

© 1986 ISIJ

超塑性材料の開発とその応用

小林 勝*・宮川 松男*²

Development and Application of Superplastic Materials

Masaru KOBAYASHI and Matsuo MIYAGAWA

1. はじめに超塑性とは何かについて

編集委員会 和文誌 分科会から、「超塑性とは何か、また何に役立つか」について、啓蒙的に解説するよとの御依頼があつた。新素材に関連した用語が数多く造語されているなかで、超塑性とか、超塑性材料といわれることばの定義は、それほど明快に与えられていないままに、広く使われているというのが現状であり、今後ますますその範囲が広がる傾向にあるともいえる。

クリープ、熱衝撃、熱応力サイクルなどの実験過程において、また、高温度で使用される機械・構造物において異常に大きな変形が観察された報告は、50年あまり前から数多くみられていて、超塑性に関係の深い現象およびこれらに対する研究は、新しいものではない。こうした歴史のなかから、金属学の立場で比較的広く受け入れられてきた説明を、まず、示しておこう。

「すべり、双晶、粒界の移動、変態、析出、再結晶など、金属材料の組織に基づく内部的な条件によつて、延性が異常なほどに増加し、また、変形に必要な応力が比較的小さいとき、超塑性が生じた。」と称している。

異常延性の生ずる要因とか、機構などの解明に多くの力が長い間にわたつて注がれてきたことは、既に御承知のとおりである。しかし、こうした超塑性現象が塑性加工を初め、広く金属加工技術全般に利用されるようになり、また、超塑性の発現に伴う固相接合能、振動吸収能などの機能が製品の開発に適用されるようになったのは、近年のことである。

加工技術への利用が進むにつれて、加工技術者たちの超塑性に対する考え方は、幾分異なつたものとなりはじめている。ここでは、金属組織学的な内部要因のみでなく、応力状態その他の外部的要因にも目を向けて、両者の複合化された条件のもとで適切な延性と強度とを加工対象に応じて利用する傾向がみられる。組織を制御する熱処理と力学的加工とを組み合わせた加工熱処理技術の延長ともみられる新しい金属加工プロセスの一つとし

て、超塑性の担う役割は大きいといえる。

超塑性もしくはこれと類似な現象の変形機構が、いまだに解明されていないことが、超塑性の定義をあいまいなものにしていることは、いうまでもない。しかし、巨大な変形を観察した研究の多くは、粒界すべりが大きな役割を演じていることを認めているので、結晶粒が細かく等軸晶で、しかも各結晶粒界が高傾角粒界をもつ、いわゆる微細結晶粒超塑性を主な対象とし、超塑性材料の開発とその応用に焦点をあてて、解説を試みることにしたい。

なお、変態に伴う動的超塑性および変態誘起塑性など、いわゆる変態超塑性を初め、固溶限近傍のクリープ、再結晶または時効が進行しているときのクリープなどについては、ここではふれないこととする。標題を「超塑性材料」に絞つた理由もここにある。

2. 微細結晶粒超塑性材料の移り変わり

超塑性材料を意識した研究の初期段階では、Pb-17.6 Cd, Sn-38.1Pb などの共晶合金、および Zn-22Al, Fe-0.8C などの共析合金に関心が集まつていた。二相微細等軸晶組織をもつこれらの合金のうち、特に、第二相が変形に伴う結晶粒成長を抑制しうるものほど大きな延性が観察され、こうした考え方によつて、Ag, Al, Bi, Cd, Co, Cr, Cu, Mg, Pb, Sn, Zn など非鉄系二相超塑性合金が次々と発表された。

次節で述べる結晶粒微細化技術の進展に伴つて、急冷処理を行つた粉末および薄膜などのように、必ずしも等軸晶とならない微細構造の合金、第二相のみが微細化して分散分布した通常の結晶粒材料、結晶粒界の構造および形態を制御した合金、更には、結晶粒成長速度に対応する比較的大きなひずみ速度条件下で発生する“Temporary superplasticity”の発見などが相次ぎ、各種の複相合金、時効硬化型合金、分散型合金、金属間化合物を含む合金、単相合金から純金属にまで超塑性が見出されるようになって、一般市販材料の超塑性材料化が大きな

昭和 61 年 5 月 8 日 受付 (Received May 8, 1986) (依頼解説)

* 長岡技術科学大学教授 工博 (The Technological University of Nagaoka, 1603-1 Aza-Nagamine Kamitomioka-cho Nagaoka 940-21)

*² 長岡技術科学大学副学長 工博 (The Technological University of Nagaoka)

表 1 最近開発された主な超塑性合金と結晶粒微細化方法

合 金 名	組 成 (重 量 %)	微 細 化 処 理 の 方 法, 備 考
高力アルミニウム合金	Al-2.37Mg-5.58Zn-1.57Cu-0.04Si-0.04Fe-0.2Cr-0.05Ti (A 7475, 7075 系)	熱間圧延 (400°C), 過時効 (480°C, 2 h), 炉冷, 冷間圧延 (70% <) 急熱焼なまし (480°C, 5 min), 水冷; 結晶粒径 15~20 μm
Supral 100	Al-6Cu-0.4Zr-0.25Mg-0.1Fe-0.05Zn-<0.1Mn 他に Mg, Si, Ge が添加された Supral 210, 220 がある.	溶体化処理 (530°C), 過時効 (400°C 以下), 温間強圧延 (300°C), 焼なまし (500°C), 1~2 μm の亜結晶組織, 約 500°C で超塑性変形させると微細等軸組織になる.
Al-Li 合金	Al-2.5Li-1.2Cu-0.7Mg-0.12Zr (A 8090 系) 他に A 8091, A 2090 がある.	溶体化処理 (560°C, 1h) 水焼入れ, 温間加工 (300°C) 焼なまし (530°C, 1h) 水焼入れ, 粒径約 2 μm
NEOPRAL	Al-5Mg-0.6Cu-0.7Mn-0.15Cr	熱間圧延, 冷間強圧延, 焼なまし
6/4 黄銅	Cu-40Zn	加熱 (820°C, 40~60 min), 水冷, 冷間圧延 (90%), 焼なまし (350~380°C, 1h) α 粒=3.5~5.1 μm, β 粒=4.2~4.8 μm
Cu-Al-Ni 合金	Cu-10Al-6Ni-4Fe-1Mn (C 6301)	熱間圧延, 冷間強圧延, 焼なまし
Ti 合金	Ti-6Al-4V	熱間圧延 (950°C), 冷間圧延, 焼なまし, 粒径約 1 μm
GT-331 (粉末)	Ti-6.5Al-1.4V-1.4Sn-1.0Zr-2.9Mo-2.1Cr-1.7Fe-0.11O	当初アークメルト材の熱間圧延 (850°C) 量産はアークメルト後 He ガスアトマイジング, HIP (800~850°C, 1h)
Mod. IN-100 (粉末)	Ni-0.063C-12.43Cr-3.4Mo-18.36Co-4.27Ti-4.84Al-0.053Zr-0.023B-0.03W-0.088Fe-0.65V	Ar ガスアトマイジング, HIP (~1 100°C, 900 kgf/cm ² , 1 h), 熱間圧延 (850~950°C, 70%) 焼なまし (1 070°C, 1 h)
TMP-7 (粉末)	Ni-0.07C-8.1Cr-8.3Co-0.8Ti-5.0Al-0.05Zr-0.01B-12.4W-4.5Ta-0.9Hf	He ガスアトマイジング, HIP (~1 100°C, 3h) 押し出し (1 150°C, 押し出し比 5), 粒径約 2 μm
高強度低合金鋼 (HSLA)	Fe-0.15C-0.19Si-1.16Mn-0.014Al-0.014Nb-0.019P-0.006S	溶体化処理 (1 250°C, 1h), 氷浴急冷, 冷間圧延 (80%), 加熱 (865°C, 30s) 氷浴急冷, α+γ 微細 (4 μm) 混合組織
高速度工具鋼	Fe-1.25C-4Cr-5Mo-6W-3V-8Co-<0.35Si-<0.28Mn-<0.07Cu-<0.02P-<0.01S	予熱間圧延 (950°C, 78%), 溶体化処理 (1 240°C, 30 min), 熱間圧延 (950°C, 78%) 焼なまし (1 050°C, 5 min), 結晶粒径 3~5 μm
δ/γ 2 相ステンレス鋼	Fe-0.017C-0.48Si-0.85Mn-6.82Ni-24.66Cr-2.79Mo-0.46Cu-0.28W-0.025P-0.001S-0.143N	熱間圧延 (1 100~1 370°C), 水冷, 冷間圧延 (50%), 伸びは σ 相の析出率に依存する (δ フェライト (約 20 μm) 中に γ が微細析出したとき)

動きとなりはじめています。

国外の動向を国際会議からみると、1985年7月には英国 Cranfield で“Superplasticity in aerospace-aluminium”の国際会議、9月にはフランス Grenoble で“Superplasticity”の国際会議、10月には北京で日中超塑性シンポジウムなどが開催され、会議の様子はいずれも学会誌に報告されている^{1)~4)}。

最近の超塑性国際会議から、その研究開発の趨勢をさぐると、外国ではかなり早いテンポで超塑性加工の実用化が進んでおり、例えば、Al-Li 合金、Ti-6Al-4V 合金、超合金の航空機機体およびエンジンへの適用がはかられ、また、一部使用されている状況にある。そして同時に超塑性加工品の Cavitation と強度、靱性、疲労などの信頼性との関係が平行して研究され、その一方では基礎的な超塑性変形機構の研究も相変わらず盛んである。更に、セラミックスの塑性加工化も超塑性研究の一部門になりつつある。

3. 結晶粒微細化法と超塑性現象

材料面では Zn-Al 共析合金の実用化よりは、Al 系、Cu 系、Fe 系、Ni 系、Ti 系合金の応用が注目され、従来の何千%という大きな延性を望むよりは、延性はそれほどなくてよいが、変形抵抗の低下をねらう傾向が強

く、結晶粒微細化と同時に粒界面の改質も併せて難加工金属材料の塑性加工化、更に金属間化合物またはセラミックスの塑性加工化の可能性が順次指向されてきている。

結晶粒微細化法については、著者の一人の解説⁴⁾があるが、現在のところ材料組成に応じて、(1)共析組成による二相分解、(2)共晶合金による二相組織、(3)強加工と析出と静的再結晶の組合せ、(4)加工熱処理⁵⁾、(5)熱サイクル付与、(6)噴霧合金粉の圧粉焼結、CIP 焼結、CIP+HIP あるいは HIP のみの焼結、(7)噴霧粉の溶射積層 (Ospray 法)、(8)スピノーダル分解による変調組織の成長などがあり、微細二相組織 (Microduplex structure) ばかりでなく、かなりの合金が单相あるいは粒子分散組織で微細化されている。

以下主な合金系で扱われている微細化法について述べ、その超塑性現象を示すことにする。(表1参照)なお、Al 系、Cu 系、Ti 系および Ni 基粉末合金については、詳しい解説がでているので、それらも参照されたい。^{6)~9)}。

3.1 アルミニウム合金

主力は高力アルミニウム合金、Supral 100, Al-Li 合金、NEOPRAL とみてよい。高力アルミニウム合金については、現在図1に示すように五つの方法が提案さ

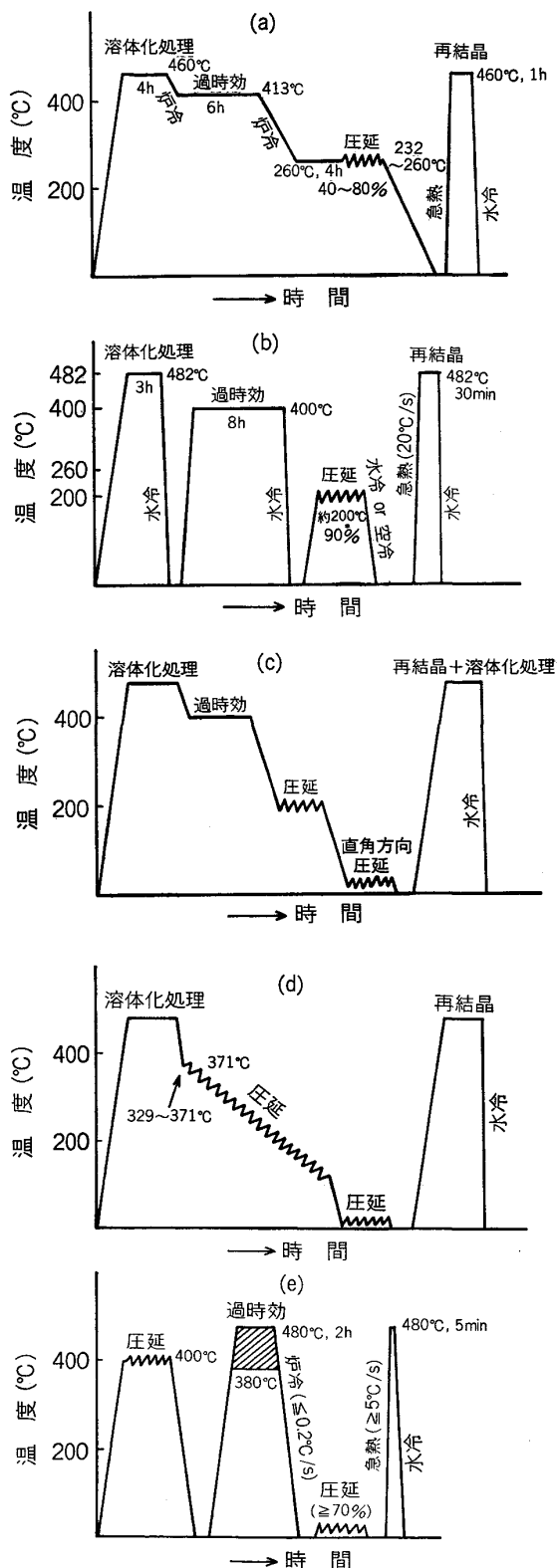


図1 高力アルミニウム合金の結晶粒微細化のための熱処理と加工の各種工程

(a) (b) (c) は文献 10) 11), (d) は文献 12), (e) は文献 13) に示されている

れ、微細化がはかられている。いずれも溶体化処理、過時効により生じた Cu, Zn, Mg などの溶質原子からなる析出粒子 (約 $0.75 \mu\text{m}$) が加工で導入される転位と結

びついて、転位の移動や再配列を妨げる作用をし、転位セルの形成、析出物上での結晶粒核の生成と成長を助け、微細化が達せられるが、それでも粒径を $12 \mu\text{m}$ 以下にすることは難しい。したがって、後述のように超塑性変形において約 1.2 のひずみで Cavity が生じ、成形品の強度面の信頼性に問題を生ずる。粒径の異なる 7475 Al 合金の流動応力および m 値のひずみ速度依存性は、細粒ほど流動応力は小さい^{14) 15)}。

Supral 100 および Al-Li 合金¹⁶⁾ の結晶粒微細化はさだかでないが、溶体化処理、温間加工が適用され、強加工、再結晶によって微細化され、前者では粒内および粒界の Al_3Zr の準安定相、平衡相および CuAl_2 が、後者では Al_3CuLi_3 (Cu が多くなると Al_2CuLi) が温間加工時の転位と作用して、微細化のための再結晶核生成に役立つようである。これらの合金は超塑性変形中に動的再結晶によってさらに微細粒を生ずるといわれている。

また、実用化されている商品名 NEOPRAL は粒子微細均一分散の単相合金で、熱間加工、冷間強圧延、再結晶で微細化され、 $480\sim 530^\circ\text{C}$ の温度範囲で 700% 以上の伸びを得ている¹⁷⁾。

3.2 銅合金

Cu-40%Zn の α/β 黄銅を β 相の温度域から水焼入れすると、ウッドマンステッテン組織となり、それを冷間強圧延した後、焼なますと静的再結晶を起こして、 $3.5\sim 5.1 \mu\text{m}$ の α 粒と $4.2\sim 4.8 \mu\text{m}$ の β 粒の二相混合組織となり、 $\alpha\beta$ 共存域の 600°C で最高 460% の伸びを生ずる¹⁸⁾。また、Cu-10%Al-6%Ni-4%Fe-1%Mn (C 6301) では熱間加工、冷間強加工、焼なますで静的再結晶を生じて微細組織となり、 $\alpha+\kappa$ 二相混合域の $750\sim 850^\circ\text{C}$, $1\times 10^{-3}\sim 1\times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ のひずみ速度で流動応力は $2.5\sim 20 \text{MPa}$, m 値 $0.4\sim 0.68$ となり、 α 相、 κ 相が等量となる 800°C において $6.3\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ で流動応力 3MPa , 伸び最高 5500% を示す¹⁹⁾。

3.3 チタン合金

Ti-6%Al-4%V が主体であるが、溶解材では熱間加工、冷間加工、焼なますの工程で微細化され、 $\alpha\beta$ 共存域で 10MPa 以下の流動応力になる温度・ひずみ速度域は広い²⁰⁾。なお、GT-33 は 850°C で $\alpha/\beta=1/1$ になるように金属材料技術研究所で設計した合金で、 β 安定化元素として V, Mo, Cr, Fe を増加させており、高強度の合金をねらったものである。これは消耗電極式アーク溶解材の熱間圧延材で 850°C , 6.7×10^{-4} で流動応力 13MPa , 698% の伸びを示している。なお、これを 850°C , 1h 加熱後水冷, $600\sim 550^\circ\text{C}$, 4h 時効処理で開発目標の 300°C , $1\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ のひずみ速度の引張試験で伸び 10% 以上、比強度 $28 \text{kgf/mm}^2/\text{g/cm}^3$ を達成した。量産は He ガスアトマイズ粉の HIP 処理で作られ、以後 850°C で超塑性鍛造されることになる²¹⁾。

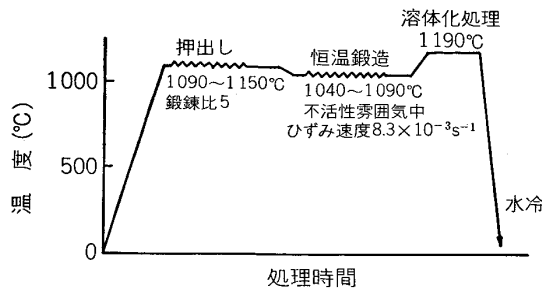


図 2 IN-100 粉末材の Gatorizing 工程²²⁾

3.4 ニッケル合金

代表的合金として IN-100 (Ni-10%Cr-15%Co-5.5%Al-4.7%Ti-3%Mo-1%V-0.18%C-0.06%Zr) が有名である。米国 P & W 社が開発した図 2 に示す工程の Gatorizing 法²²⁾ という超塑性恒温鍛造はガスアトマイズ粉を軟鋼ケースにキャンニングした後、1150°C で押し出すと静的再結晶で緻密な微細組織が得られ、これを引き続き再結晶温度以下で恒温鍛造する方法²³⁾で、927~1093°C で $m=0.5 \pm 0.05$ を得ている。また、Mod. IN-100 を表 1 に示す工程で作った材料では、最高 560% の伸びが得られている²⁴⁾。なお、最近 HIP 材を 1100°C で 72% 押し出し、1070°C、1 h 焼なました材料は、結晶粒径平均 1.5 μm となり、 10^{-2} s^{-1} 以上で最大 m 値を示した。そして S35C ケースでパックし、1100°C に加熱後 600°C に保持した Inconel 713 C 金型を用いて $1.8 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度で超塑性鍛造できることも明らかになった²⁵⁾。従来より低い温度で鍛造できることは、高価な TZM 金型を使わなくて済み、経済的に有利といえる。

金属材料技術研究所は合金設計により表 1 に示す TMP-7 を開発したが、アトマイズ粉を HIP して微細組織にしたものは、1050°C、 $1.05 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で超塑性鍛造が可能であり²⁶⁾、溶体化処理で開発目標の「760°C で 160 kgf/mm² の強度と 20% 以上の伸び」に近い性質を得ている。

3.5 炭素鋼

1.6%C 超高炭素鋼を図 3 に示すように A_1 変態点直上の温度と室温の間で 100~200°C/s の速度で急速に加熱・冷却すると、 γ 粒から微細化マルテンサイト組織が得られ、 $m=0.5$ となる²⁷⁾。共析鋼 SK-5 および亜共析鋼についても熱サイクルの付与により微細化が達成され、0.4 μm 以下のセメンタイト粒、2 μm 以下のフェライト粒を得て、超塑性特性が示される²⁸⁾²⁹⁾。

3.6 合金鋼

軸受鋼 SUJ-2 に図 4 に示す加工熱処理と熱サイクルを適用して約 0.8 μm の微細 α 粒と約 3 μm の球状セメンタイトからなる均一組織を得、790°C、 $5 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$ で m 値約 0.6、738% の伸びを達成している³⁰⁾。また、表 1 に示す工程を低合金高張力鋼に適用して約 4

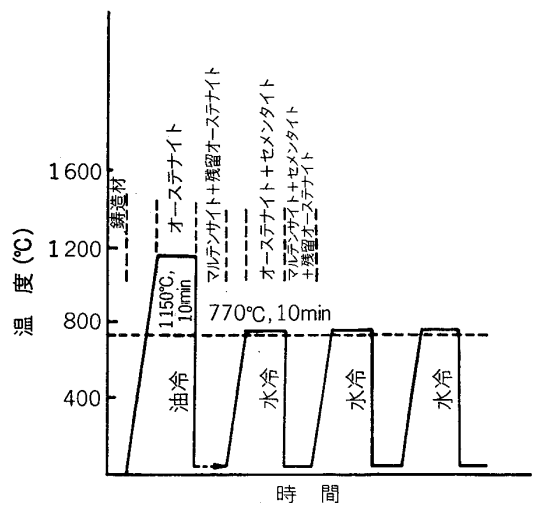
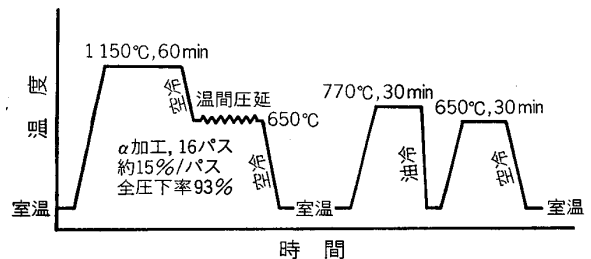


図 3 1.6% C 超高炭素鋼の熱サイクル模式図²⁷⁾



(a) 加工熱処理 (b) 熱処理サイクル
図 4 軸受鋼の加熱処理法の概念³⁰⁾

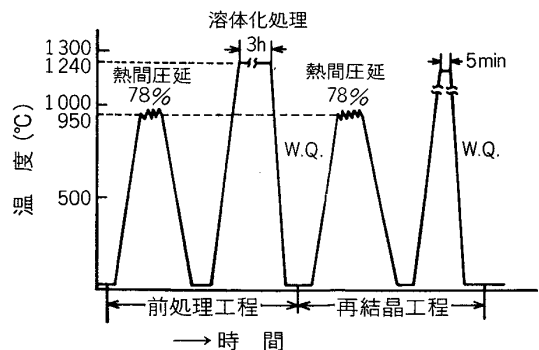


図 5 高速度工具鋼の結晶粒微細化のための加工熱処理工程³²⁾

μm の $\alpha + \gamma$ 微細二相組織を得て、790°C、 $5 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$ で 790% の伸びを達成している³¹⁾。

また、高速度工具鋼に図 5 に示す加工熱処理の組合せを適用して微細二相混合組織を得、最高 332% の延性を達成し³²⁾、塑性加工を容易にしている。

更に 25%Cr-7%Ni-3%Mo 鋼で 1250°C、30 min 加熱後焼入れし、次いで 50% 冷間圧延したものは、950°C、 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の引張りにおいて σ 相の析出を伴いながら組織微細化して、 m 値 0.5、2000% に達する伸びを示す³³⁾³⁴⁾。

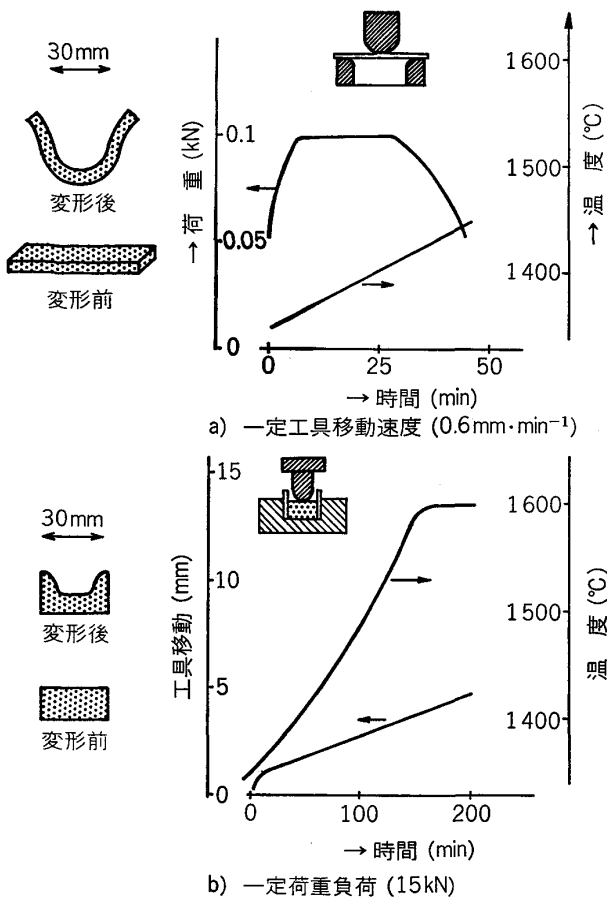


図 6 Cr ドープ Al₂O₃ の成形実験⁴⁰⁾

3.7 金属間化合物

近時金属間化合物の脆さ、すなわち、活動すべり系の数の不足、微量不純物元素の粒界偏析、あるいは規則合金に特有な粒界構造による延性不足の克服に対する試みがいくつかなされている。微量添加元素による常温延性の改善では、多結晶 Ni₃Al (L1₂ 型、超合金の構成組織である γ' 相) は結晶粒界で破壊して塑性変形が全く不可能であつたが、0.1% 以下の B 添加により 35% もの大きな延性が得られるようになった³⁵⁾。粒界の原子結合の改質によるものである。

また、温度、ひずみ速度の選択による変形能の改善で、センダストは Fe₃(Al_{0.35}Si_{0.65}) の組成、結晶構造は DO₃ 型ですべり系は体心立方晶と同様であり、高温で変形応力のひずみ速度依存性大で、ひずみ速度が 2.8 × 10⁻⁴ s⁻¹ 以下と遅ければ定常変形が現れ、100% もの伸びが得られる³⁶⁾。

なお、L1₀ 型の TiAl に固溶限以上の Ag を添加し、粒界に析出した Ag で変形能を改善する方法も検討されている³⁷⁾。

3.8 セラミックス

最近 Y₂O₃ を 3 mol% 固溶し、主として正方晶の微細結晶粒 (~0.3 μm) (一部立方晶を含む) からなる部分安定化ジルコニアは、1450°C において 140% 以上

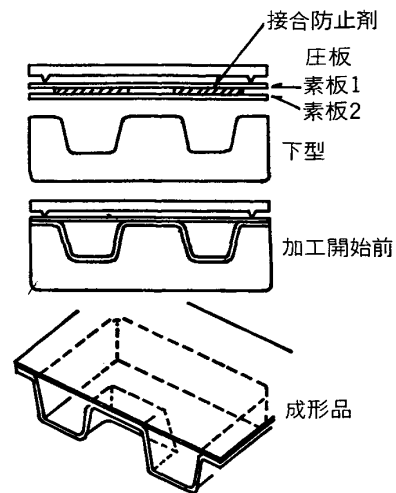


図 7 板成形と接合を同時工程で行った SPF/DB の例⁴²⁾

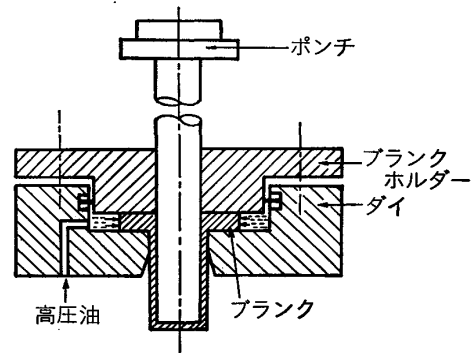


図 8 静水圧を利用した深絞り法⁴³⁾

の伸びを示し、*m* 値は引張りで 1/1.9≒0.5 (圧縮では 1/2.1≒0.5) となる。そして変形中は正方晶の等軸晶が観察された。引張りのひずみ速度が早すぎると Cavity を生ずるが、圧縮ではそれが抑制される³⁸⁾。これは SiC 製のダイを用いてリング成形、パイプ成形ができるほど延性がある。なお、1250~1400°C で予備焼結したものを 1400°C、150 MPa で HIP することにより、理論密度まで緻密化することができるという報告もある³⁹⁾。

次に、ホットプレスした MgO、MgO+Y₂O₃ ドープアルミナの圧縮においては、圧縮塑性変形が可能であり、Cr ドープしたアルミナでは、図 6 に示すような成形も可能となる⁴⁰⁾。

その他 Ti (C_{1-x}N_x) を混合したアルミナ系セラミックスを高温変形させて、成形品を作ることも行われている⁴¹⁾。

4. 超塑性加工の典型例

4.1 板成形

高延性という点から張り出し成形に向くが、その他の現象として Ti 合金のように固相接合性があるものは、図 7 に示すように板成形と接合が同時工程で行うことが

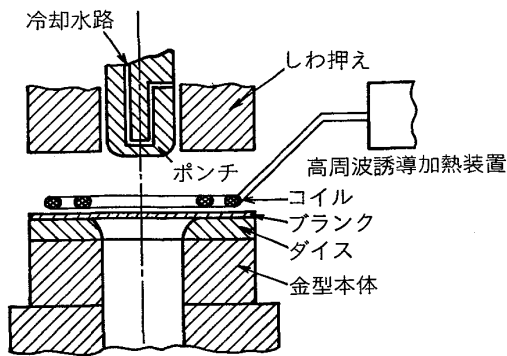


図 9 フランジ部加熱，ポンチ冷却深絞り法⁴⁴⁾

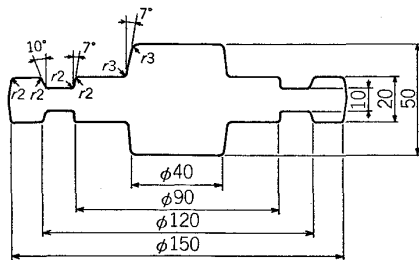


図 10 ボス付ディスクの形状 (mm)

でき、SPF/DB として注目されている⁴²⁾。

深絞り性は余りよくないが、図 8⁴³⁾、図 9⁴⁴⁾に示すように静水圧を負荷したり、変形域だけ局部加熱する方法で大きな成形が可能である。

4.2 鍛造，押出し

400 t 恒温鍛造機を用い、 $\phi 85 \times h 72$ の超合金素材を 1050°C で鍛造し、 $\phi 150$ のボス付ディスクが成形され、金型は実加工では TZM が使われる⁴⁵⁾。

一方、超合金および Ti 合金で円柱素材を図 10 に示

す想定形状に超塑性型鍛造した場合の圧縮，充填に至る材料流動過程でのひずみ，ひずみ速度分布，温度分布の計算シミュレーションが行われている。形状の急変するコーナ部分は特異点となるが，メッシュを細くすることにより解析可能なことが判明している。また，材料流れ解析に対する実験シミュレーションもパラフィンワックスを用いて行われている⁴⁶⁾。これらは型設計，工程設計のデータとして有効に使われるであろう。

5. 超塑性成形品の信頼性

引張りおよび張り出し成形させた場合，大変形ではボイドの発生が避けられない。これを Cavitation という。したがって，超塑性成形品をそのまま強度部材として使う場合には，疲れ，クリープ，応力緩和，耐食性，耐摩耗性などの点で問題を生ずる。

近時，高力アルミニウム合金では，結晶粒径を $10 \mu\text{m}$ 以下にすることが難しく，Cavity が生じやすいことから超塑性変形に伴うボイド発生率に関する研究が，欧米で重点的に行われている。図 11 は種々の条件下で変形した場合の A 7075 の破断時の内部組織であり，図 12 は A 7475 の変形に伴う内部組織変化を示すものである¹⁵⁾次に，図 13 は A 7475 で超塑性変形に伴う Cavity 発生率の結晶粒径依存性を示すもので，微細なほど発生率は少ないことがわかる⁴⁷⁾。図 14 は Cavity 発生率のひずみ速度，変形温度依存性を定性的に説明したものである⁴⁷⁾。図 15 は張り出し成形で Cavity 発生率におよぼす背圧の影響を示し，背圧の大きいほど発生率は少なくなる⁴⁸⁾。超塑性成形後の A 7475 (T6) の引張特性は，ひずみが多いほど劣化する⁴⁷⁾。図 16 は超塑性成形中に背圧をかけた時の A 7475 (T6) の室温破断伸び，一

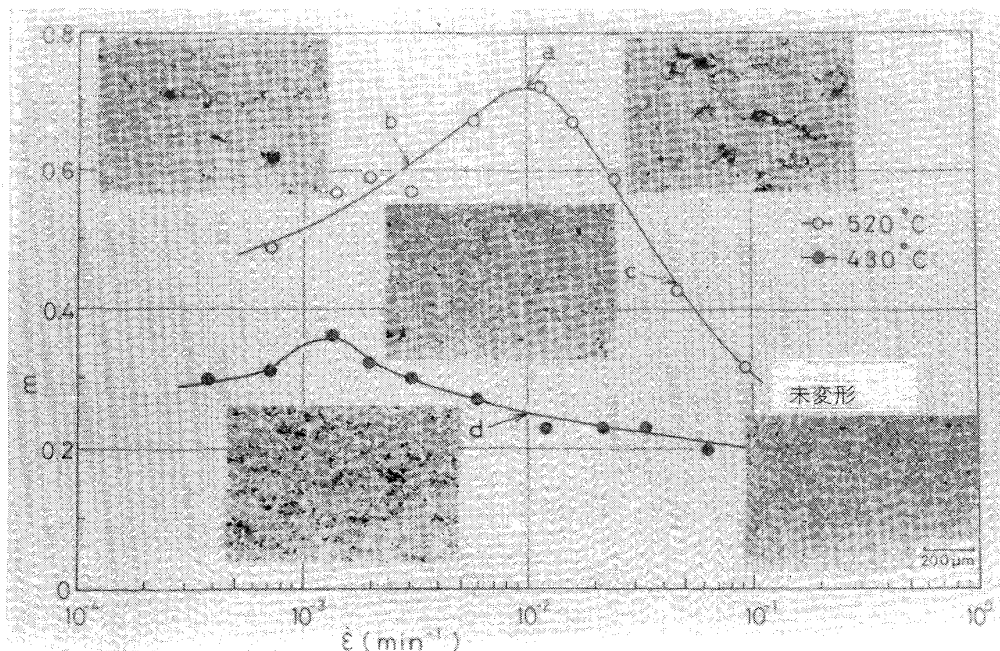
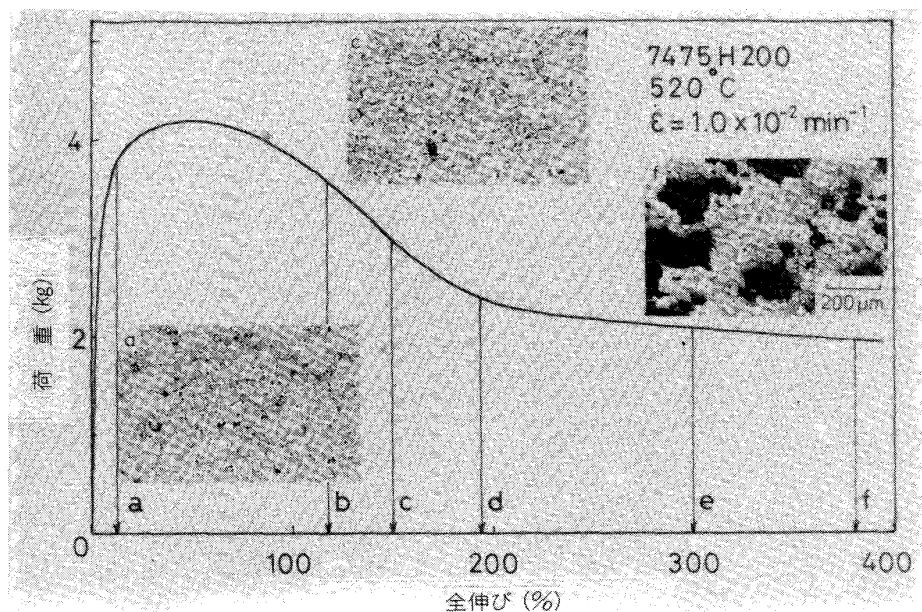


図 11 種々の条件下で引張破断させた 7075 Al のマイクロ組織¹⁵⁾



a: 13%, c: 150%, f: 380% 伸び
 図 12 7475 Al の引張超塑性変形中の組織変化¹⁵⁾

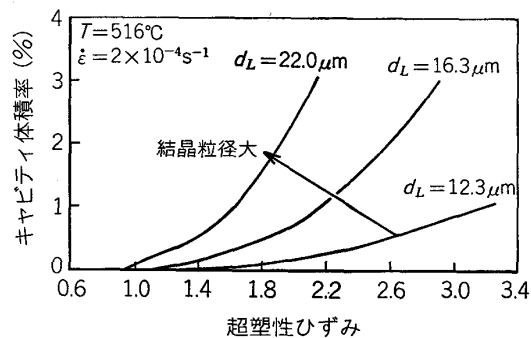


図 13 7475 Al の超塑性変形キャビティションにおよぼす結晶粒径の影響⁴⁷⁾

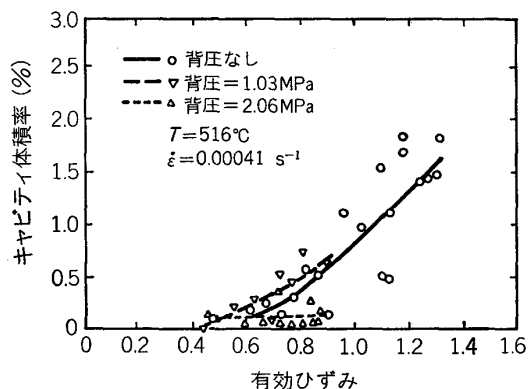


図 15 超塑性成形した 7475 Al のキャビティションにおよぼす背圧の影響⁴⁸⁾

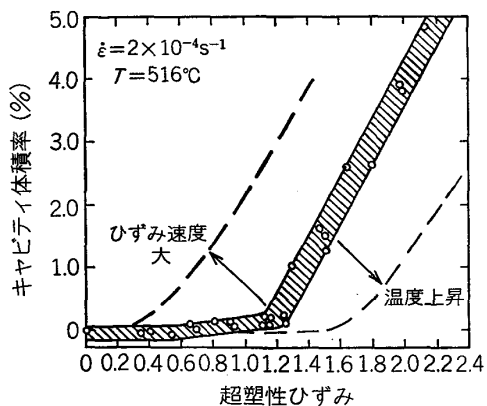


図 14 7475 Al の超塑性変形キャビティションにおよぼすひずみ速度と温度の影響⁴⁷⁾

様伸びに及ぼす背圧の影響を示すが、背圧の効果は大きい⁴⁷⁾。図 17 は Cavity を生じた成形材を初期の密度に復元するための温度と圧力の限界を示すもので、成形後高温高静水圧処理する、いわゆる HIP 処理によって一度生成した Cavity は有効に除去できることを示している⁴⁹⁾。

6. 材料, 処理, 加工などの問題点

6.1 材料および処理について

微細結晶粒の素材を得るに当たって、ブロックあるいは厚板を要求される場合、微細化の手段のいかんによっては内部まで均一な微細化が達成されない場合がある。特に加工熱処理で塑性域が中心にまで及ばないこと、また、中心部では冷却が不十分なことがある。そのような場合はアトマイズ粉末の焼結に頼らざるを得ない。

6.2 加工性について

極端に高い m 値、巨大伸びを示さなくてもよく、要は Net shape あるいは Near net shape までの成形に対して変形の途中で Cavity を粒界に生じなければよい。現在のところ、各材料に対して粒径と Void formation の関係、Void formation の機構解析は十分とはいえない。ただ、細粒のほうが耐 Cavitation 性があるとされているにすぎない。

また、圧縮応力場では Void formation は遅延、抑制されるといわれている。このため、各材料の超塑性引張

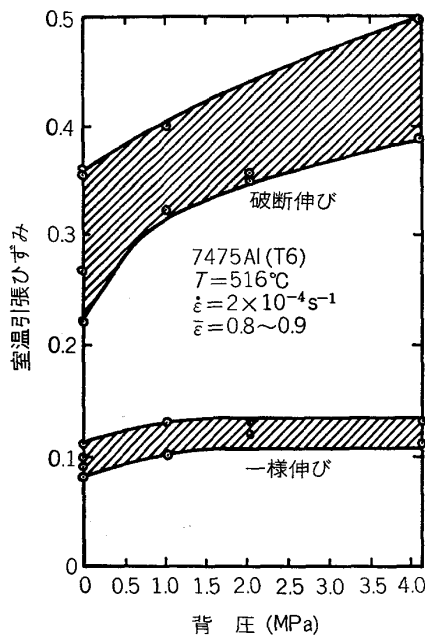


図 16 超塑性成形中の背圧の成形材 A7475 (T6) の室温伸びおよび一様伸びにおよぼす影響⁴⁷⁾

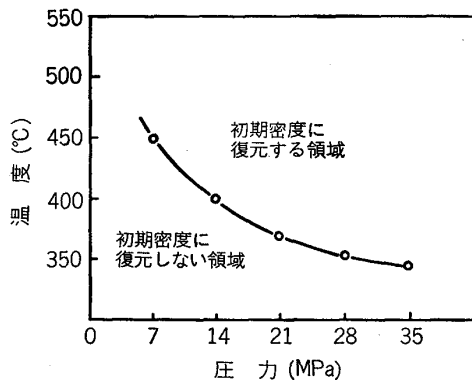


図 17 キャビティのある成形材を成形前の状態に戻すために必要な温度と圧力⁴⁸⁾

変形過程において Void formation に対する静水圧効果を定量的に求める研究が望まれる。

なお、高力アルミニウム合金では Void formation に対して粒状析出物の影響、および静水圧の効果が前述のように大きいので、組織的解析を含めて、今後、定量的に検討する必要がある。

6.3 成形品の信頼性について

いかなる細粒材でも、超塑性成形したものは、微細な Void が存在するものとみななければならない。成形品に要求される特性を満足させるための熱処理によつて、粒成長とともに結晶形態も変化すると思われる。こうした変化を各材料、各成形品について調べるとともに、成形品内部の Void が室温ならびに高温疲労、耐食性などに及ぼす影響を明らかにする必要がある。

6.4 拡散接合性について

Ti-6/4 では SPF/DB が有効であるが、目下のとこ

ろ不可能な Al 合金その他についても、結晶粒径の影響も含めて、その可能性を検討する必要がある。

6.5 超塑性特性試験の規格化について

現在流動応力 σ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を律する $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ の式中の m 、すなわち、ひずみ速度感受性指数 m 値の測定法は数種類ある。共通の場で材料および材料特性値として議論し、比較するためには、この測定法を規格化することの必要性が痛感される。

7. ま と め

1980 年代に金属加工・処理技術のなかで大きな役割を演ずるであろうと予測された超塑性材料は、ここ数年来、急速な展開をみせはじめている。少ない紙面で意を尽くせないところが多かつたように思われるが、御参考になれば幸いである。

研究・開発途上にある材料には、しばしば、“超”の字が冠せられているが、超塑性材料も超の字が一日も早く不要となり、広く実用に供されることをねがって筆をおくこととする。なお、内外の主要文献の集録については、超塑性の利用開発に関する研究・調査 I~VI (超塑性研究会編) (1981~1986) を参照していただきたい。

文 献

- 1) 松尾 守: 軽金属, 36 (1986) 1, p. 43
- 2) 小林 勝, 古城紀雄, 本橋嘉信, 東 健司: 塑性と加工, 27 (1986) 302, p. 364
- 3) 古城紀雄: 日本金属学会会報, 25 (1986) 4, p. 339
- 4) 西村 尚: 塑性と加工, 27 (1986) 302, p. 368
- 5) 小林 勝: 塑性と加工, 26 (1985) 290, p. 232, 小林 勝: 精密機械, 50 (1984) 3, p. 505
- 6) 馬場義雄, 吉田英雄: 塑性と加工, 27 (1986) 302, p. 333
- 7) 東 健司: 塑性と加工, 27 (1986) 302, p. 345
- 8) 西野 良, 木村敏郎: 塑性と加工, 27 (1986) 302, p. 339
- 9) 伊藤幸生: 塑性と加工, 27 (1986) 302, p. 327
- 10) J. A. WERT, N. E. PATON, C. H. HAMILTON and M. W. MAHONEY: Metall. Trans., 12A (1981), p. 1267
- 11) C. C. BAMPTON and J. W. EDINGTON: Metall. Trans., 12A (1982), p. 1721
- 12) B. R. WARD, R. F. ASHTON and J. I. BENNETT: Proc. Intern. Conf. Superplasticity in Aerospace-Aluminium (1985)
- 13) 坂本 明, 高橋明男, 都築隆之, 馬場義雄, 宇野照生, 吉田英雄: 昭和 59 年春季塑性加工講演論文集 (1984), p. 223
- 14) C. H. HAMILTON, C. C. BAMPTON and N. E. PATON: Superplastic Forming of Structural Alloys, ed. by N. E. PATON and C. H. HAMILTON (1982), p. 173
- 15) 小島 陽, 古川智行, 小林 勝, 中村正久: 軽金属, 36 (1986) 7, p. 421
- 16) R. J. LEDRICH, P. J. MESCHTER and S. M. L. SASTRY: Proc. Intern. Conf. Superplasticity in Aerospace-Aluminium (1985)

- 17) 大堀紘一, 向尾三男, 渡辺英雄, 遠藤幸雄: *Al-ある*, 7 (1984), p. 17
- 18) 湯浅英二, 河村忠治, 師岡利政: *塑性と加工*, 16 (1975) 177, p. 935
- 19) 東 健司: *日経産業新聞* (1985年8月20日), *日刊工業新聞* (1985年9月12日)
- 20) C. H. HAMILTON and A. K. GOSH: *Proc. 4th Intern. Conf. Ti* (1980), p. 1001
- 21) 山崎道夫, 小野寺秀博: *金属*, 11 (1985), p. 14
- 22) *V. S. patent* 3519503 (1970)
- 23) S. H. REICHMAN and J. W. SMYTHE: *Intern. Powder Met. Powder Techn.*, 6 (1970), p. 65
- 24) Y. NAKAZAWA: *Bull. Japan Soc. Precision Eng.*, 19 (1985), p. 8
- 25) 鳥阪泰憲, 加藤正仁, 中沢克紀, 宮川松男: *鉄と鋼*, 投稿中
- 26) 小泉 裕, 石田 幸, 原田広史, 松島忠久, 富塚功, 山崎道夫: *日本金属学会講演概要* (1984年10月), p. 10
- 27) O. D. SHERBY and B. W. WALSER: *Metall. Trans.*, 10A (1979), p. 1461
- 28) 上野 学, 岡山 豊: *鉄と鋼*, 67 (1982), p. 194
- 29) 河村圭造, 上野 学, 弘津禎彦, 高島和希: *鉄と鋼*, 70 (1984), p. 212
- 30) 岡山元宏, 時実正治, O. D. SHERBY: *鉄と鋼*, 67 (1981), p. 2710
- 31) 松村直己, 時実正治: *鉄と鋼*, 71 (1985), p. 228
- 32) 鳥阪泰憲, 白井一郎, 中沢克紀, 宮川松男: *鉄と鋼*, 71 (1985), p. 735
- 33) 前原泰裕: *鉄と鋼*, 70 (1984), p. 2168
- 34) Y. MAEHARA: *Trans. ISIJ*, 25 (1985), p. 69
- 35) 青木 靖, 和泉 修: *日本金属学会誌*, 43 (1979), p. 358, 1190
- 36) 花田修治, 佐藤 敬, 渡辺貞夫, 和泉 修: *日本金属学会誌*, 45 (1981), p. 1293
- 37) 松本健紀, 土肥春夫, 辻本得蔵: *日本金属学会誌*, 47 (1983), p. 1036
- 38) 若井史博, 阪口修司, 石井英一: *F. C. Report*, 4 (1986) 2, p. 1
- 39) 塩見光生: 第5回 HIP セミナー (神戸製鋼所主催) (1985), p. 76
- 40) C. CARRY and A. MOCELLIN: *Proc. Intern. Conf. Superplasticity*, ed. by B. Baudalet and M. SUÉRY (1985), p. 161
- 41) 福原幹夫, 勝村祐次: 第24回窯業基礎討論会 (1986), p. 46
- 42) E. D. WEISERT and G. W. STACKER: *Superplastic Forming of Structural Alloys*, ed. by N. E. PATON and C. H. HAMILTON (1982), p. 273
- 43) T. Y. AL-NAIB and J. L. DANCAN: *Intern. J. Mech. Sci.*, 12 (1970), p. 463
- 44) 後藤義博, 宮川松男: 日本特許, 開昭 51-32475
- 45) 松下富春, 村井秀夫, 西岡邦彦, 山口喜弘, 長谷川淳, 児玉 譲: 35回塑加連講論文集 (1984), p. 53
- 46) 村井秀夫, 山口喜弘, 松下富春, 長谷川淳, 津田統: 35回塑加連講論文集 (1984), p. 49
- 47) C. C. BAMPTON, A. K. GOSH and M. W. MAHONEY: *Proc. Intern. Conf. Superplasticity in Aerospace-Aluminium* (1985)
- 48) J. M. STORY, J. J. PETIT, D. J. LOGE and B. L. BAZARD: 同上
- 49) A. AHMED and R. PEARCE: 同上