

セラミックスの超塑性

解説

若井史博*

Superplasticity of Ceramics

Fumihiko WAKAI

1. はじめに

高温変形をセラミックスのプロセッシングに利用する試みはすでに長い歴史をもっているにもかかわらず¹⁾²⁾、最近のジルコニア (ZrO_2) 系セラミックスにおける超塑性現象の発見^{3)~5)} は驚きをもって受けとめられた。あたかもチューインガムのようにいくらでも変形するということが、硬くて脆いというセラミックスのイメージとあまりにもかけ離れていたからであろう。以来、セラミックスの超塑性と超塑性加工に対する関心が高まりつつあり、セラミックスの超塑性が一つの技術分野として成立しようとしている⁶⁾⁷⁾。ここではセラミックスの超塑性を金属の超塑性と対比させてその特徴と変形機構について解説する。さらに、将来の発展の方向と応用の可能性について述べる。

2. 超塑性の定義と評価技術

超塑性とは原子が整然と格子を組んでいるはずの多結晶固体材料が高温で巨大な伸びを示す現象のことである^{8)~10)}。

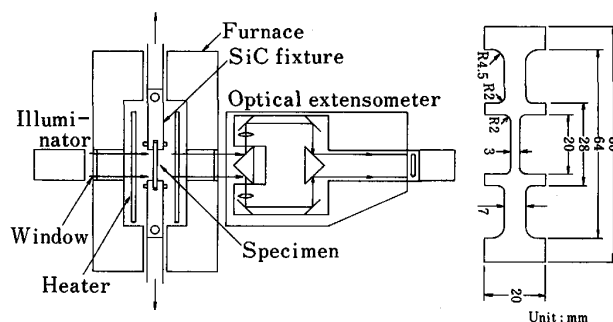
超塑性には微細結晶粒超塑性と内部応力超塑性(変態超塑性)との二つのタイプがある。金属系材料の微細結晶粒超塑性においては応力指数は2であり、主として粒界すべりにより変形する。内部応力超塑性は温度サイクル時の相変態による歪みや熱膨張係数の異方性による歪みを受ける材料で観察され、応力指数は約1である。この場合、結晶粒径は微細である必要はない。

塑性不安定性の力学的解析より、引張試験片が局所的なネッキングを生じることなく均一に伸びるという性質は、歪み速度と応力における歪み速度感受性指数(応力指数の逆数)が大きいこと(0.3以上)に関連づけられている。結晶粒径の微細なセラミックスでは多くの場合拡散クリープによる高温変形が観察される。この

場合、応力指数は1であり、理想的なニュートン流体として振舞うはずである。しかし、引張応力のもとでは粒界キャビティが発生・成長するために巨大な変形をする以前に破壊してしまう。セラミックスで超塑性が得られなかつた原因は、金属材料と比べて粒界エネルギーが高く、粒界の分離やキャビティの形成が容易に生じるためであると考えられている¹⁰⁾。一方、一軸あるいは静水圧の圧縮応力のもとではキャビティの発生、成長が抑制されるために、見かけ上高い延性を示すことがある。

従来、セラミックスの分野では“超塑性”という用語の定義に混乱が存在した¹¹⁾。 Al_2O_3 、SiC、 UO_2 、スピネル等の“微細結晶粒超塑性”、 ZrO_2 、 Bi_2O_3 、 Bi_2WO_6 等の“変態超塑性”の報告があるが、これらはすべて圧縮試験における変形特性と変形後の微構造観察から“超塑性”を推測しただけであり、直接的に巨大伸びを実証したものではなかつた。

近年、熱機関等に構造用部材としてセラミックスを応用するための研究開発が進行している。それとともに、セラミックスの機械的性質の評価技術が進歩した。Fig. 1には光学式非接触伸び計を用いた引張クリープ試験装



(a) Tensile creep test machine (b) Tensile creep specimen
Fig. 1. Tensile creep test apparatus for ceramics¹²⁾.

昭和63年9月9日受付 (Received Sep. 9, 1988) (依頼解説)

* 名古屋工業技術試験所セラミックス基礎部材料評価課主任研究官 工博 (Materials Evaluation Division, Ceramics Science Department, Government Industrial Research Institute, Nagoya, 1-1 Hirate-cho Kita-ku Nagoya 462)

Key words: ceramics; superplasticity; zirconia; alumina; mullite; composite; grain boundary sliding; creep; rheology; superplastic forming; joining.

置と試験片の例を示した¹²⁾。このため、セラミックスに対しても金属と同様に引張試験や引張クリープ試験により直接的に超塑性挙動を調べることが可能となった。

3. セラミックスの高温変形

多結晶体の高温変形は一般に次式で表現される。

$$\dot{\epsilon} = \frac{ADGb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 $\dot{\epsilon}$: 歪み速度, D : 拡散係数, G : 剛性率, b : バーガスベクトル, k : ボルツマン定数, T : 絶対温度, d : 粒径, σ : 応力, p : 粒径依存性指数, n : 応力指数, A : 係数である。また、拡散係数は次式であらわされる。

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (2)$$

Q は活性化エネルギー, R は気体定数である。なお、実験においては見かけの活性化エネルギー Q' を次式で定義して用いることも多い。

$$Q' = -R \frac{\partial(\log \dot{\epsilon})}{\partial(1/T)} \dots\dots\dots (3)$$

高温変形機構は、粒径に依存しない格子機構 ($p=0$) と粒界の関与する機構 ($p \geq 1$) に大別できる。Fig. 2 に HEUER ら¹³⁾ による Al_2O_3 多結晶体の変形機構図を示した。一般に高応力で粒径の大きい場合に転位クリープ ($n=3$)、低応力で粒径の小さい場合に拡散クリープ ($n=1$) が観察されることは金属系材料の場合と同様である。拡散クリープにおいて拡散経路が格子である場合、 $p=2$ (NABARRO-HERRING クリープ¹⁴⁾¹⁵⁾) となり、粒界の

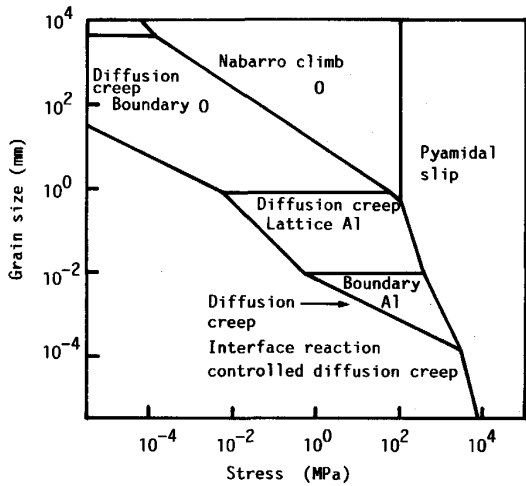


Fig. 2. Deformation mechanism map of Al_2O_3 polycrystals¹³⁾.

場合、 $p=3$ (COBLE クリープ¹⁶⁾) となる。粒径がさらに小さくなると、拡散クリープは界面での空孔の生成と消滅反応に律速される。界面反応律速拡散クリープ¹⁷⁾ においては $n=2$, $p=1$ となる。

金属とセラミックスでは原子間結合、結晶構造が異なるため、変形挙動にも相違が見られる¹⁸⁾。セラミックスのクリープの特徴は拡散クリープの役割が大きいことにある。さらに、セラミックスの粒界にはアモルファス相の観察されることも多く、高温変形機構に対する粒界構造の影響の把握が重要となる。最近、RAJ¹⁹⁾ はセラミックスの高延性変形機構を粒界構造で整理することを試みた (Table 1)。粒界にアモルファス相を含む構造は Fig. 3 に示すようにさらに二つの状態に区別できる。

a) State I 2 粒子界面に厚さ数 nm のアモルファス膜が存在 (粒界は直線的)

b) State II 3 重点および 2 粒子界面に多量の液相が存在 (粒界は曲線的)

State II の例には β -スポヂュメンガラスセラミックス²⁰⁾がある。この材料の場合、粒界の液相を経由した溶解-析出機構により促進された拡散クリープ ($n=1$) による超塑性変形が可能となる。これは金属系材料の微細結晶粒超塑性機構とは異なるセラミックス特有の型の超塑性挙動であり、RAJ²¹⁾ により詳細に解析された。

一方、最近多くの酸化物、非酸化物の粒界は Type II, State I の構造を持つことが明らかになりつつある²²⁾。しかし、現在のところ、この型の材料の高温変形に関する理論は存在しない。 ZrO_2 系セラミックスは State I の粒界をもち²³⁾、かつ金属系微細結晶粒超塑性材料と類似した挙動 ($n=2$) を示す。以下にはこの型の超塑性について現在までに得られた知見について述べる。

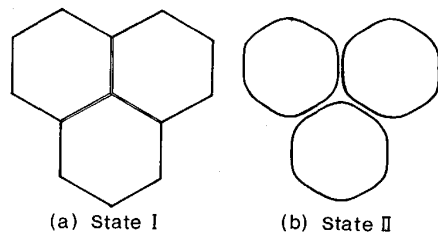


Fig. 3. Grain boundary structure containing amorphous phase¹⁹⁾.

Table 1. Types of deformation mechanism distinguished by the structure of grain boundaries¹⁹⁾.

Grain boundary structure	Deformation mechanism	Material
Type I High angle boundary	Diffusional creep	Al_2O_3
Type II Boundary containing amorphous phase		
Type III Low angle boundary	Dynamic crystallisation	Spinel

4. ZrO₂系セラミックスの超塑性

ZrO₂が構造用セラミックスとして注目されたのは、鉄系合金との類似性をGARVIEら²⁴⁾が指摘したことに始まる。すなわち、ZrO₂の多形には立方晶、正方晶、単斜晶があり、準安定の正方晶はマルテンサイト変態で単斜晶に変化する。これはセラミックスに対する変態強化という概念を導入したとともに、熱処理による過冷固溶体からの準安定相の析出など、鉄鋼材料、合金の組織制御手法の適用による広範なミクロ構造を持つ材料群の開発をもたらした²⁵⁾。

最近の10年間に多くのZrO₂強化セラミックスが開発されており、そのうち構造用セラミックスとして最も実用化の進んでいるのが正方晶ZrO₂多結晶体(Tetragonal ZrO₂ Polycrystals, TZP)である²⁶⁾。高靱性材料として知られているTZP中に含まれる正方晶粒子の割合は安定化のために固溶させたイオンの種類と量に依存する。Y₂O₃を固溶させたY-TZPの場合、Y₂O₃濃度が2 mol%の場合正方晶単一相、3 mol%の場合正方晶と立方晶との混合組織、8 mol%以上では立方晶単一相である。TZPの組織はサブミクロンサイズの等軸形状粒子から構成されている。

4.1 Y-TZPの超塑性

3 mol% Y₂O₃-TZP (3Y)の微細結晶粒超塑性の発見^{3)~5)}以来、類似の材料で追試が行われた。Table 2に現在までに発表された変形特性を一覧表にして示す。ただし、材料記号の数字はY₂O₃濃度を表す。最大伸びの記録は年ごとに更新され、ごく最近では900%以上に達する超塑性伸びの報告もある。変形後の微構造観察の結果は次のとおりである。①粒子のアスペクト比は1に近く、粒界すべりによる変形機構が関与する。ただし、アスペクト比は変形応力の増加とともに大きくなる。②変形による粒内転位の増加は著しくない。③歪み誘起粒成長が観察される。

ZrO₂多結晶体の応力指数は研究者によつて異なつた値が報告されている。これは応力、温度、粒径、粒界構造に応じて互いに異なる複数の変形機構が関与していることを示唆する。しかし、超塑性変形機構を整合性のあ

る形で取り入れたZrO₂の変形機構図はいまだ確立されていない。応力指数が2であることから、金属系超塑性材料で提案された粒界すべりモデル(例えばコア・マントルモデル等³⁵⁾)との関連性が初期の段階から検討された。WAKAIら³¹⁾は応力指数が粒径の増加とともに2から1へ変化することから(Fig. 4)、超塑性は界面反応で律速された粒界すべり機構に対応し、粒径が増加するとNABARRO-HERRINGクリープに移行するという仮説を提案した。なお、粒径の大きな立方晶多結晶体(25Y)³⁰⁾はNABARRO-HERRINGクリープで変形する。NIEH³²⁾らは $n=3$ の変形挙動を観察し、合金型Class 1挙動を示唆している。CARRY³³⁾は高純度TZPでは $n=3$ となり、粒界に薄いアモルファス膜が存在すると $n=2$ となることを報告している。

TZPで超塑性が得られた最大の理由は粒径が極めて微細であつたため、変形抵抗が低く、キャビティ発生や粒界分離を生じる応力以下で変形できたことにあると考えられている。また、高温変形中に粒成長が生じると、粒子の粗大化が変形を阻害するため巨大変形は得られない。TZPでは粒成長が遅く微細結晶粒が保たれたことも重要な要因である。TZPの粒径が高温でも比較的安定である理由として、2相混合組織の効果、粒界の歪み

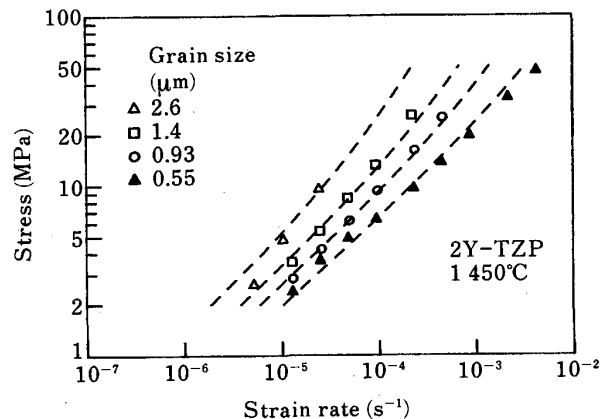


Fig. 4. Effect of grain size on the relationship between stress and strain rate of ZrO₂ polycrystals³¹⁾.

Table 2. Deformation parameters of ZrO₂ polycrystals.

Material	Stress exponent (n)	Activation energy (Q , kJ/mol)	Exponent of grain size (p)	Maximum elongation (%)	Ref.
3Y	2	586	—	120	3)
3Y	2	380	1.8	—	4)
3Y	2	—	—	—	27)
3Y	2	—	—	—	28)
3Y	2	—	—	—	29)
2.5Y	1	560-570	—	—	30)
25Y	1	550	—	—	30)
2Y	2.1	533	1.2	200	31)
3Y	3	—	—	350	32)
3YH	2.7	600	1.8	80	33)
3YL	2.2	—	—	147	33)
3Y	1.9-2.3	580	—	246	34)

による効果, 拡散係数の違い等さまざまな仮説が提案されている。

4.2 複合材料の超塑性

2相混合組織をもつ複合材料では一つの相の粒子の粒成長は隣接する他の相の粒子の存在により阻害される。したがって, 等軸形状で粒径の微細な複合材料が得られれば, 高温でも微細粒径を保ちながら粒界すべりによつて変形し続け, 超塑性が観察される可能性がある。二つの相の変形特性が異なる場合, 複合材料の変形挙動は第2相粒子が分散することにより単一相材料の変形挙動から変化する³⁶⁾³⁷⁾。ジルコニア多結晶体への第2相粒子分散の効果は ZrO_2/Al_2O_3 系複合材料^{38)~41)}と ZrO_2/μ ライト系複合材料⁴²⁾について系統的な研究がなされた。

(a) ZrO_2/Al_2O_3 系複合材料の超塑性

ZrO_2 と Al_2O_3 は $1880^\circ C$ 以下の温度で互いに安定であり, 高温変形中に別の結晶相を形成することがない。このため変形特性の解析が容易で, 2相系材料の変形を調べるためのモデル材料とみなされる。 ZrO_2 に Al_2O_3

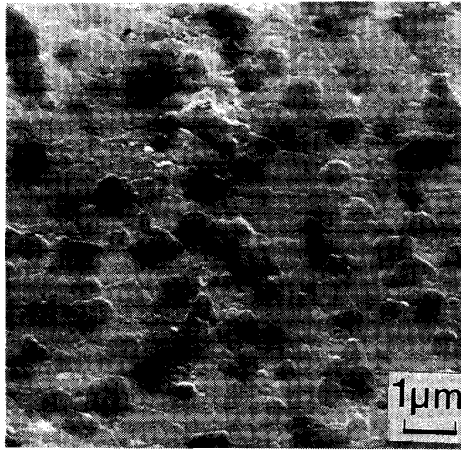


Photo. 1. SEM micrograph of the ZrO_2/Al_2O_3 composite (3Y20A) (Dark grains are Al_2O_3).

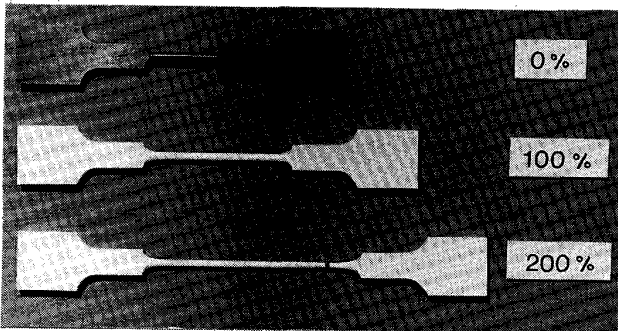


Photo. 2. Superplastic elongation of ZrO_2/Al_2O_3 composite (3Y20A). The as-HIPed specimen (0%) is dark³⁸⁾.

が 20 wt% 分散した複合体 (3Y20A) は 2500 MPa という優れた室温強度をもつ材料である⁴³⁾。 Al_2O_3 が母相となり ZrO_2 粒子が第2相として分散したジルコニア強化アルミナ (ZTA) は変態強化のために通常の Al_2O_3 よりもはるかに優れた破壊靱性をもつ構造材料である。

Photo. 1 には 3Y20A の微構造を示した。 $1450^\circ C$ で 200% 以上の巨大な伸びを受けた 3Y20A の試験片の写真を Photo. 2 に示した。複合材料の破断伸びは Al_2O_3 含有量の増大とともに低下した。しかし, Fig. 5 の応力-歪み曲線が示すように $1550^\circ C$ ではアルミナが母相となった材料 (80 wt% Al_2O_3) でも超塑性伸びが可能であつた。

非ニュートン流動を行う母相の中に球形の第2相粒子が均一に分散した系の挙動はレオロジ・モデルで記述できる場合がある³⁶⁾³⁷⁾。母相の変形は次の式で表されるとする。

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \dots\dots\dots (4)$$

CHEN³⁷⁾ のレオロジ・モデルによれば複合体の変形は次式

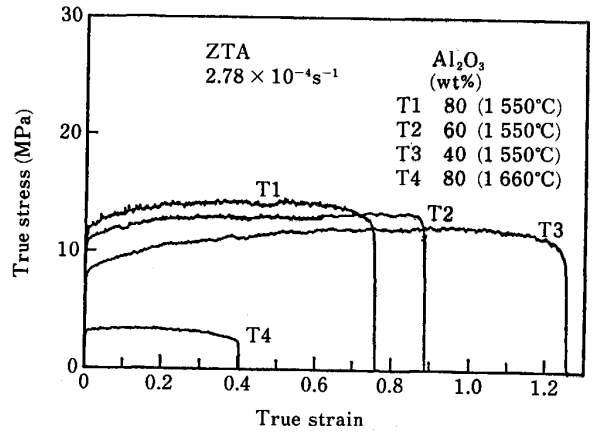


Fig. 5. True stress vs. true strain curves of zirconia-toughened alumina⁴¹⁾.

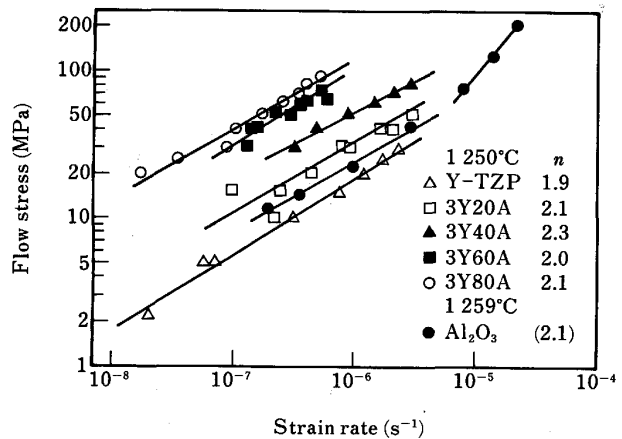


Fig. 6. Relationship between stress and strain rate of ZrO_2/Al_2O_3 composites⁴¹⁾.

で表現される。

$$\dot{\epsilon} = (1 - \rho)^q A \sigma^n \dots\dots\dots (5)$$

ただし、 ρ : 第2相粒子の体積分率、 q : 指数である。彼によれば q は第2相粒子が母相より“硬い”場合は正、“柔らかい”場合は負である。いずれにせよ、複合体の応力指数は母相に一致する。

Fig. 6 は Al_2O_3 含有量の異なる材料の歪み速度と応力の関係をまとめたものである (0 wt% (Y-TZP), 20 wt% (3Y20A), 40 wt% (3Y40A), 60 wt% (3Y60A), 80 wt% (3Y80A), 100 wt% (Al_2O_3)). Y-TZP の超塑性と微細結晶粒アルミナの界面反応律速拡散クリープの応力指数は2である。ZrO₂ を母相とする複合体も、 Al_2O_3 を母相とする複合体も応力指数が2であったことはレオロジ・モデルと矛盾しない。なお、複合体の活性化エネルギーは Al_2O_3 含有量が50%を超えると 550 kJ/mol から 700 kJ/mol へ変化した。

超塑性材料の変形過程において、ひずみ速度が速すぎると粒界3重点においてキャビテーションが生じ、変形量の増加に伴ってキャビティが相互連結シクラックとなる。超塑性材料の最大伸びの限界はキャビテーションとクリープき裂伝播による破壊によつて決定される。また変形に付随するキャビティ成長は強度低下の原因となる。3Y20A の変形にともなうキャビティ体積の増加を Fig. 7 に示した。ただし、キャビテーションはひずみ速度の低下とともに抑制されるので、適正変形条件のもとではほとんど強度劣化は生じない。

(b) ZrO₂/ムライト系複合材料の超塑性

ムライト (3Al₂O₃·2SiO₂) は高温強度に優れた材料であるが、破壊靱性の低いことが欠点である。靱性向上のため、ジルコニア強化ムライトが開発された。この系においては $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ の組成比を変えることにより、複合体の微構造制御が可能である。SiO₂ 過剰組成では粒界に液相が生成し、アスペクト比の高いムライト粒子

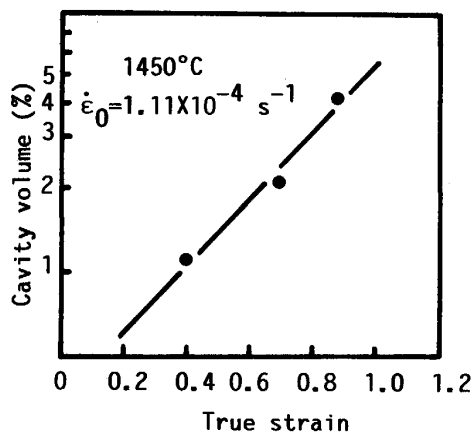


Fig. 7. Increase of cavity volume in superplastically elongated ZrO₂/Al₂O₃ composite (3Y20A)³⁸⁾.

となる。 Al_2O_3 過剰側では等軸形状のムライト粒子と Al_2O_3 粒子が分散した構造となる。

CHEN ら⁴²⁾ はこの系の複合体の変形におよぼす液相の存在と第2相粒子のアスペクト比の影響について検討した。ジルコニア/ムライト系では応力指数は2に近く、ひずみ速度は粒径の3乗に逆比例する。また、あるしきい値応力以下ではひずみ速度は急激に低下する。しきい値応力は温度により変化する。

5. 超塑性セラミックスの展開

超塑性を発現させるために必要な微構造の条件は以下のとおりである。

- ①結晶粒径の微細化 (金属では 10 μm 以下, セラミックスでは 1 μm 以下)
- ②結晶形状の制御 (等軸形状)
- ③粒成長の抑制 ((a) 適当な添加物の固溶, (b) 2相混合組織をもつ複合体)

結晶粒微細化とその構造制御のためには、原料粉体の微細化が必要である。ファインセラミックスの分野における主要な進歩 (高強度, 高機能, 高信頼性) は原料の高純度化と微細化, 制御されたプロセス技術によつて達成されてきており, 超塑性セラミックスを開発するための条件はすでに整っている。特に最近では, 超構造プロセッシング³⁹⁾あるいはナノ構造制御といった概念が提案されている。従来の微構造制御がミクロン単位の粒子や気孔を扱うものであったことに対し, 超構造プロセッシングはナノメートル単位で原料粒子内部の構造や焼結体粒子の制御を行おうというものである。このようなセラミックス製造法としては, ゼルーゲル法, プリカーサー法, アルコキッド法, 超急冷, CVD 法等が挙げられる。これらの方法を駆使すれば, 将来, 多くの有用なセラミックスの超塑性化が可能になるのではないかと予想される。

現在のところ引張試験による超塑性の直接的な証明はされていないが, かなりの変形能を有する高延性セラミックスとでもいべき材料がいくつか報告されている。

1) Al₂O₃³³⁾⁴⁴⁾

サブミクロン粒径の純粋な Al_2O_3 は 1250°C では TZP よりも速いひずみ速度でクリープ変形し, 最大伸びの記録は 60% 程度である。高温変形中の粒成長が抑制できれば, 超塑性伸びが期待できる。

2) Al₂O₃/ (TiC, TiN) 系複合材料

KATSUMURA と FUKUHARA ら⁴⁵⁾ は高温曲げ試験を行い, ある特定の組成の複合材料は単一相材料よりも容易に変形することを報告した。

3) SiC

NOSE ら⁴⁶⁾ は B-C を添加した β-SiC の引張試験を行い, 1600°C で 20% の伸びが可能であることを見いだ

した。応力指数は2であり、超塑性変形機構との類似性が指摘された。

4) MoSi₂-Mo₂B₅ 複合材料

WATANABEら⁴⁷⁾は圧縮試験において1400°C、10⁻³s⁻¹の歪み速度で変形可能な材料を開発し、液相に促進された拡散クリープが変形機構であることを示した。

5) 酸化物超伝導体

イットリウム系、ビスマス系等の高温超伝導体で超塑性加工が可能となれば、コイル加工や超塑性接合を利用した結線等に応用できると考えられている。また、鍛造やホットプレスで結晶粒を配向させることにより、臨界電流の向上が計られている。

セラミックスの超塑性化は一方で高温強度特性の低下をもたらすので、高温構造材料としての用途においては超塑性加工後の熱処理によるクリープ特性の向上が必要となる場合もある。しかし、変形の活性化エネルギーが高いため、使用温度が超塑性加工温度よりも300°C程度低ければ使用中の変形は全く問題にならない。構造用セラミックスの実用化例の大部分は硬質・耐摩耗性を利用した工具類や部品であり、実際には1000°C以下で利用されることが多い。さらに、電磁氣的機能材料、化学的医学的機能材料、光学的機能材料では高温強度は要求されない。従つて、構造用及び機能性セラミックスへの超塑性という新機能の付与は多くの場合、決して欠点となることはない。超塑性化は、工業材料としてのセラミックスの応用可能性を拡大することにつながると考えられる。

6. 超塑性加工への応用

6.1 セラミックス成形技術と金属加工技術

一般にセラミックスの製造プロセスは①粉体調製②成形③焼結の要素からなる。緻密に焼結したセラミックスは通常の条件では全く塑性変形しない。このため、一般の金属のような塑性加工が簡単には適用できず、この点で難加工材と見なされている。

セラミック部品成形の基本は中間工程の粉体成形にあり(鑄込み成形、射出成形、加圧成形、等)、Near-Net-Shapeに焼結し、焼結後の部品加工工程(研削加工等)の加工しるを最小限に抑えることが重要である。すなわち、部品製造は主として素材供給メーカーが担当する。

一方、金属工業においては薄板・線材・丸棒などの素材の2次加工(塑性加工、切削加工)による自由度の高い部品製造がユーザーにおいてなされる。

超塑性現象を利用すればセラミックスに対しても金属と同様な塑性加工が適用できることになる。

6.2 超塑性加工方法

セラミックスの超塑性加工は、一定に保持した高温(1300~1500°C)のもとで材料を非常にゆっくり変形

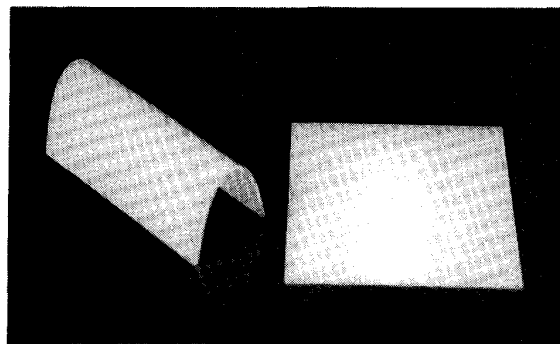


Photo. 3. Example of superplastic sheet forming of Y-TZP.

させる成形方法である。加工装置は高温加熱炉、プレス装置、成形型から構成される。超塑性の変形抵抗は低いので、容量の小さなプレス装置で大型、複雑形状部品が製造できる。耐熱性型材として大気中では炭化けい素、真空あるいは不活性ガス中ではグラファイトが使用される。超塑性を利用すれば、通常ぜい性材料と見なされるセラミックスに対し、金属塑性加工の手法のほとんどが適用可能となる(引抜き、押出し、鍛造、バルジ加工等)。特にこのプロセスは薄板成形に適しており、製品の寸法精度と表面性状の向上が可能である。Photo. 3には航空機部品の成形例を示した。また、KELLETら⁴⁸⁾は適切な潤滑条件のもとでY-TZPを押しだし比9で加工した。さらに、圧力媒体としてBN粉体を用いたバルジ加工も報告されている⁵⁾。

微細結晶粒超塑性材は容易に拡散接合できるので超塑性加工と接合を同時に行う複合加工も有用である。また、異種材料相互間の接合における中間接着層としても利用できる。NAGANOら⁴⁹⁾はZrO₂/Al₂O₃複合材料のAl₂O₃含有量を系統的に変えて、熱膨張係数の異なる材料相互間の接合を行い、母材強度に匹敵する接合強度を得た。

ホットプレスや熱間静水圧プレス(HIP)における超塑性変形を利用すれば、気孔等の欠陥を収縮、除去することも容易であり、高強度材料が得られる。実際、2500MPaというセラミックスとしては驚異的な強度をもつ市販のZrO₂/Al₂O₃複合材料はHIP処理された材料である⁴³⁾。

7. おわりに

超塑性が材料科学の一分野として真剣な研究の対象となつたのは1964年にBACKOFENらがZn-Al合金の超塑性を公表したことに始まるといわれている。以来20数年をかけて、Ni合金、Ti合金、Al合金、鉄系合金等へとその対象が拡大し、この分野はゆつくりとではあるが着実に発展してきた。Fig. 8に微細結晶粒超塑性に関する論文発表数の変化を示した¹⁰⁾。1988年には超塑性に関する国際会議がいくつか開催された。米国、ワシ

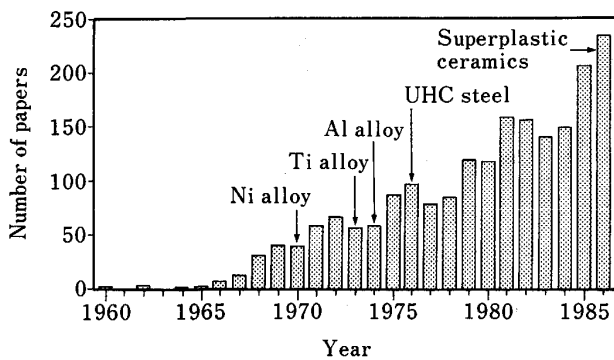


Fig. 8. Trend in the number of papers on micro-grain superplasticity¹⁰⁾.

ントン州で開催された超塑性及び超塑性加工国際会議では7件、東京で開催されたMRS先端材料国際会議では13件の超塑性セラミックスに関する発表が行われた。ZrO₂の超塑性が発見されてまだ3年しか経過していないが、超塑性の分野における次の発展の方向のひとつはセラミックスにあるのではないかという印象を最近の動向から受ける。

文 献

- 1) R. M. FULRATH: Am. Ceram. Soc. Bulletin, 43 (1964), p. 880
- 2) R. C. BRADT: Advances in Deformation Processing, ed. by J. J. BURKE and V. WEISS (1978), p. 405 [Plenum Press]
- 3) F. WAKAI, S. SAKAGUCHI and Y. MATSUNO: Advanced Ceramic Materials, 1 (1986), p. 259
- 4) 若井史博, 阪口修司, 加藤英純: 窯業協会誌, 94 (1986), p. 721
- 5) F. WAKAI, S. SAKAGUCHI, K. KANAYAMA, H. KATO and H. ONISHI: Ceramic Materials and Components for Engines, ed. by W. BUNK and H. HAUSNER (1986), p. 315 [Deutsche Keramische Gesellschaft]
- 6) Superplasticity & Superplastic Forming, ed. by C. H. HAMILTON and N. E. PATON [Metallurgical Society of AIME] 印刷中
- 7) Proc. MRS International Meeting on Advanced Materials, Vol. 7 Superplasticity, ed. by M. KOBAYASHI and F. WAKAI, [Materials Research Society] 印刷中
- 8) J. W. EDINGTON, K. N. MELTON and C. P. CUTLER: Prog. Mater. Sci., 21 (1976), p. 61
- 9) 小林 勝, 宮川松男: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 2001
- 10) O. D. SHERBY: Yukawa Memorial Lecture (The Iron and Steel Institute of Japan) (1988年4月)
- 11) C. CARRY and A. MOCELLIN: Superplasticity, ed. by B. BAUDELET and M. SUERY (1985), 16. 1 [Editions du CNRS]
- 12) F. WAKAI, S. SAKAGUCHI, Y. MATSUNO and H. OKUDA: Proc. First Int'l. Symp. on Ceramic Components for Engines, ed. by S. SOMIYA, E. KANAI and K. ANDO (1986), p. 279 [Elsevier Science Publishers]
- 13) A. H. HEUER, N. J. TIGHE and R. M. CANNON: J. Am. Ceram. Soc., 63 (1980), p. 53
- 14) F. R. N. NABARRO: Strength of Solids (1948), p. 75 [Physical Society]
- 15) C. HERRING: J. Appl. Phys., 21 (1950), p. 437
- 16) R. L. COBLE: J. Appl. Phys., 34 (1963), p. 1679
- 17) M. F. ASHBY and R. A. VERRAL: Acta Metall., 21 (1973), p. 149
- 18) W. R. CANNON and T. G. LANGDON: J. Mater. Sci., 18 (1983), p. 1, 23 (1988), p. 1
- 19) R. RAJ: 文献 6)
- 20) J. G. WANG and R. RAJ: J. Am. Ceram. Soc., 67 (1984), p. 399, 67 (1984), p. 385
- 21) R. RAJ, R. L. TSAI, J. G. WANG and C. K. CHYUNG: Deformation of Ceramics, II, ed. by R. E. TRESSLER and R. C. BRADT (1984), p. 353 [Plenum press]
- 22) D. R. CLARK: J. Am. Ceram. Soc., 70 (1987), p. 15
- 23) M. RÜHLE, N. CLAUSSEN and A. H. HEUER: Advances in Ceramics, Vol. 12, ed. by N. CLAUSSEN, M. RÜHLE and A. H. HEUER (1984), p. 352 [The American Ceramic Society]
- 24) R. C. GARVIE, R. H. HANNINK and R. T. PASCOE: Nature, 258 (1975), p. 703
- 25) 吉村昌弘, 宗宮重行: セラミックス, 21 (1986), p. 126
- 26) T. K. GUPTA, F. F. LANGE and J. H. BECHTOLD: J. Mater. Sci., 13 (1978), p. 1464
- 27) B. J. KELLET and F. F. LANGE: J. Am. Ceram. Soc., 69 (1986), p. C-172
- 28) C. CARRY and A. MOCELLIN: Ceram. Int., 13 (1987), p. 89
- 29) R. DUCLOS and J. CRAMPON: J. Mater. Sci. Lett., 6 (1987), p. 905
- 30) D. DIMOS and D. L. KOHLSTEDT: J. Am. Ceram. Soc., 70 (1987), p. 531
- 31) F. WAKAI and T. NAGANO: J. Mater. Sci. Lett., 7 (1988), p. 607
- 32) T. G. NIEH, J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: 文献 7)
- 33) C. CARRY: 文献 7)
- 34) T. HERMANSSON, K. P. D. LAGERLOF and G. L. DUNLOP: 文献 6)
- 35) R. C. GIFFKINS: Metall. Trans. A, 7 (1976), p. 1225
- 36) M. SUERY and B. BAUDELET: Phil. Mag., A41 (1980), p. 41
- 37) I. W. CHEN: Superplasticity, ed. by B. BAUDELET and M. SUERY (1985), 5. 1 [Editions du CNRS]
- 38) F. WAKAI and H. KATO: Advanced Ceramic Materials, 3 (1988), p. 71
- 39) F. WAKAI and H. KATO: Ultrastructure Processing of Advanced Ceramics, ed. by J. D. MACKENZIE and D. R. ULRICH (1988), p. 671 [John Wiley & Sons]
- 40) F. WAKAI, H. KATO, S. SAKAGUCHI and N. MURAYAMA: 窯業協会誌, 94 (1986), p. 1017
- 41) F. WAKAI, Y. KODAMA, S. SAKAGUCHI, N. MURAYAMA, H. KATO and T. NAGANO: 文献 7)
- 42) C. K. YOON and I. W. CHEN: Proc. First Int'l Work shop on Mullite, Tokyo (1987年11月) [American Ceramic Society] 印刷中
- 43) K. TSUKUMA, K. UEDA, and M. SHIMADA: J. Am. Ceram. Soc., 68 (1985), p. C-4
- 44) C. CARRY and A. MOCELLIN: Proc. British Ceram. Soc., 33 (1983), p. 101
- 45) Y. KATSUMURA and M. FUKUHARA: High Tech Ceramics, ed. by P. VINCENZINI (1987) [Elsevier Science Publishers]
- 46) T. NOSE, T. FUJII and H. KUBO: 文献 7)
- 47) T. WATANABE and K. SHOBU: 文献 7)
- 48) B. KELLET, C. CARRY and A. MOCELLIN: 文献 6)
- 49) T. NAGANO, H. KATO and F. WAKAI: 文献 7)