしている。結果として、粒子は引張軸と45度をなす方向が大きな応力値の領域となり、粒子の引張軸方向端と引張軸と垂直な方向では小さな値となっている。粒子の応力負担率については $\epsilon_0=0.30\%$ のときには弾性状態の1.3倍とほぼ等しく1.2~1.5倍であるが、 $\epsilon_0=2.68\%$ となると1.4~2.0倍と大きな力の負担をしている。

(2) void の起源に関する考察

延性破壊における void や crack の発生機構を明らかにするには、その過程における引張状況や破面を詳細に観察することは必要なことである。しかし、多くの実験観察にもかかわらず、母相中に含まれる介在物や析出物等の第2相粒子をもとにして void や crack が生じることはかなり明らかにされているが、その機構については必ずしも統一した説明がなされているとはいえない。

Table 2に、その起源を実験観察によって調べた報告の主なるものを示す。アルミニウム合金に関しては、Gangulee等⁽⁴⁾がAl-Si合金の実験観察、特に6.1%Siでの引張実験より、ひずみ量0.8%附近で晶出したSi粒子中にcrackが生じることを示している。また後藤等⁽⁶⁾は1100, 3003 Al合金での破面観察により母相と介在物の界面剥離によるvoidの発生を、Al-4% Cu合金の実験では中間相や安定相のCuAl₂が析出した状態では塑性変形が進むにつれてCuAl₂粒子自体が破壊してvoidの起源となると報告している。

多くの実験報告によると、Siの弾性率は11000~20000 kg/mm²、CuAl₂は10100~14700 kg/mm²であり、母相のAlの弾性率の1.5~2.8倍の大きさである。また、1100, 3003 Al合金中の介在物の弾性率も同程度もしくはそれ以上であると考えられる。したがって、ここで用いた第2相粒子の弾性率に較べるとその値は若干小さいが、粒子周辺

Table 2 Experimental observations of crack initiation.

Author	Material	Result
A.Gangulee et al. ⁽⁴⁾	Aluminium alloys (2.8, 6.1, 9.6, 13.2% Si)	Cracking of silicon particles.
S.Goto et al. ⁽⁵⁾	Aluminium alloys (1100, 3003 alloys) Al-4% Cu Steel (0.32% C)	Decohesion of matrix-particle interface. Cracking of precipitates. Cracking of perlite-ferrite interface, and within the matrix.
J.Gurland et al. ⁽⁶⁾	Armco iron Aluminium alloys (13% Si)	Separation of matrix and inclusion at the interface. Cracking of silicon particles.
B.R.Butcher ⁽⁷⁾	Copper-oxygen alloys	Cracking of Cu ₂ O particles.
H.Umezawa et al. ⁽⁸⁾	Cu-SiO ₂	Decohesion of matrix-particle interface.
H.W.Hayden et al. ⁽⁹⁾	Fe-25.5% Cr-6.05% Ni	Cracking of inclusion particles.
B.J.Brindley ⁽¹⁰⁾	Fe-21% Cr-0.05% C	Decohesion of matrix-particle interface. (carbide particles and MnS inclusions)

での引張状況は $E_p/E_m > 1$ では定性的には変わらないのでこれらの合金の void や crack の発生機構を考えるとシミュレーションの結果は有効な手掛となる。

銅合金や鋼についても、粒子の破壊または界面の剥離によって void や crack が生じるとした報告は多い。そしてそれらの合金でもそのいずれの機構により void が生じるかを調べるときに微視力学的には全く同様に取り扱うことができる。

Gurland と Plateau⁽⁶⁾は単軸引張状態で介在物周辺の応力状態を Goodier の弾性解⁽¹⁷⁾を利用して求め実験観察と対比している。しかし、一般には介在物は弾性状態を維持するとしても母相はすでに塑性状態であると考えられるから、ひずみ硬化をも考慮して母相が塑性状態であるときの介在物周辺の応力状態や引張力の増加につれてその変化の様子を知ることが、void や crack の発生について力学的に調べるときには欠かせない問題である。そこで、ここでは前記の手法によって求めた第 2 相を含む板の弾塑性状態にわたるシミュレーションの結果をもとに、微視力学的立場から void や crack の起源について考察する。

void は界面、母相、粒子のいずれかで生じるのであるが、界面で剥離が生じる応力条件は次のように考えられる。すなわち、界面のある部分の界面に平行な方向のせん断力が、強度の低い母相のせん断強度を越えたとき、または界面に脆い金属間化合物や反応相を作る材料ではそれらの強度となったときに界面がその領域から局所的に剥離することにより void や crack は生じる。また粒子の破壊によって void や crack が生じる条件は、ここではある領域でのせん断ひずみエネルギーが一定の値以上となったときにその領域から破壊するとして相当応力の変化に注目することとする。延性をもつ母相から void や crack が生じる力学的条件もここでは界面せん断力と粒子内応力と対比し

ながら論じるために、相当応力を粒子内と同様に求め、その値が void を生じる領域で最も大きくなると考える。そこでシミュレーションの結果を整理し、モデルに加わる負荷応力と第 2 相粒子中の相当応力の最大値、母相中の相当応力の最大値、母相と第 2 相粒子界面のせん断応力の最大値との関係を調べ、Fig. 5 に示した。引張力が 1.3 kg/mm^2 までは全域弾性状態であり、その後、前報で報告したように局所的な降伏が生じ、 1.6 kg/mm^2 で塑性領域がモデル

Fig. 5 Tensile stress vs maximum equivalent-stress in the particle, maximum shear stress at the interface and maximum equivalent-stress in the matrix.

を縦断し、 2.2 kg/mm^2 となると母相は全域降伏する。しかし、 3.0 kg/mm^2 を越えると徐々に Fig.3 のように粒子間の領域に応力・ひずみの集中が生じ、粒子の相互作用が大きな役割を果たすようになる。そうした各段階に対応して、粒子内、母相内、母相・粒子界面の応力状態も変化する。すなわち、全域弾性状態の第Ⅰの領域、局部的降伏を経て、母相が塑性状態の第Ⅱの領域、そして粒子間の相互作用が重要となる第Ⅲの領域である。第Ⅰの領域ではそれらの関係は直線である。そして第Ⅱの領域では粒子内の応力負担は増大し、母相は応力が均一化してその増加率は減少する。しかし、第Ⅲの領域となると材料内の応力状態は複雑となり、void の発生を論ずるには、粒子の相互作用を考慮することがより重要な問題となる。そこで、ここでは void や crack の発生がⅡまでの領域で発生するとして考察する。

void や crack の発生は、粒子の破壊、母相の破壊、界面の剥離のいずれかによって生じると考えられる。しかし、界面の強度が母相のせん断強度よりも強いときには界面で破壊することではなく、応力集中の生じる粒子の引張軸方向の界面より粒子半径の1/2倍程度離れた母相の領域が破壊する。しかし、一般には介在物や析出物と母相の界面強度はあまり大きくないと考えられるので界面が剥離することとなる。また、界面が剥離するときには界面せん断力が最大となる引張軸と $30 \sim 60$ 度方向で破壊する。また、強度の低い介在物は Fig.5 で示されるように、母相より高弾性率のときには高応力を負担することとなるので破壊し易い。そして、粒子の破壊が比較的初期に生じるときには Fig.4 に示したように、粒子の側面で、母相が比較的大きな塑性変形をした後では 45 度方向へせん断破壊すると考えられる。

2. void の成長について

(1) シミュレーションの結果

void に見立てた円形の穴をもつ一辺が直径の8倍の正方形モデルを強制変位を加えて一軸引張試験を行なった状態について平面ひずみ状態を仮定してシミュレーションし、材料内部の応力状態の変化を微視的に調べた。

Fig.6 がモデル全体の応力・ひずみ曲線である。計算は増分法により塑性マトリックスを変更しながら80回強制

Fig.6 Stress-strain curve for the ductile aluminium matrix containing a void.

変位増分を加えて行ない、モデル全体の変位量と荷重の変化より応力・ひずみ曲線を求めた。

モデル全体が弾性状態であるときの応力分布は void の変形を論ずるときに基本となるので、その理論解†は与えられているが有限要素法によって得られた分布をもとにして Fig.7~Fig.9 に引張軸方向の応力 σ_x 、引張軸と垂直な方向の応力 σ_y 、および相当応力 $\bar{\sigma}$ のそれぞれの値を負荷応力 σ_0 で割った値の等応力線図を示した。この解は理論解と良く一致しており void の引張軸方向端附近では σ_x は負であり、void の引張軸と垂直な方向端の附近には負荷応力の3倍の応力集中が生じている。 σ_y 分布では、引張軸と 45 度をなす方向に負(圧縮)の力が作用している。また void の引張軸方向端附近では σ_x, σ_y が共に負であり、この領域では void に対して圧縮力が作用している。相当応力 $\bar{\sigma}$ は σ_x の大きい void 側方に3よりすこし小さい応力

Fig.7 Stress σ_x/σ_0 , in tensile axis direction, distribution in the elastic state.

Fig.8 Stress σ_y/σ_0 , in the vertical axis direction, distribution in the elastic state.

† 半径 r_0 の1個の円孔を持つ無限板が一様な引張力 σ_0 を受ける場合の弾性状態での応力分布は次のように表わされる⁽¹⁸⁾。

$$\sigma_{\theta}/\sigma_0 = 1/2 \cdot (1 + r_0^2/r^2) - 1/2 \cdot (1 + 3r_0^4/r^4) \cos 2\theta$$

$$\sigma_r/\sigma_0 = 1/2 \cdot (1 - r_0^2/r^2) + 1/2 \cdot (1 + 3r_0^4/r^4 - 4r_0^2/r^2) \cos 2\theta$$

$$\tau_{r\theta}/\sigma_0 = -1/2 \cdot (1 - 3r_0^4/r^4 + 2r_0^2/r^2) \sin 2\theta$$

ここで、 r は円孔の中心からの距離、 θ は引張軸となす角、 σ_r は半径方向の応力、 σ_{θ} は接線方向の応力

Fig. 9 Equivalent-stress $\bar{\sigma}/\sigma_0$ distribution in the elastic state.

集中領域, そして void の引張軸方向端から若干離れた領域に最小応力値の領域が存在する。また $\bar{\sigma}/\sigma_0$ は半径の 2 倍より外の領域では 0.48~1.18, 5 倍より外の領域では 0.78~0.94 で比較的 void の存在が及ぼす影響域は大きい。

他方, モデルは負荷応力(強制変位量)の増大につれて, 最も応力値の高い引張軸と垂直な方向の領域から局所的に降伏し始める。その様子を Fig. 10 に示した。負荷応力が 0.71 kg/mm²(0.0064% ひずみ)で塑性領域が生じ, その

Fig. 10 Plastic enclaves at various tensile loading values.

後 Fig. 10 に示すように引張軸と 45 度をなす方向へ塑性領域は拡大してゆく。負荷応力が 1.69 kg/mm²(0.022% ひずみ)で塑性領域がモデルを 45 度方向に横切る。以後引張軸方向の void 端近くの弾性領域を縮少するように塑性領域が拡大し, 1.97 kg/mm²(0.072% ひずみ)ではモデルはほぼ全域塑性状態となっているが, 引張軸方向の void 端におも弾性域を残している。この領域は負荷応力が 3.34 kg/mm²(0.94% ひずみ)となるまで存在している。この結果 void が存在するときは第 2 相粒子を含む場合に較べて, かなり大きな変形量を受けるまで弾性域が存在することが明らかとなった。

全域塑性状態となって後の void 周辺のひずみ分布を知ること, void の成長・連結を考えるときに重要な問題である。したがって, ここではモデル全体のひずみが 3.20% (負荷応力が 4.96 kg/mm²) のときの相当塑性ひずみ分布をひずみ量を百分率で表示して Fig. 11 に示した。void の引張軸と垂直な方向の端では 11.1% ひずみと平均のひずみ量の 3.5 倍の値を示しているが, void の引張軸方向の端附近では 0.49% で 0.15 倍と非常に広い範囲のひずみ値をとっている。相当応力を負荷応力で割った値について, ちなみに半径から 2 倍, 5 倍以上離れた領域での応力範囲を調べてみると, それぞれ 0.6~1.2, 0.8~0.95 であり弾性状態のときとはほぼ等しく, 半径の 2 倍以内の void 周辺の応力ひずみ状態は大きな範囲にわたっている。また, モデルを強制変位によって 3.20% ひずませるときにモデルの引張節点に負荷された外力は, ほぼ等分布応力でその違いはたかだか 3% 以内の不均一性であった。これは粒子を含む場合と異なり, void の存在により生ずる応力状態の変化が void 周辺に限定されモデル全体の変形に大きな影響を及ぼしていないことを示している。

Fig. 11 Plastic-equivalent-strain distribution at 3.20% tensile strain. (percentage representation)

(2) void の成長に関する考察

void の成長・連結に関する研究は理想化された力学的モデルを用いて導いた void の連結条件で試片が破壊へ至るまでのひずみ量を求めることに重点をおいてなされてき

た。しかし、破壊がどの条件で生じるかについては void の結合に至る過程は材料が不安定状態となる領域であり、その観察が困難であるために、破面の形態から推測されるにとどまっていた。しかし、void の連結機構を知ることが破壊へ至るまでのひずみ量を知るうえでも欠かすことができない事柄である。そこで、ここでは void の源は材料によって異なり、ある金属では製造過程より導入されているであろうし、あるものでは 1.(2) で述べたように介在物の破壊や母材と介在物の界面の剥離によって形成されるのであろうが、void が母相中に初めから存在すると仮定して、シミュレーションを行なった結果をもとに考察を加えることとする。

モデルの引張ひずみが 3.20% のときの void の変形を図的に変位を拡大して Fig.12 に実線で示した。void は引張軸方向へ 10% 伸び、垂直方向へは 3% 縮小している。したがって、void がモデルの変形量の増大にともない、しだいに成長し隣接 void と相接したときに破壊が生じるとする void の成長・合体説は、void が引張軸方向へ伸び、また void 間の領域が応力・ひずみの小さな領域であることを考慮すると void が極めて密に存在するとき以外は大きな変形後に始めて生ずる現象と考えられる。また、これは次に述べる void の引張軸と垂直な方向での応力・ひずみの集中を考えると有効な破壊条件とは言い難い。

Fig.12 Change of geometry of a void at 3.20% tensile strain.

void の引張軸と垂直な方向へのひずみ集中領域での最大ひずみとモデルに加えられる引張ひずみの関係を Fig.13 に示した。その関係は、試片の全域が降伏する引張ひずみ 0.94% 以降では直線関係となっており、その最大ひずみのモデルの平均引張ひずみに対する増加率は、相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}$ (○で表示) で 2.8、引張軸方向ひずみ ϵ_x (●で表示) で 2.4 とかなり大きな値である。したがって、引張軸と垂直な方向では負荷応力の増大に従いその応力・ひずみが急激に増大し、その領域から変形の比較的早いうちに crack が発生し、隣接 void と結合して破壊に至ると推測できる。Photo.1 に南雲が軟鋼板に void を見立てた穴をあけ引張試験を行ない void の変形過程を観察した実

Fig.13 Maximum strain concentration values vs tensile strain. (○: maximum equivalent-strain $\bar{\epsilon}_{max}$. ●: maximum strain $\epsilon_{x_{max}}$, in the tensile direction)

Photo.1 Change of geometry of a hole with tensile straining and a shear crack which initiated at the transverse side of a hole⁽¹⁶⁾.

験⁽¹⁶⁾の結果を示す。この実験とシミュレーションの結果は定性的に良く一致している。これらの結果はせん断クラックによる void の連結が延性破壊に大きな役割りを果たすことを示している。また、void 間の材料が塑性不安定状態となり、その部分で internal necking を生じそれが試片の破壊の原因であるとする Thomason⁽¹⁵⁾の提案は Fig.11 に示したように、void の存在により生ずるひずみの集中領域が狭いことを考慮すると、粒子が均一に分散している複相合金では比較的が生じ難く、粒子の形状が棒状や

板状のとき⁽³⁾もしくは球状粒子が極めて高密度に分散している場合に限定されると考えられる。

IV. 総 括

延性破壊における void の起源と成長についてシミュレーションを行ない、延性材料の破壊機構を微視力学的立場から考察した。特に在来の解析では母材のひずみ硬化を考慮することが困難であったが、弾塑性有限要素法を利用することにより、母材の各領域が $\sigma = F \cdot e^n$ 型のひずみ硬化をするものとして考慮し計算を行なった。

void の起源を知るためになされたシミュレーションは、高弾性率の介在物、析出物等の第2相粒子が母材中に存在するモデルを想定して行ない、粒子内応力・母材・粒子界面のせん断力、母材中の応力や塑性ひずみの分布について調べ、また引張力の増大につれてそれらの状態が変化する様子を調べた。その結果、粒子の破壊、界面の剥離、母材の破壊のいずれかにより材料中に crack が生じる条件を粒子の強度、界面の強度、母材の強度の相対的關係から求め、また crack の発生する場所を推論した。

次に、void が成長し破壊に至る過程を知るために行なったシミュレーションにより、void 周辺で局所的に材料が降伏して行く様子や応力・ひずみ状態などの引張状況が明らかとなった。その結果、void は引張軸方向に長軸をもつ楕円体に変形するが、応力とひずみは引張軸方向では小さく、垂直方向に大きな応力(ひずみ)集中が生じる。そして、引張力が増大するにつれて、ますますその値は大きくなることが明らかとなった。したがって、延性破壊へ至る過程は void の引張軸と垂直な方向の応力集中領域で生じるであろうせん断クラックによる void の連結が最も生じ易いと結論された。

以上、延性破壊における void の起源と成長に関して重

要な問題である粒子や void 周辺の引張状況を弾塑性状態にわたって明らかにし、破壊機構について力学的な面から考察した。

なお、この数値計算には東京大学大型計算機センターの HITAC 8800/8700 が用いられた。

文 献

- (1) H.C.Burghard : Met. Trans., **5**(1974), 2083.
- (2) C.D.Calhoun and N.S.Stoloff : Met. Trans., **1**(1970), 997.
- (3) 小林芳人他 : 機械学会論文集, **40**(1974), 2117.
- (4) A.Gangulee and J.Gurland : Trans. Met. Soc. AIME, **239**(1967), 269.
- (5) 後藤正治, 幸田成康 : 軽金属, **24**(1974), 60.
- (6) J.Gurland and J.Plateau : Trans. ASM, **56**(1963), 442.
- (7) B.R.Butcher : J. Inst. Metals, **101**(1973), 215.
- (8) 梅沢英夫, 森 勉, 中村正久 : 金属学会誌, **37**(1973), 1026.
- (9) H.W.Hayden and S.Floreen : Acta Met., **17**(1969), 213.
- (10) B.J.Brindley : Acta Met., **16**(1968), 587.
- (11) 武智 弘 : 金属学会会報, **12**(1973), 845.
- (12) A.S.Tetelman and A.J.McEvily : *Fracture of Structural Materials*, John Wiley & Sons, New York, (1967), 239.
- (13) F.A.McClintok : J. Appl. Mech., **35**(1968), 363.
- (14) J.R.Rice and D.M.Tracey : J. Mech. Phys. Solids, **17**(1969), 201.
- (15) P.F.Thomason : J. Inst. Metals, **96**(1968), 360.
- (16) M.Nagumo : Acta Met., **21**(1973), 1661.
- (17) J.N.Goodier : J. Appl. Mech., **1**(1933), No.2, 39.
- (18) S.P.Timoshenko and J.N.Goodier : *Theory of Elasticity*, 3rd ed., McGraw-Hill, New York, (1970), 91.
- (19) O.C.Zienkiewicz : *The Finite Element Method in Engineering Science*, McGraw-Hill, London, (1971), 369.
- (20) Y.Yamada and N.Yoshimura : Int. J. Mech. Sci., **10**(1968), 343.
- (21) 三浦維四, 浅岡憲三 : 金属学会誌, **37**(1973), 1207.