

© 1989 ISIJ

解説

超塑性高強度アルミニウム合金の開発とその応用

松 木 賢 司*

Development and Application of High Strength Superplastic Aluminium Alloys

Kenji MATSUKI

1. はじめに

最近、高強度アルミニウム合金^{1)~3)}やチタン合金⁴⁾等の非鉄合金のみならず、超高炭素鋼⁵⁾⁶⁾、軸受鋼⁷⁾、2相ステンレス合金^{8)~10)}等の鉄基合金においても、微細結晶粒超塑性に関する研究と実用化が精力的に進められている¹¹⁾¹²⁾。鋼など、同素変態を有する材料においては、微細結晶粒超塑性とは異なるタイプとして、応力付加状態で変態点上下への熱サイクルを与えた時に生じる変態超塑性の適用も可能である¹³⁾¹⁴⁾。しかし本稿でとりあげるアルミニウム合金では、微細結晶粒超塑性(以下、単に超塑性と略記する)が重要である。超塑性は、適切な高温とひずみ速度で材料に変形を加えると低変形応力下で極めて大きな延性を示す現象である。また、その金属組織的条件として、高温変形中に安定な等軸微細

結晶粒組織(一般に、平均結晶粒径 $d < 10 \mu\text{m}$)が維持されることが必要とされている²⁾³⁾¹²⁾¹³⁾。この組織的条件が満たされれば、セラミックス粒子やウイスキー強化複合材料^{15)~17)}、さらにセラミックス¹⁸⁾¹⁹⁾においても、超塑性変形が生ずることが最近明らかにされている。超塑性は、写真1に示したような、結晶粒界すべりが主要な変形様式であり³⁾、通常の塑性変形機構では成形加工が困難な材料であっても、超塑性の利用によってその可能性がでてくる。

高強度アルミニウム合金の超塑性に関する開発研究は、現在主として、航空宇宙機器の複雑な形状部品の一体化成形への実用を目的としており²⁾³⁾¹¹⁾¹²⁾、そのような実用化気運が最近の超塑性全般の研究に強いインパクトを与えた。超塑性に関する国際会議の開催も活発であり、また、我が国においても超塑性研究会(会長:宮川松男)を中心に多くの研究成果が報告されている²⁰⁾。日本航空宇宙工業会では、超塑性高力アルミニウム合金の開発及び一体化加工法の調査研究が行われた²¹⁾。

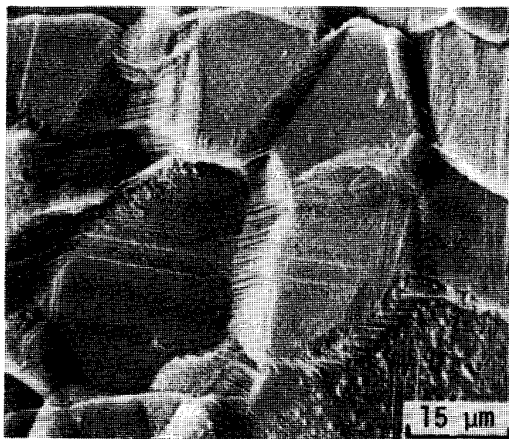
最近の開発研究の動向は、超塑性発現を主目的とする新しい超塑性合金の開発から、既存実用合金の超塑性発現のための加工熱処理法の開発、改善へと変化しつつある¹⁾³⁾¹²⁾。

超塑性材料全般の開発とその応用については、本誌において小林と宮川¹²⁾によって、最近優れた解説がすでになされているので、本稿ではアルミニウム合金に関する最近の研究について概述したい。

2. 組織の微細化と超塑性

2.1 結晶粒微細化技術

超塑性における諸現象をすべて統一して説明できる超塑性変形機構は、いまだ確定されていないが、粒界三重点等での応力集中の調整機構として拡散流動²³⁾、ある



$T = 520^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 2.2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$, 引張変形方向は横方向
スクラッチマーカーの移動から結晶粒界すべりが観察される
写真1 Al-Zn-Mg-Zr合金の約30%超塑性変形後の表面組織

昭和63年12月7日受付(Received Dec. 7, 1988)(依頼解説)

* 富山大学工学部助教授 工博(Faculty of Engineering, Toyama University, 3190 Gofuku Toyama 930)

Key words: superplasticity; high strength aluminium alloy; fine grain structure; strain rate sensitivity; grain boundary sliding; formability; diffusion bonding; cavitation.

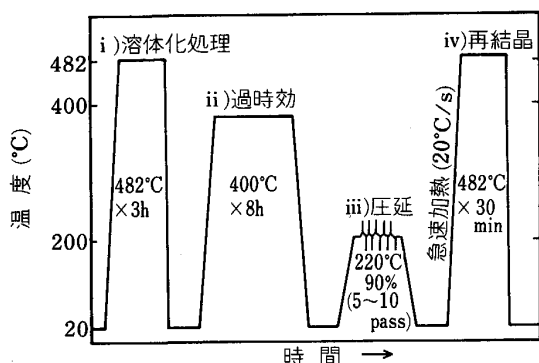


図1 7075と7475 Al合金における再結晶粒微細化のための4工程を用いた加工熱処理²⁷⁾

いは転位の運動^{23)~25)}, をともなう結晶粒界すべり機構が重要と考えられている。結晶粒界すべりは、結晶粒が等軸微細になるほど、低変形応力、高ひずみ速度で起こるようになるため²⁶⁾, 超塑性材料の開発は、結晶粒微細化技術の開発・応用と直接的関係がある。

工業生産規模での開発例としては、例えば WERTら²⁷⁾は、7075 Al や 7475 Al 合金の結晶粒微細化のために、図1に示したような4工程の加工熱処理法を開発した。各工程の役割は、i) 溶体化処理: 均一固溶体化、ただし Cr を含む E 相粒子は粒子径 0.1 μm 程度 (体積率 $V_T \approx 0.01$) の微細粒子として残存, ii) 過時効: 粒子径 0.75~1 μm 程度の粗大な $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ や CuMgAl_4 の析出粒子を均一分散, iii) 温間加工: 粗大析出粒子の近傍に変形帯を形成, iv) 再結晶: その変形帯で再結晶核生成, また E 相微細粒子が粒成長を抑制, である。この処理の結果, $d = 10 \sim 15 \mu\text{m}$ 程度の等軸微細粒組織が得られる²⁷⁾。

また, WATTSら²⁸⁾²⁹⁾によれば, Al-6 Cu-0.4 wt% Zr を基本組成とする Supral 100 合金においては, 急速凝固法によって Zr を強制固溶した鑄塊に, 約 370°C で数時間の時効処理を加え粒子径が 500~1000 Å の Metastable cubic Al_3Zr を高密度に微細析出させる。その後 300°C での温間圧延で強加工を加えて板材とする。上記 Al_3Zr 析出粒子は耐熱性が高く, 再結晶粒や結晶粒の成長抑制効果が極めて強い³⁰⁾³¹⁾。したがって, この板材は部分的にポリゴン化した未再結晶組織を有し, いまだ等軸微細粒組織にはなっていない²⁸⁾²⁹⁾。しかし, 400~430°C で 50~100% 程度の高温度変形を加えると, 変形中に再結晶が起こり微細結晶粒組織となって, その後優れた超塑性特性を示す。さらに WATTSら²⁸⁾は, 390°C から 540°C への昇温中に変形を加えるとという大きな伸びが得られることを示した。

上述した2例を含め, これまでに開発されたアルミニウム合金の主な結晶粒微細化技術を要約すると, 基本的には, i) 2相混合組織の利用, ii) 粗大析出粒子と再

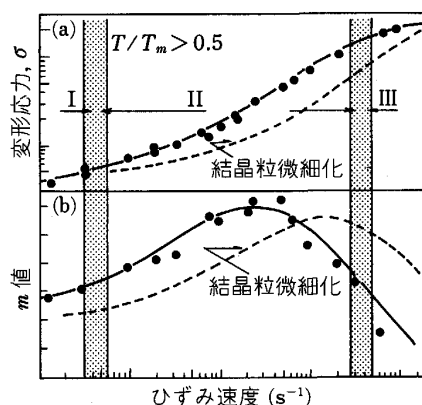


図2 (a) 変形応力とひずみ速度, および (b) m とひずみ速度の関係を示す模式図³⁾ (領域 II が超塑性変形領域。結晶粒が微細化すると実線から点線の方へ超塑性領域は移行する)

結晶の組合せ利用, iii) 微細析出粒子と再結晶の組合せ利用, iv) 急凝固粉末やメカニカルアロイング粉末の利用等に分類できる³⁾³²⁾。主なアルミニウム合金のうち, 後で表1に示す Alcan 08050 (Al-5 Zn-5 Ca 合金³³⁾ は i), 7475 Al 合金は ii), Supral 系合金²⁸⁾²⁹⁾ や Al-10 Mg-0.5 Mn 合金³⁴⁾³⁵⁾ は iii) の方法による開発合金の代表例である。

2.2 素材組織と超塑性特性

一般に, 超塑性特性は, 変形応力 (σ) のひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$) 依存性が高いこととそれに起因した大きな延性で特徴づけられる。 σ と $\dot{\epsilon}$ の間には, $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ の関係 (K は定数) が認められ, 超塑性では変形応力のひずみ速度感受性指数 m ($= \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$) は一般に 0.3 以上の値をとるとされている。図2は, 等軸微細結晶粒とした合金において報告されている, $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ と $m - \log \dot{\epsilon}$ 曲線の模式図である。 m 値の大きな領域 II がその合金の超塑性変形領域である。なお結晶粒径の減少や変形温度の増加は, 領域 II を高いひずみ速度側に移行させる。

一方, Al 超塑性合金の素材組織には, 2.1 節で述べた結晶粒微細化技術に依存して i) 等軸微細結晶粒素材と ii) 加工 (または回復) 組織素材の2種類のタイプがあり, 変形のどの時点で微細結晶粒組織となるかによって, 図3~図5に例示するように変形特性に種々影響を与える。アルミニウム合金を含めた多くの超塑性合金においては従来 i) のタイプが多いが, 最近, ii) のタイプもアルミニウム合金ではふえつつある²⁾³⁾。

例えば図3は, 素材組織が等軸微細粒 ($d \approx 10 \mu\text{m}$) の 7475 合金, ならびに冷間圧延組織の PM 7475-0.7 wt% Zr 合金の, 定速引張りによる真応力-伸び線図である³⁶⁾。7475 合金では, わずかにひずみ硬化の現象が認められる。しかし, PM 7475-0.7 Zr 合金では, 変形初期に急激な応力低下現象が認められる。後者の傾向は, 他の加工 (または回復) 組織素材の合金においても認め

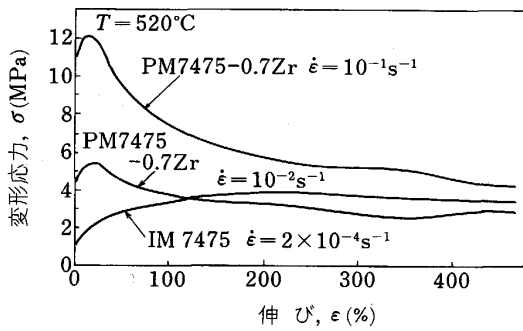


図3 素材が等軸微細結晶粒組織をもつ IM 7475 合金および冷延組織をもつ PM 7475-0.7 Zr 合金の定速度引張試験による変形応力(真応力)-伸び線図の比較³⁶⁾

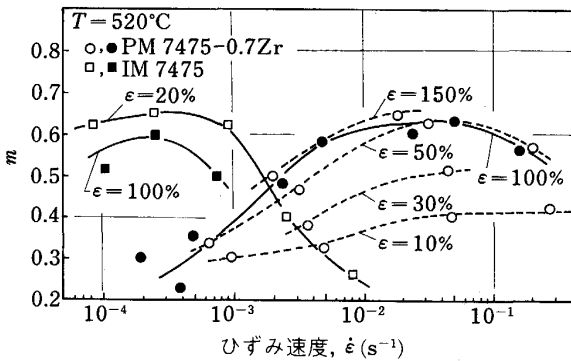


図4 素材が等軸微細結晶粒組織をもつ IM 7475 合金と冷延組織をもつ PM 7475-0.7 Zr 合金の m - $\log \dot{\epsilon}$ 線図に及ぼすひずみの影響³⁶⁾

られている^{37)~39)}。

一方、上記両合金の m 値とひずみならびにひずみ速度の関係³⁶⁾を図4に示した。ここで m 値は、種々の初期ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ で、所定のひずみを加えた後、そのひずみ速度を急変して求めた。7475 合金では変形初期からすでに高い m 値のひずみ速度領域が認められる。しかし PM 7475-0.7 Zr 合金では、変形初期の m 値は比較的小さいが、50~100% 変形後に、7475 Al 合金と同様の高い値に達し、約 600% の大きな破断伸びが得られた³⁶⁾。そして内部組織的には、もとの冷間圧延組織が高温変形中に徐々に微細結晶粒組織へと変化した³⁶⁾⁴⁴⁾。図3と4に示した結果はこの組織変化と対応したものである。

後で表1に示すように、加工(または回復)組織素材合金には、特に Zr 元素を微量含むものが多い。このような Zr 元素を含むアルミニウム合金の高温変形中における組織微細化過程については、多くの検討が内部組織観察や集合組織測定等によって行われており^{40)~44)}、Metastable cubic Al_3Zr 微細析出粒子で成長の抑制された微細なサブグレイン組織が、高温変形中に動的連続再結晶するためと考えられている。

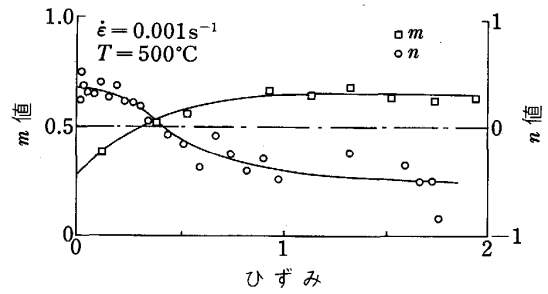
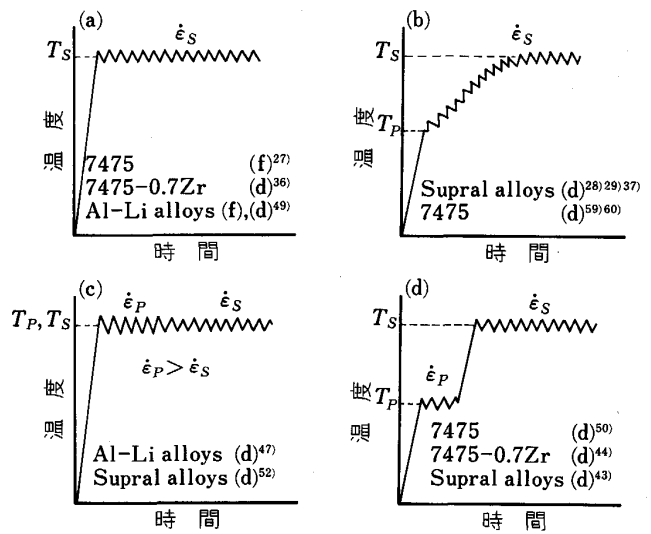


図5 Al-2.4Li-2.6Cu-0.2Zr-0.07wt%Fe 温間圧延板の超塑性ひずみ量と、ひずみ速度感受性指数 m およびひずみ硬化指数 n の関係⁴⁵⁾



(a) 定温度、定速度(定ひずみ速度)変形 (b) 昇温定速度(定ひずみ速度)変形 (c)、(d) 予ひずみ付加変形
 $T_S, \dot{\epsilon}_S$: 超塑性変形温度とひずみ速度
 $T_P, \dot{\epsilon}_P$: 予ひずみ変形温度とひずみ速度

図6 各種の超塑性変形方法⁴⁶⁾

一方、ASH と HAMILTON⁴⁵⁾ は、300°C で温間圧延した Al-2.4Li-2.6Cu-0.2Zr-0.07Fe 合金板の 500°C における引張ひずみにともなう m 値とひずみ硬化指数 n 値の変化を測定した。その結果図5に示したように、 m 値の低い変形初期には n 値が比較的高い値をとることを見出し、このひずみ硬化が変形初期のネッキングに対する抵抗の原因となることを指摘した。

次に、超塑性材料は、その材料に最適な一定温度と一定ひずみ速度(または一定速度)で変形するのが普通であり、微細結晶粒素材に対してはこの変形方法がとられる。しかし、加工(または回復)組織素材に対しては、動的再結晶による組織微細化現象の発現または促進のため、その他に種々の変形方法が工夫されている。図6にそれらの変形方法をまとめて示した⁴⁶⁾。超塑性変形前の静的再結晶によるよりも、超塑性変形中の動的再結晶による方が微細結晶粒が得やすく⁴⁴⁾⁴⁷⁾⁴⁸⁾、キャビティ

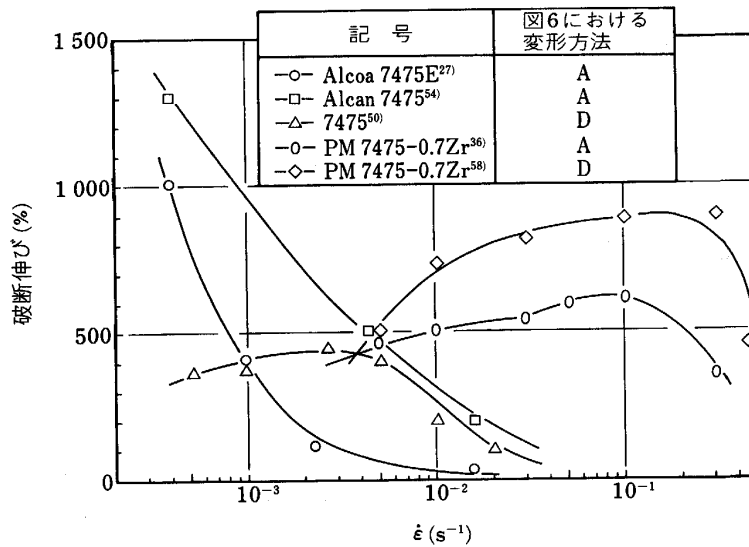
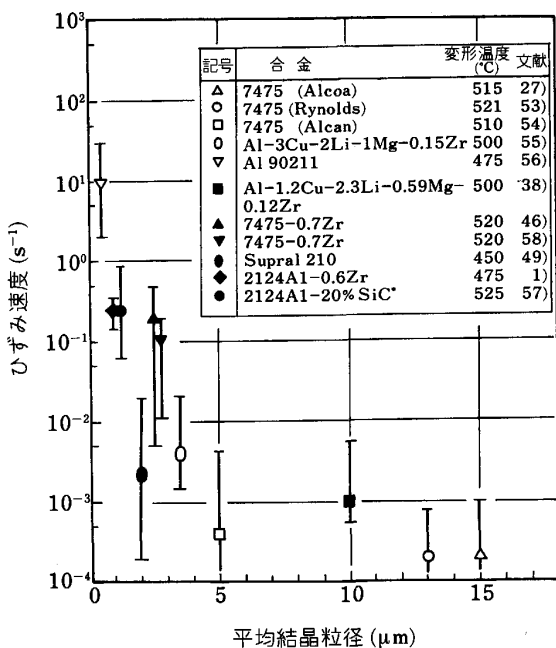


図7 7475系合金における超塑性変形を現出するひずみ速度の高速度化⁴⁶⁾



白ぬき記号は素材組織が等軸微細結晶粒組織，黒実記号は加工（または回復）組織の合金を示す。ただし，後者の合金の平均結晶粒径は高温変形中等軸微細結晶粒化後のもの
* この合金のみ破断伸び 200% 以上

図8 各種高強度アルミニウム合金において，500%以上の破断伸びを示すひずみ速度範囲と結晶粒径の関係

を形成しにくい³⁸⁾⁴³⁾との報告もある。図6に示した変形方法の工夫による効果等も含めた高温変形中の細粒化過程や，変形機構等の詳細について今後一層検討が必要である。

2.3 超塑性の高速度化

アルミニウム合金を含め，超塑性に関する実用上の主な問題点の一つに，その低変形速度がある。実用的には，

より高速度変形に耐え，かつ超塑性を示す変形速度の範囲が広い合金⁵⁸⁾の開発・改良が重要な課題となっている。高強度7475 Al合金に関しては，図7に示したように，最近 Alcan 7475 Al合金では平均結晶粒径が約5 μmに微細化され相当高速度化された⁵⁴⁾。また，PM 7475-0.7 Zr合金では動的連続再結晶によって約3 μmの微細粒が得られ，10⁻¹ s⁻¹のオーダーでのひずみ速度における超塑性変形の可能性が示された³⁶⁾⁴⁴⁾。

図8に，500%以上の伸びが可能ひずみ速度範囲と結晶粒径の関係を各種高強度アルミニウム合金について整理して示した。結晶粒が微細なほど，より高いひずみ速度でも超塑性が生ずる傾向にあり，特に粒径5 μm以下でその効果は著しい。Al 90211⁵⁶⁾においては2.5 s⁻¹の高いひずみ速度でも超塑性が生じるようになり，このような高速度変形においても結晶粒界すべりが超塑性の現出に関与していると報告されている⁵⁶⁾。

3. これまでに開発された主な超塑性材料の種類と特徴

表1に，これまでに開発された主な超塑性アルミニウム合金の種類と特性を示す。それらの特徴について以下に要約して述べる。なお表2に，表1に示した合金および下記に引用する合金の名称と化学組成を一括して示した。

3.1 高強度アルミニウム合金

航空・宇宙機器の製造分野において超塑性合金を導入する場合，室温諸特性がすでに明らかにされている既存の高強度合金を用いる方が，特別な化学組成をもつ新しい超塑性合金を採用するより望ましい¹⁾³⁾¹²⁾。この理由から7000系 Al合金や Al-Li系合金の超塑性化研究が進められている。

表 1 主な超塑性アルミニウム合金の組織と特性⁴⁶⁾

合金 (重量%)	素材組織	変形方法 (図 6 参照)	変形条件				最大伸び (%)	文献
			温度 (°C)		ひずみ速度 (s ⁻¹)			
			T _P	T _S	ε̇ _P	ε̇ _S		
IM								
7075	f (10-15 μm)	A	—	510	—	10 ⁻⁴	600	27)
7475	f (10-15 μm)	A	—	516	—	2×10 ⁻⁴	1 000	27)
7475	d	D	360	530	10 ⁻³	5×10 ⁻³	> 400	50)
Al-3Cu-2Li-1Mg-0.2Zr	f (2-4 μm)	A	—	500	—	3×10 ⁻³	800	55)
Al-10Mg-0.5Mn	d	A	—	300	—	5×10 ⁻³	600	34)35)
Al-2Cu-3Li-0.5Mg-0.2Zr	f (3-4 μm)	A	—	510	—	2×10 ⁻⁴	440	47)
Al-2Cu-3Li-0.5Mg-0.2Zr	d	C	—	510	10 ⁻³	2×10 ⁻⁴	1 300	47)
8090	d	A	—	500	—	10 ⁻³	600	38)
Supral 100	d	B	390	540	—	—	1 800	28)
PM:								
7475-0.7Zr	d	A	—	520	—	10 ⁻¹	600	36)
7475-0.7Zr	d	D	330	520	5×10 ⁻⁴	3×10 ⁻¹	900	59)
2124-0.6Zr	d	A	—	475	—	2×10 ⁻¹	500	1)
2124-SiC whisker	d	A	—	525	—	10 ⁻¹	300	57)
Al 90211	f (0.5 μm)	A	—	475	—	2.5	520	56)

f: 等軸微細結晶素材組織 () は平均結晶粒径 d: 加工 (または回復) 素材組織 (ただし高温変形中に等軸微細化する)
T_P, ε̇_P: 予ひずみ温度と予ひずみ速度 T_S, ε̇_S: 超塑性変形温度とひずみ速度 (図 6 参照)

表 2 各種超塑性アルミニウム合金の化学組成

合金系	合金名	化学組成 (重量%)						
		Zn	Cu	Mg	Cr	Fe	Si	Al
Al-Zn-Cu-Mg	7475	5.7	1.5	2.3	0.2	0.09	0.04	Bal.
	7075	5.6	1.5	2.5	0.2	0.17	0.08	Bal.
Al-Li		Li	Cu	Mg	Zr	Al		
	2090	2.3	2.7	—	0.12	Bal.		
	8090	2.5	1.2	0.7	0.12	Bal.		
	8091	2.6	1.9	0.7	0.12	Bal.		
Al-Cu-Zr		Cu	Mg	Zr	Ge	Si	Al	
	Supral 100(2004) Supral 220	6.0 5.9	0.25 0.35	0.4 0.4	— 0.1	— 0.12	Bal. Bal.	
Al-Mg		Mg	Cu	Mn	Cr	Zr	Al	
	Neopral Supral 5000	5.0 2.1	0.6 0.15	0.7 0.3	0.15 0.15	— 0.4	Bal. Bal.	
Al-Cu-Mg-C-O*		Cu	Mg	C	O	Al		
	Al 9021 Al 90211	4.0 4.4	1.5 2.0	1.1 1.1	0.8 0.8	Bal. Bal.		

* メカニカルアロイング材

3.1.1 Al-Zn-Mg-Cu 系合金 (7075, 7475)

この系が属する合金の結晶粒微細化法としては、前述した WERT らの方法²⁷⁾ が基本的考え方になっている。しかし、長時間の過時効処理や強度の温間圧延の必要性がこの処理の問題点とされ、これを改善した方法が各種提案されている⁵⁰⁾⁵³⁾⁶⁰⁾⁶¹⁾。

例えば WARD ら⁵³⁾ は、図 9 に示したような加工熱処理法を実施した。この方法によれば、平均結晶粒径約 10 μm の肉厚 6.5 mm までの厚板が製造できるといわれている。

最近、小林ら⁶²⁾ は、極低温圧延を含めた加工熱処理法で良い結果が得られることを報告した。

3.1.2 Al-Li 系合金 (2090, 8090, 8091)

この系の合金は、2000 系や 7000 系の従来の高強度アルミニウム合金に比べ、低密度・高弾性率であるため、

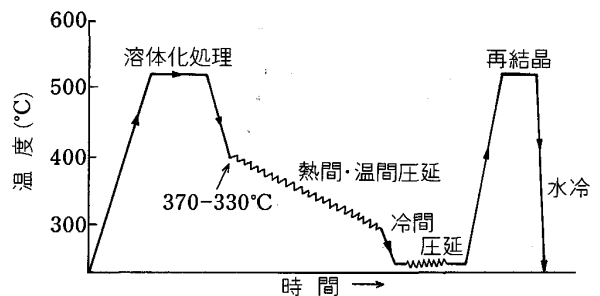


図 9 7000 系合金の超塑性厚板製造のための加工熱処理プロセス⁵³⁾

近い将来の航空機用アルミニウム合金として注目されている。

WADSWORTH ら⁵⁵⁾ は、図 1 に示した加工熱処理と類似

した処理を Al-2.9 Cu-1.9 Li-1.0 Mg-0.15 wt% Zr 合金に加え、3~4 μm の等軸の微細粒組織を得た。一方、動的再結晶による細粒化によっても超塑性が得られる³⁸⁾⁴⁷⁾⁴⁸⁾。

3.2 中強度・耐食性アルミニウム合金

強度は中程度であるが、耐食性や表面処理性等に優れた超塑性合金も開発されており、一般機器部品製造への幅広い利用拡大が期待される。

3.2.1 Supral 系合金

実用超塑性合金として最初に開発されたのが Al-6 Cu-0.4 Zr を基本組成とする Supral 100 合金である。またこれに肉厚 10% までの純 Al をクラッドして耐食性を改善した Supral 150, および Mg と Ge の微量添加によって室温強度を向上させた Supral 220 もある。

3.2.2 Al-Mg 系合金

Neopral 合金⁶³⁾, Al-10 Mg-0.5 Mn 合金³⁴⁾³⁵⁾, や Supral 5000 合金等がある。Al-10 Mg-0.5 Mn 合金は、表 1 に示したように、アルミニウム合金の一般的超塑性温度 (400~520°C) より低い温度 (300°C) で超塑性を示すが、変形応力は高い³⁴⁾³⁵⁾。

3.3 粉末冶金合金

Al-Li 系合金⁵⁵⁾, 7475 Al-0.7 Zr³⁶⁾⁴⁴⁾⁵⁹⁾, 7475 Al-0.9 Zr⁶⁴⁾, 2124 Al-0.6 Zr 合金¹⁾ や X7091⁶⁵⁾, 7090 Al 合金⁶⁶⁾ 等の超塑性合金の製造に急凝固粉末が利用され、比較的高ひずみ速度で超塑性が得られている。また、メカニカルアロイングで製造した Al 9021 と Al 90211 は、超微細な Al_4C_3 や Al_2O_3 粒子の均一な分散によって、サブミクロンの微細組織を有し、図 8 に示したように極めて高いひずみ速度で超塑性が得られる⁵⁶⁾。

3.4 複合材料

軽量、高強度、高剛性の優れた特性を有する、セラミックス粒子またはウイスキー強化複合材料の超塑性化が最近、研究されている。

MAHONEY と GHOSH¹⁵⁾ は、急凝固粉末 PM-64 に SiC 粒子を 10~20% 混合して得た複合材に、図 1 に示した加工熱処理と類似の処理を加え、粒径約 8 μm の微細結晶粒組織をもつ板材とした。その板材は 500°C, $2 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度範囲で 450% 以上の伸びを示した。また、NIEH ら¹⁶⁾ は市販の 20% SiC ウイスキー-2124 Al 複合材に加工熱処理を加えて作成した板材が、525°C, $\dot{\epsilon} = 3.3 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ で約 300% の伸びを示したことを報告している。なお、525°C の変形温度は 2124 Al 合金の固相線温度 503°C 以上であるため、変形中に局所的な融解が起こる¹⁶⁾ 超塑性の変形過程や、成形品の機械的性質に及ぼす局所的な融解の影響の検討が必要であろう。

さらに、WU と SHERBY¹⁷⁾ は SiC-2024 Al 複合材料に 100 \Rightarrow 450°C の熱サイクル付加によって超塑性変形が可能なることを示した。

一方、西村ら⁶⁷⁾⁶⁸⁾ は、超塑性粉末を利用して長繊維強化複合材料の製造と、その曲げ加工性の改善を行った。超塑性を利用した複合材料の製造は浅沼ら⁶⁹⁾ によっても研究されている。

4. 超塑性特性の応用

4.1 超塑性成形と拡散接合

超塑性特性を応用した塑性加工法が種々開発されている¹¹⁾¹²⁾⁷²⁾。しかし、アルミニウム基超塑性合金は、各種加工熱処理を適用した板材として製造されているため、主に、ガス圧を利用した成形、いわゆる超塑性成形法が活用されている。図 10 は、実用されている超塑性成形法の模式図であり⁷⁰⁾、お型成形では 900 \times 600 mm, め型成形では 2400 \times 1200 mm の板材の成形ができると言われている。

超塑性成形のメリットは、i) 複雑な形状をもつ部品を一工程で一体化成形可能なため、部品点数、機械加工

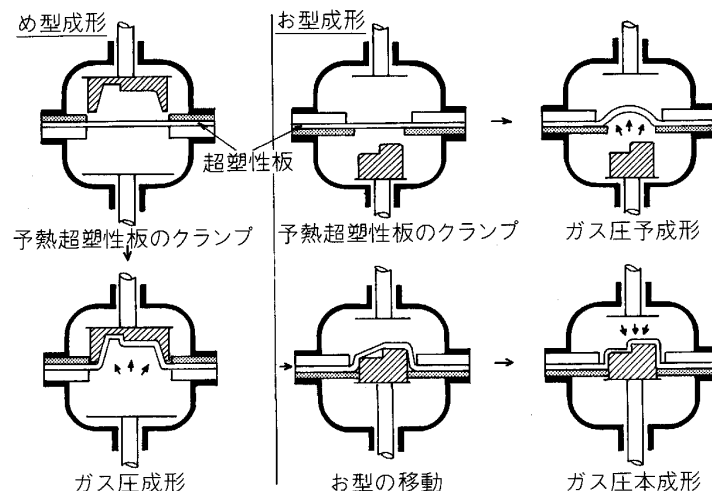


図 10 ガス圧を利用した超塑性成形法の模式図⁷⁰⁾

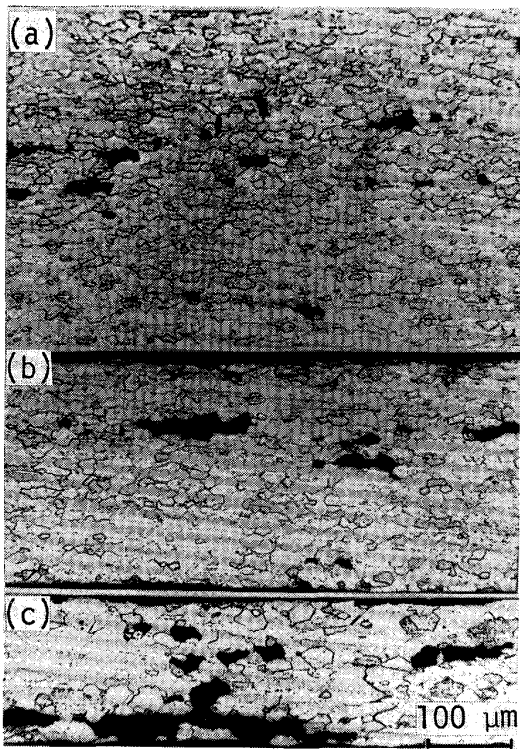
部分、部品重量を低減できること、ii) 低圧力のガス圧成形であるため、金型コストが著しく安価になること、等である¹¹⁾¹²⁾²¹⁾⁷²⁾。

一方、チタン合金では、超塑性成形 (SPF) とさらに拡散接合 (DB) を一工程、または連続工程で行う加工法 (SPF-DB 法) が開発され⁷¹⁾、航空機部品等の製造に一部実用化されている。アルミニウム合金では強固な表面酸化皮膜が金属相互の直接接触を妨げるため拡散接合が困難であるが、SPF-DB のための改善研究が最近急速に進められている⁷⁴⁾⁷⁷⁾。例えばロールボンディング⁷³⁾ は一つの方法であるが、40% 以上の圧下率が必要である。接合界面に介在層を付加する方法には、Ag⁷⁴⁾ や Zn⁷⁵⁾、Cu⁷⁵⁾ 等のコーティング、Zn 箔⁷³⁾、Cu 箔⁷⁵⁾ や Cu と Al-12% Si 合金箔⁷⁶⁾ の併用、5052 Al 合金箔⁷⁶⁾ のインサートがあるが、介在層を用いない拡散接合法⁷⁷⁾ も開発されている。実用的には、大気中または不活性ガス程度の安価な雰囲気での短時間接合法の開発、接合強度の向上と強度信頼性評価法の確立等が必要と思われる。

4.2 超塑性成形品の強度と信頼性

4.2.1 キャピテーション

写真 2 に示したような⁷⁸⁾、超塑性ひずみの増大ともなうキャピティの発生と成長が、アルミニウム合金や



$T = 520^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 2.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

引張変形方向は横方向

(a) 180% 伸び (b) 490% 伸び (c) 720% 伸び

写真 2 Al-Zn-Mg-Zr 合金の超塑性ひずみにもなうキャピティの発生と成長挙動⁷⁸⁾

その他の合金においても報告されており²⁾³⁾¹²⁾、発生機構の解明とその抑制法の開発が重要視されている。

一般に、キャピティの核形成は、結晶粒界の3重点やレッジ、特に結晶粒界上の粗い不溶性化合物や析出粒子、さらに超塑性板製造中の硬質粒子でのマイクロクラック等で起こることが多い⁸⁰⁾。キャピティの成長は引張応力方向に起こるのが一般的で⁷⁸⁾、成長初期には空孔拡散機構が⁸¹⁾、またキャピティがある程度成長すると、マトリックスの塑性変形機構⁸²⁾が作用するとされている⁷⁹⁾。

キャピティの体積率 V_f は、一般にひずみの増大、変形温度の低下、および結晶粒径の増大によって増加する。図 11 に 7475 Al 合金について、ひずみと結晶粒径の V_f に及ぼす影響の測定結果²⁾ を示した。このようなキャピティの増大は超塑性成形性及び成形品の室温強度を低下させる難点がある。

4.2.2 キャピテーションの抑制

キャピテーション抑制のため、材料組織や成形法の改善、成形後の処理等の面から対策が考えられている。

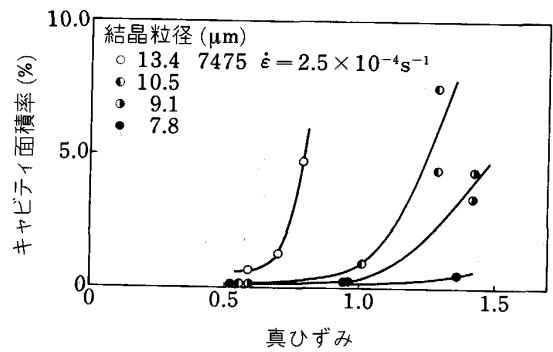


図 11 7475 Al 合金の超塑性変形中に生じたキャピティの面積率に及ぼすひずみと結晶粒径の影響²⁾

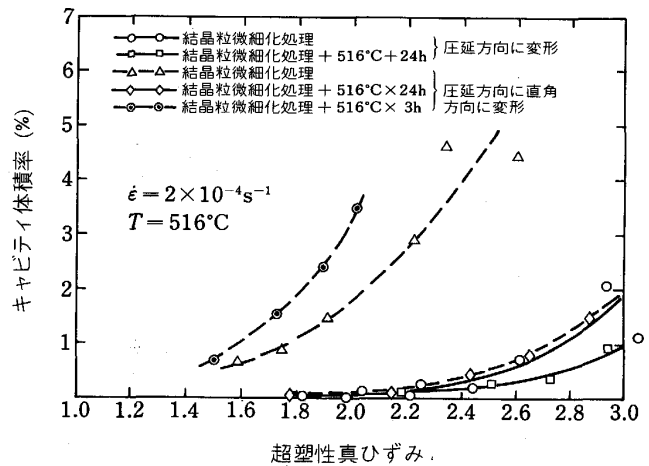
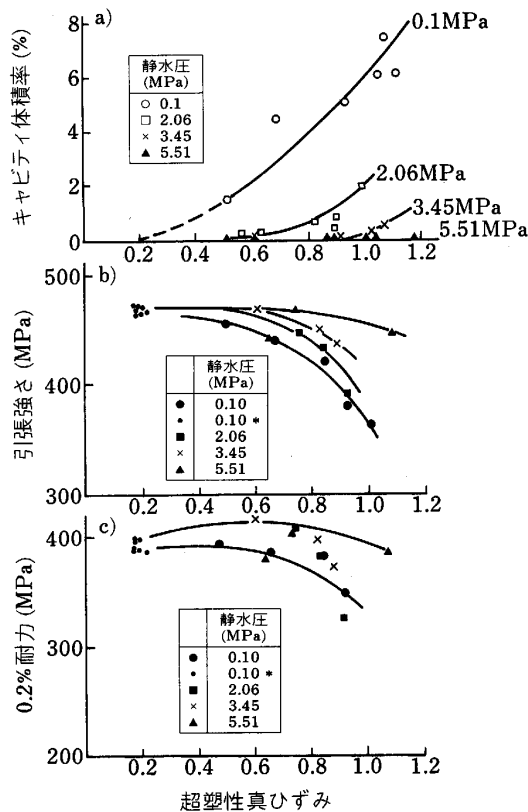


図 12 7475 Al 合金の超塑性変形中に生じたキャピティ体積率に及ぼす高温予備焼鈍の影響⁸³⁾



a) キャビティ体積率 b) 引張強さ c) 0.2% 耐力
超塑性成形条件: $T = 480^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 箱型形状

図 13 Supral 220 合金の超塑性成形中に生じたキャビティの体積率と超塑性成形品の機械的性質に及ぼす背圧付加の影響⁸⁵⁾

材料組織の改善に関しては、結晶粒組織の微細化(図 11, 参照)や核発生サイトとなる不溶性化合物粒子の微細化や除去等が重要である。7475 Al 合金に対しては、図 12 に示したような、高温予備焼鈍の効果が報告されている⁸³⁾。

成形法改善の面からは、背圧付加の有効なことが明らかにされている⁸⁰⁾⁸⁴⁾。図 13 に、Supral 220 合金の超塑性成形品のキャビティ体積率と室温における機械的性質に及ぼす背圧付加成形の効果をそれぞれ示した⁸⁵⁾。その材料の超塑性変形応力の約 0.5 の背圧付加⁸⁰⁾でキャビティがほぼ抑制される。

超塑性成形後の成形品の改善については、HIP の利用が検討されている⁸⁶⁾。また成形後の高温長時間焼鈍も V_f の減少に有効と報告されている⁸⁷⁾。

5. おわりに

本稿では、主として超塑性材料の成形性応用の観点から最近の研究について概述したが、超塑性現象の金属組織的、力学的解析の基礎的研究²⁰⁾も広く行われている。今後、超塑性現象の解明と利用技術の一層の展開が期待される。

おわりに、超塑性に関する研究に終始ご指導をいただいている京都大学村上陽太郎名誉教授ならびに富山大学時沢貢教授に深く謝意を表します。

文 献

- 1) T. G. NIEH and J. WADSWORTH: *Superplasticity in Aerospace-Aluminium*, ed by R. PEARCE and L. KELLY, Cranfield, England (1985), p. 194
- 2) 馬場義雄, 吉田英雄: 塑性と加工, 27 (1986), p. 333
- 3) 松木賢司: 日本金属学会会報, 26 (1987), p. 263
- 4) 井上 稔, 高橋明夫: 塑性と加工, 26 (1985), p. 361
- 5) O. D. SHERBY and B. W. WALSER: *Metall. Trans. A*, 10 (1979), p. 1461
- 6) 磯西和夫, 時実正治: 日本金属学会誌, 49 (1985), p. 149
- 7) 岡山元宏, 時実正実, O. D. SHERBY: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2710
- 8) Y. MAEHARA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 25 (1985), p. 69
- 9) 前原泰裕: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2168
- 10) K. OSADA, S. UEKOH and K. EBATO: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 27 (1987), p. 713
- 11) 宮川松男, 小林 勝: 日本金属学会会報, 25 (1986), p. 8
- 12) 小林 勝, 宮川松男: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 2001
- 13) 井口信洋: 軽金属, 32 (1982), p. 421
- 14) 野崎春男, 西川幸男, 植杉雄二, 岡田俊治, 田村今男: 塑性と加工, 25 (1984), p. 381
- 15) M. W. MAHONEY and A. K. GHOSH: *Metall. Trans. A*, 18 (1987), p. 381
- 16) T. G. NIEH, C. H. HENSHALL and J. WADSWORTH: *Scr. Metall.*, 18 (1984), p. 1405
- 17) M. Y. WU and O. D. SHERBY: *Scr. Metall.*, 18 (1984), p. 733
- 18) F. WAKAI, S. SAKAGUCHI and Y. MATSUNO: *Adv. Ceram. Mater.*, 1 (1986), p. 259
- 19) 若井史博: 塑性と加工, 29 (1988), p. 255
- 20) 超塑性の利用開発に関する研究・調査, I~VIII (超塑性研究会編) (1982~1988)
- 21) 革新航空機技術開発に関する研究調査成果報告書(日本航空宇宙工業会編) (1984, 1985, 1986)
- 22) M. F. ASHBY and R. A. VERRALL: *Acta Metall.*, 21 (1973), p. 149
- 23) A. BALL and M. M. HUTCHISON: *Met. Sci.*, 3 (1969), p. 1
- 24) A. K. MUKHERJEE: *Mater. Sci. Eng.*, 8 (1971), p. 83
- 25) R. C. GIFKINS: *Metall. Trans. A*, 7 (1976), p. 1225
- 26) B. P. KASHYAP and A. K. MUKHERJEE: *Superplasticity*, ed. by B. BAUDELET and M. SUERY, Grenoble, France (1985), p. 4. 1
- 27) J. W. WERT, N. E. PATON, C. H. HAMILTON and M. W. MAHONEY: *Metall. Trans. A*, 12 (1981), p. 1267
- 28) B. M. WATTS, M. J. STOWELL, B. L. BAIKIE and D. G. E. OWEN: *Met. Sci.*, 10 (1976), p. 189
- 29) B. M. WATTS, M. J. STOWELL, B. L. BAIKIE and D. G. E. OWEN: *Met. Sci.*, 10 (1976), p. 198
- 30) 松木賢司, 山田正夫: 日本金属学会誌, 37 (1973), p. 448
- 31) K. MATSUKI, Y. UETANI, M. YAMADA and Y. MURAKAMI: *Met. Sci.*, 10 (1976), p. 235
- 32) D. J. LLOYD and D. M. MOORE: *Superplastic Forming of Structural Alloys*, ed. by N. E. PATON and C. H. HAMILTON, Sandiego, USA (1982), p. 147
- 33) D. M. MOORE and L. R. MORRIS: *Mater. Sci. Eng.*, 43 (1980), p. 85
- 34) T. R. MCNELLEY, E. - W. LEE and M. E. MILLS: *Metall. Trans. A*, 17 (1986), p. 1035
- 35) E. - W. LEE, T. R. MCNELLEY and A. F. STENGEL: *Metall. Trans. A*, 17 (1986), p. 1043

- 36) K. MATSUKI, G. STANIEK, H. NAKAGAWA and M. TOKIZAWA: *Z. Metallkd.*, **79** (1988), p. 231
- 37) 東 健司, 大西忠一, 中谷義三: 超塑性の利用開発に関する研究・調査 IV (超塑性研究会編) (1984), p. 47
- 38) 吉田英雄, 平野清一: リチウムを含むアルミニウム合金, 軽金属学会 28 回シンポジウム (1986), p. 62
- 39) 大塚正久, 鶴枚恵一, 新村素行, 堀内 良: 軽金属, **36** (1986), p. 752
- 40) E. NES: *J. Mater. Sci.*, **13** (1978), p. 2052
- 41) E. NES: *Met. Sci.*, **13** (1979), p. 211
- 42) R. H. BRICKNELL and J. W. EDINGTON: *Metall. Trans. A*, **10** (1979), p. 1257
- 43) 東 健司, 永井滋一, 前田雅生, 大西忠一: 軽金属, **36** (1986), p. 361
- 44) 松木賢司, 木村 修, 中川 寛, 時沢 貢, 村上陽太郎: 塑性と加工, **27** (1986), p. 415
- 45) R. A. ASH and C. H. HAMILTON: *Scr. Metall.*, **22** (1988), p. 277
- 46) 松木賢司: 高強度 Al 合金の超塑性とその応用, 日本塑性加工学会第 110 回シンポジウム (1987), p. 23
- 47) A. K. GHOSH and C. GRANDHI: *Proc. ICSMA-7 Conf. Montreal, Canada* (1985)
- 48) R. GRIMES: 文献 26), p. 13. 1
- 49) J. WADSWORTH, C. A. HENSHALL and T. G. NIEH: *Proc. the Third International Aluminium-Lithium Conference*, ed. by C. BAKER, P. J. GREGSON, S. J. HARRIS and C. J. PEEL (1986), p. 199
- 50) 小林保夫, 後藤博己, 竹内 庸: 軽金属, **36** (1986), p. 36
- 51) 洪 侖義, 村松尚国, 遠藤孝雄: 軽金属学会第 74 回春期大会講演概要 (1988), p. 39
- 52) B. GEARLY, J. PILLING and N. RIDLEY: 文献 1), p. 127
- 53) B. R. WARD, R. F. ASHTON and J. I. BENNETT: 文献 1), p. 326
- 54) A. J. BARNES: 文献 1), p. 424
- 55) J. WADSWORTH, A. R. PELTON and R. E. LEWIS: *Metall. Trans. A*, **16** (1985), p. 2319
- 56) T. R. BIELER, T. G. NIEH, J. WADSWORTH and A. K. MUKHERJEE: *Scr. Metall.*, **22** (1988), p. 81
- 57) T. G. NIEH, C. A. HENSHALL and J. WADSWORTH: *Scr. Metall.*, **18** (1984), p. 1405
- 58) 宮川松男: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1302
- 59) 中川 寛, 松木賢司, 時沢 貢, W. BUNK: 軽金属学会第 72 回講演概要集 (1987), p. 91
- 60) 広瀬弥五郎, 宮木美光, 日野光雄, 江藤武比古: 軽金属, **36** (1986), p. 491
- 61) 松尾 守, 田形 勉, 小松原俊雄: 軽金属学会第 72 回春期大会講演概要集 (1987), p. 51
- 62) 小林 勝, 弘津禎彦, 大谷吉春, 高橋 健: 塑性加工学会春季講演会講演概要集 (1968)
- 63) 大堀紘一, 向尾三男, 渡辺英雄, 遠藤孝雄: Al ある, **7** (1984), p. 17
- 64) 谷澤恒幸, 古城紀雄, 堀 茂徳: 日本金属学会第 103 回講演概要 (1988), p. 537
- 65) Y. ZHANG and N. J. GRANT: *Mater. Sci. Eng.*, **68** (1984), p. 119
- 66) J. I. PETIT and D. J. LEGE: *Aluminium*, **61** (1985), E160
- 67) 西村 尚, 山本弘暎, 山岸新一: 軽金属, **38** (1988), p. 665
- 68) 若山修一, 西村 尚: 軽金属, **38** (1988), p. 672
- 69) 浅沼 博, 広橋光治, 河合栄一郎: 塑性と加工, **27** (1986), p. 1191
- 70) A. K. GHOSH: 文献 32), p. 85
- 71) E. D. WEISERT and G. W. STACKER: 文献 32), p. 273
- 72) 西村 尚: 軽金属学会 24 回シンポジウム (1984), p. 21
- 73) A. J. BARNES: 文献 1), p. 424
- 74) J. HARREY, P. G. PARTRIDGE and A. M. LURSHAY: *Mater. Sci. Eng.*, **79** (1986), p. 191
- 75) 野洲栄治, 松木賢司, 時沢 貢: 軽金属学会第 75 回秋期大会講演概要集 (1988), p. 171
- 76) T. D. BYUM and P. YAVARY: 文献 1), p. 273
- 77) J. PILLING and N. RIDLEY: *Mater. Sci. Technol.*, **3** (1987), p. 353
- 78) 松木賢司, 上埜安英, 山田正夫, 村上陽太郎: 日本金属学会誌, **41** (1977), p. 1136
- 79) A. H. CHOKSI and T. G. LANGDON: 文献 26), p. 2. 1
- 80) J. PILLING and N. RIDLEY: *Acta Metall.*, **34** (1986), p. 669
- 81) R. RAJ and M. F. ASHBY: *Acta Metall.*, **23** (1975), p. 653
- 82) J. W. HANCOCK: *Met. Sci.*, **10** (1976), p. 319
- 83) C. C. BAMPION and J. W. EDINGTON: *Metall. Trans. A*, **13** (1982), p. 1721
- 84) C. C. BAMPION, M. W. MAHONEY, C. H. HAMILTON, A. K. GHOSH and R. RAJ: *Metall. Trans. A*, **14** (1983), p. 1583
- 85) D. S. MCDARMAID, A. J. SHAKESHEFF and B. GINTY: *Royal Aircraft Establishment Tech. Rep. 85091, Farnborough, England* (1985)
- 86) H. AHMED and R. DEARCE: 文献 1), p. 146
- 87) A. VARBOTEUX and M. SUÉRY: 文献 1), p. 55