急冷凝固アルミニウム合金

渋谷 和久*

Rapidly solidified aluminum alloys

Kazuhisa SHIBUE*

1. はじめに

粉末冶金法 (Powder Metallurgy, 以下 P/M と略す) は一般に金属粉あるいは合金粉を圧縮成形した圧粉体 (green compact) を焼結によって部品形状にする方法であり, 融解が困難な高融点金属材料 (W 等) の製造および同一形状で多数量の小型部品で切削加工等に費用がかかる場合 (たとえばギヤ等) に利用されてきている。アルミニウム合金では, ギヤ, カム, ベアリング等として事務機器や自動車の部品に焼結法が利用されている^{1), 2)}。しかし, アルミニウム焼結材料はコストや性能において, 必ずしも溶製法 (Ingot Metallurgy, 以下 I/M 法と略す) や鉄系材料をしのぐに至っておらず, 現在, 広く普及したとはいえない。

一方, Duwez らが液体の急冷凝固によりアモルファス金属の作成に成功して以来³⁾, 種々のアモルファス合金が見出されると共に, 多くの急冷凝固法が研究・開発されている。急冷凝固法により金属組織を微細にできることなどにより, アルミニウム合金の性能の向上が期待される。

さらに, 米国では航空宇宙分野, 国内では自動車, 電気等の分野において軽量・高強度あるいは軽量・耐熱材料の開発が求められている。これらの要求を満たすには, 従来の I/M 法によるアルミニウム合金ではほぼ限界に達しており, 急冷凝固法による P/M アルミニウム合金が注目され研究開発されてきた^{4), 5)}。ここでは, これらについて最近の研究動向, 主に粉末製造法を含めた成形法および合金の特性について解説する。

2. 急冷凝固法の特徴

急冷凝固法によれば, 結晶粒や晶出物の微細化, 偏析の減少あるいは添加元素の固溶限の拡大等が期待される。図 1 に Al-8%Fe 合金の組織と凝固時の冷却速度と

の関係を示す⁶⁾。デンドライトセルサイズは冷却速度が高くなると共に小さくなっている。また, 晶出物の大きさも冷却速度と共に微細になり 10^7 °C/sec 以上では, いわゆる “featureless” の組織となっている。I/M 法では粗大な晶出物が現れる合金系においても, このように微細な組織とすることが可能となり, 添加元素の種類および量を飛躍的に拡大させ, 新合金が開発される可能性が想定される。また, 最近の研究では高強度のアモルファスアルミニウム合金が報告されており⁷⁾, 急冷凝固法の応用範囲は広がってきている。

3. 急冷凝固アルミニウム合金の製造プロセス

3.1 急冷凝固粉末製造法

急冷凝固アルミニウム粉末の製造プロセスについては, これまでにも本会誌等において詳細に解説されており^{8)~12)}, ここでは主なプロセスの特徴を簡単に述べる。

3.1.1 ガスアトマイズ法

ガスアトマイズ法は熔融金属の流れにガスを衝突させ, 熔融金属を微細な液滴に噴霧し直ちにガスにより急冷凝固するものである。ガスとしては空気, ちっ素あるいは不活性ガス (アルゴン, ヘリウム) が用いられる。空気アトマイズ法は低コストであるため, 最も一般的なアルミニウム粉末製造法として実用されている。

図 2 にガスアトマイズの模式図を示す¹³⁾。ノズルの形状により, 自由落下型と固定型に分類される。固定型ではガス流によって生ずる吸引作用がノズル内の溶湯に作用する。アルミニウム合金には一般に固定型が用いられる。また, 固定型の一つとして, ハルトマンのショックウェーブの原理を応用した超音波ガスアトマイズダイが開発されている¹⁴⁾。このダイ (図 3) によると, 20,000~80,000 cps の周波数をもつマッハ 2~2.5 の超音波超音速ガス流が得られるといわれている。また, 噴霧の方向から上吹き法, 横吹き法および下吹き法に分類される。

* 住友軽金属工業(株)技術研究所 (名古屋市)。Technical Research Laboratories, Sumitomo Light Metal Industries Ltd. (Nagoya-shi, Aichi).

受理日: 平成元年 8 月 14 日

図1 Al-8%Fe合金の冷却速度とデンドライトセルサイズ⁶⁾

図2 アトマイズノズルの形状¹³⁾

図3 超音波ガスアトマイズ法¹⁴⁾

得られる粒末の形状は空気では不規則な涙滴状，不活性ガスではほぼ球状となる。空気の場合，酸化皮膜が熔融金属粒子の表面に形成されるため，粒子の球状化が妨げられるものとみられる。図4に空気およびアルゴンガスアトマイズにより得られた粉末の外観を示す。

ガスアトマイズ時の冷却速度 (R) は次式で表される¹⁵⁾。

$$R = K \lambda_g \eta_g^{-0.5} \sigma_g^{0.25} D^{-1.5} P^{0.5} \exp(-0.5 kt) \quad (1)$$

K : 装置および金属の物性等に関する定数

λ_g : ガスの熱伝導度 ($\text{J/m} \cdot \text{sec} \cdot \text{K}$)

η_g : ガスの粘性係数 ($\text{Pa} \cdot \text{sec}$)

σ_g : ガスの密度 (kg/m^3)

D : 粉末の粒径 (μm)

P : ガスの圧力 (atm)

k : ガスの速度の減衰に関する定数

t : ガスと衝突してからの時間 (sec)

これより， R はガスの種類に固有の物性値 ($\lambda_g, \eta_g^{-0.5}, \sigma_g^{0.25}$)，ガスの圧力および粉末粒径に影響されることが明らかである。たとえば，ヘリウムとアルゴンとでは， $\lambda_g \eta_g^{-0.5} \sigma_g^{0.25}$ の値が約6倍異なることから，他の条件が同一ならば，ヘリウムの方がより急冷凝固されることになる。

図5に冷却速度と粉末粒径との関係を示す。(1)式で示されたように，ガスの圧力が高いほど，粉末粒径が小さいほど，冷却速度は大きくなっている。

3.1.2 急冷薄帯製造法

アモルファス合金の連続薄帯を作る液体急冷法としてノズルと冷却ロールの組み合わせにより種々の方法が研究・開発されている。図6に代表的な連続薄帯製造法を示す¹⁶⁾。いずれにおいても，金属製冷却回転体の表面において凝固する。このため，一般に前述のガスアトマイズ法よりも急冷凝固となる。図7に理想的冷却速度と試料厚さの関係を示す¹⁷⁾。

(a) エアータマイズ粉末

(b) アルゴンガスアタマイズ粉末

図4 ガスアタマイズ粉末の外観 (×300)

図5 粉末の粒径と冷却速度の関係¹⁵⁾ 図6 連続薄帯製造法¹⁶⁾ 図7 冷却速度と試料厚さの関係¹⁷⁾

本法のアルミニウム合金への応用としては、代表的なものとして Allied 社の PFC (Planar Flow Casting) 法がある¹⁸⁾。図8に PFC 法の製造プロセスを示す。PFC 法では、矩形形状のノズルを単ロールに近づけて溶湯プールの形状を制御し、薄帯を得るものである。本法により高じん性の耐熱性アルミニウム合金や Al-Li 合金が開発されている。

3.1.3 噴霧ロール法

図9に噴霧ロール法の模式図を示す¹⁹⁾。金属溶湯をガスアタマイズし、直ちに水冷回転ロールに衝突させ急冷凝固させる。得られる粉末は薄片(フレーク)状であり、

図8 PFCのプロセス¹⁸⁾ 図9 噴霧ロール法の模式図¹⁹⁾

その冷却速度は $10^4 \sim 10^7$ °C/secである。図10および図11にこの方法により得られたフレークの外観およびマイクロ組織を示す。類似のプロセスはAlcoa社や日本大学などで研究されている^{20), 21)}。

3.1.4 遠心噴霧法

遠心力を利用して金属溶湯を噴霧する方法であり、図12に代表的な製造法を模式的に示す。回転するつば法は回転するつばを回転させるつば側壁の細孔から溶湯を遠心力で飛散させる方法である²²⁾。回転ディスク法は回転する円盤上に溶湯を流出し、円盤外周部から噴霧する方法である²³⁾。アルミニウム合金への適用については、Pratt & Whitney Aircraft社の開発したRSP (Rapid Solidification Process)がよく知られている²³⁾。図13にRSP法を示す。ここでは、20,000 rpm程度で高速回転する円盤から飛散した熔融粒子は直角方向から衝突するヘリウムガスにより急冷凝固される。この場合、冷却速度は 10^5 °C/sec程度である。同社では、RSP法により耐熱性アルミニ

図10 Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr合金フレークの外観¹⁹⁾
($\times 1$) 図11 Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr合金フレークのTEM写真¹⁹⁾ ($\times 10,000$)

ウム合金 (Al-8 wt% Fe-2 wt% Mo)を開発している²⁴⁾。また、住友電気工業(株)においても同様なプロセスの研究がなされている²⁵⁾。

3.1.5 気相急冷法

図14に気相急冷法の一例 (Vapor Deposition)を示

図12 遠心力によるアトマイズ法²²⁾ 図13 RSR 遠心噴霧法 (P/W社)²³⁾ 図14 気相急冷法の一例²⁶⁾

す²⁶⁾。アルミニウム合金を電子ビームにより溶解し、真空中に蒸発させ、コレクター上に堆積させる方法である。本法により、ポアのない40 mm厚さのAl-Cr-Fe合金のプリフォームが得られている。これから圧延加工により1.6 mmの板とされ、その機械的性質が調べられ

図15 アトライタの原理²⁹⁾

ている。

3.1.6 メカニカルアロイング法

メカニカルアロイング法は数種の原料粉末を高エネルギーボールミルによって、混合・粉砕を繰り返し、合金化を計ったり、酸化物や炭化物の微細粒子を分散させる方法である。INCO社により開発され、ニッケル基超合金等で商業生産に用いられ、またアルミニウム合金の開発も行われている^{27),28)}。図15に代表的なメカニカルアロイング法であるアトライタを示す²⁹⁾。インペラを回転し、鋼球をかくはんすることにより、図16に示されたように鋼球間で粉末の粉砕と混合が繰り返され、合金化が進行していく。最近、メカニカルアロイング法は固相法によるアモルファス合金の製造技術として注目されており、この方面の研究が活発になってきている³⁰⁾。

3.1.7 その他の製造法

図17に示すようなガスバブリング法³¹⁾、PREP法^{32),33)}、メルトエクストラクション法³⁴⁾およびメルトスピニング法³⁴⁾等が研究・開発されている。これらの方法もそれぞれ一長一短あり、実用プロセスとして今後の開発が期待される。

3.2 固化成形法

急冷凝固アルミニウム合金粉末を固化成形するさいには、粉末表面の酸化膜、水分および成形温度に注意する必要がある。

一般に、アルミニウム粉末の表面は酸化膜に被われており、また水分が吸着している。酸化膜については、固化成形前に還元して除去することは困難なので、固化成

図16 メカニカルアロイングの模式図²⁹⁾ (a) ガスバブリング法³¹⁾ (b) PREP 法^{32) 33)}

(c) メルトエクストラクション法

(d) メルトスピニング法

図17 ガスバブリング法, PREP 法, メルトエクストラクション法およびメルトスピニング法の模式図

形時に酸化膜を分断することによって粉末同士の接合を生じさせることになる。また、水分についても、固化成形前に除去しておかなければ、加熱時に気孔や膨れの原因となる。

図18に固化成形工程におけるアルミニウム粉末の表面酸化物の変化を示す³⁵⁾。水分を含み延性のある非晶質層から結晶質の脆い皮膜に変化し、その後、ホットプレス時に破断される。

図18 固化成形工程における7091合金粉末の表面酸化物の変化³⁵⁾

図20 真空脱ガス装置³⁶⁾

図19 代表的な固化成形法

図21 7091合金の脱ガス時の温度と放出ガス³⁸⁾

さらに、急冷凝固アルミニウム粉末には、微細な分散粒子や非平衡相あるいは強制固溶された溶質元素などが含まれており、これらは常温において粗大化、分解あるいは析出などが生じるので、固化成形温度を高くすることは好ましくない。一方、これらの合金では高温での変形抵抗が大きく塑性加工を行う場合、加工温度を高くする必要がある。これらのことを考慮して、種々の合金の要求特性に応じた固化成形法を選択する必要がある。

図19に急冷凝固アルミニウム合金粉末の代表的な固化成形プロセスを示す。

3.2.1 缶封入ホットプレス法

本プロセスは急冷凝固アルミニウム合金粉末の成形に一般的に用いられる方法である。合金粉末を冷間圧縮して圧粉体とし、これを金属カプセルに挿入し、図20に示すような真空脱ガス装置を用いて脱ガスを行う³⁶⁾。脱ガスは真空中に引きながら加熱することにより行われるが、加熱時にヘリウムあるいはちっ素等の注入と排気を繰り返す方法も検討されている³⁷⁾。図21に脱ガス時の放出ガ

スと温度の関係を示す。100～300°CでH₂Oが放出され、300～400°CでH₂が放出される³⁸⁾。

脱ガス後、真空を保持したまま、ホットプレスにより密化し、さらに脱缶を行い、鍛造、押し出しあるいは圧延に供する。図22にAl-Fe系合金の加工度と引張特性を示す³⁹⁾。わずかな加工によって、強度は十分に高くなっているが、伸びはある程度以上の加工により向上している。これは、粉末表面の酸化物を十分に分散し、粉末同士の接合を生じさせるためには、ある程度以上の塑性変形が必要であるためである。

3.2.2 真空ホットプレス法

粉末を冷間圧縮し、これを真空ホットプレス内で、脱ガスと熱間圧縮を行う方法である。このようにして得られたホットプレス材を鍛造や押し出しに供する。この場合、缶封入および脱缶を必要としないが、ビレット寸法が大きくなった場合、脱ガスの処理時間が長くなる。

3.2.3 熱間押出法

脱ガス後、熱間押し出しにより密化する方法である。

図22 Al-Fe 系合金の加工度と引張特性の関係³⁹⁾

押しにより大きい塑性加工を与えるために、粉末表面の酸化物を分散しやすい。この方法も広く利用されているが、押出後に脱脂する必要があり、押出材の形状が棒や管など比較的単純なものに限定される。

3.2.4 HIP 法

本プロセスは脱ガス後、熱間静水圧圧縮 (Hot Isostatic Pressing, 略称 HIP) により高温高压下で焼結させる方法である。アルミニウム合金粉末の場合、表面の酸化膜のため粉末の接合が十分に行われないとされてきた。しかし、Al-Si-Cu-Mg 合金において、表 1 に示すように熱間押し法と同等の性質が HIP 法で得られている⁴⁰⁾。

3.2.5 直接粉末成形法

粉末を直接に最終製品の形状に成形する方法である。粉末鍛造、圧延あるいは押出しで検討されており、低コストとなるとみられる。レイノルズ社では板材の商業生

図23 コンフォーム法⁴²⁾

産を行っている⁴¹⁾。

図23にコンフォーム法を示す⁴²⁾。回転する溝付ホイールと粉末との摩擦によって、粉末を圧縮、密化後、ダイスより押出す方法である。断面積の小さい形・棒材で開発が試みられている⁴²⁾。

直接粉末成形においては、粉末の脱ガス方法と成形時の加工度に留意する必要がある。つまり、本法においても、粉末表面の水分の除去および酸化物の分散が十分になされなければ、急凝固アルミニウム合金粉末の特性が生かされなくなる。

3.2.6 スプレーフォーミング法

スプレーフォーミング法はガスアトマイズされた溶融粒子を基盤上に堆積させ、直接板、パイプ等に成形する方法である。この方法で得られたプリフォームを鍛造あるいは圧延等へ供する。プリフォームの気孔率は1~2%程度であり、冷却速度は $10^2 \sim 10^4$ °C/sec 程度である。

図24にスプレーフォーミング法の原理を示す⁴³⁾。ガスアトマイズされた溶融粒子は飛行中に部分的に凝固しな

表 1 Al-Si 系粉末合金 (Al-20Si-2Cu-1Mg) の HIP 成形材と押出成形材の機械的性質⁴⁰⁾

No.	熱処理	成形	引張強さ (kgf/mm ²)		ビッカース硬さ	シャルピー衝撃値 (kgf·m/cm ²)		疲労強度*, 10 ⁷ 回 (kgf/mm ²)
			常温	250°C×100 h		JIS 3 号	JIS 4 号	
1	T1	HIP	24.3	10.0	82	0.6	0.5	—
2		押出	25.9	12.0	90	0.6	0.5	—
3	T6	HIP	39.9	11.4	153	0.3	0.2	20.0
4		押出	40.9	11.5	158	0.3	0.2	20.5

*回転曲げ疲労試験

図24 スプレーフォーミングの原理⁴³⁾ 図25 オスプレイ法⁴³⁾

がら、基盤上に衝突していく。本法はOsprey社あるいはGrantらによって研究・開発されている^{44),45)}。図25にスプレーフォーミング法の模式図を示す。本法は他の粉末製造-固化成形方法に比較してやや冷却速度は遅いが、脱ガスを省略することができる。

その他、衝撃成形法⁴⁶⁾や抵抗加圧焼結法⁴⁷⁾などが検討されている。これらは、粉末表面のみを摩擦による熱エネルギーやあるいはジュール熱で溶融あるいは加熱焼結させる方法である。この場合、粉末表面のみが高温になるが、内部は低温であり、急冷組織が壊されないことが特徴であるが、大型部品の成形には不適である。

4. P/M合金の特徴

4.1 高強度合金

従来、高強度アルミニウム合金としては7XXXおよび2XXX合金が知られており、航空機用材料として用いられている。これらの合金は耐応力腐食割れ性を改善

表2 高強度粉末合金の化学成分

合 金		Zn	Mg	Cu	Co	Ni	Zr	Cr	O	Al
P/M	CW67	9.0	2.5	1.5	—	0.1	0.14	—	0.35	Bal.
I/M	7075	6.2	2.2	2.3	—	—	0.12	—	—	Bal.

表3 CW67および7075の特性

	CW67-T7*	7075-T73**
耐力 (MPa)	580	435
引張強さ (MPa)	615	505
伸び (%)	12	13
破壊じん性 (MPa√m)	47	32
耐 SCC (MPa)	310	290

*押出材 **板材

するために、強度をやや低くして使用されている。そこで、急冷凝固法を用いてI/M合金7075のT6相当の強度とT73相当の耐応力腐食割れ性を有する合金が研究され、当初、Alcoa社やKaiser社によりX7064, PM61, 7090および7091が開発された。7090および7091の機械的性質の評価は航空機メーカー、研究所や大学等で広範に行われており、引張強度および耐応力腐食割れ性はI/M合金よりP/M合金がすぐれているが、破壊じん性値は同程度とみられる。

Alcoa社では第2世代の合金として、引張強度、耐応力腐食割れ性および破壊じん性にすぐれたCW67 (Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Ni)を開発している⁴⁸⁾。表2および表3にCW67の組成および特性を示す。現在、CW67を用いたフライトテストがVoughtおよびWarner Robbins Air Logistic Centerですでに実施されており、種々のテストが予定されている。

4.2 低密度・高弾性合金

アルミニウムにLiを添加すると密度が低下し、弾性係数が向上するので、Al-Li系合金は航空機用材料として期待されている。現在、P/M法では二種類の合金系が研究されている。一つはAl-Li系であり、I/M法におけるLi添加の限界とされている3wt%を超えるAl-3~4wt% Li合金である⁴⁹⁾。これらの合金は7XXXよりも密度が12~14%小さく、さらに、すぐれた離腐食性を有するとされている。他方はAl-Li-Be系であり、これはAl-Li合金よりさらに低密度を目的としたものである⁵⁰⁾。これらの特性を表4に示す。また、図26に機体としたときの重量低減率を示す⁵¹⁾。

4.3 耐熱性合金

表 4 Al-Li 系合金の特性

合 金	密度	引 張 性 質		
		引張強さ (kgf/mm ²)	耐 力 (kgf/mm ²)	伸び (%)
Al-4Li-0.2Zr	2.42	51.9	45.8	6.0
Al-4Li-1Cu-0.2Zr	2.43	52.0	48.3	3.8
Al-4Li-1Mg-0.2Zr	2.41	52.4	47.8	4.9
Al-3.6Li-9.8Be	2.34	52.0	49.3	2.3
Al-2.5Li-11.0Be	2.42	51.0	43.6	5.6

図26 Al-Li-Be 合金の密度と機体重量軽減率
(ρ_1 : 7075の密度, ρ_2 : 開発合金の密度)

図27 Al-2~10 Fe 合金押出材の $V_f^{3/2} \cdot r^{-1}$ と耐力の
関係⁵²⁾

急冷凝固法によれば、アルミニウム合金中に高温で安定な化合物を微細に分散させ、本合金の高温強度あるいは耐熱性を向上させることができる。Al-Fe 系合金はそ

表 5 耐熱性合金の引張特性

合 金	メーカ	温度 (°C)	引張強さ (kgf/mm ²)	耐 力 (kgf/mm ²)	伸び ^o (%)
Al-7.1Fe-6.0Ce	Alaco	RT	50.3	36.9	12.1
		149	43.3	39.7	6.1
		232	36.0	32.3	6.7
		316	25.3	21.9	6.6
Al-8Fe-1V-2Si	ALLIED-SIGNAL	RT	49	45	11.1
		149	40	38	6.2
		204	36	35	6.0
		315	28	27	9.2
Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr	住軽金	RT	54	46	3
		200	43	37	5
		250	36	31	7
		300	31	25	7
Al-9.1Fe-2Cr-2Mn-0.7Mo	神鋼	RT	59.8	53.0	1
		300	33.0	25.4	6.8

図28 Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr 合金の回転曲げ疲労
強度⁵⁶⁾

の代表的なものであり、図27に示すように、本合金の強度は分散粒子の体積率 (V_f) が大きいほど、また分散粒子の半径 (r) が小さいほど向上する⁵²⁾。

表 5 に代表的な耐熱性合金およびその特性を示す。Alcoa 社の Al-Fe-Ce 合金については、小型ガスタービンエンジンのコンプレッサのインペラに適用するための詳細な検討が進められている^{53), 54)}。Allied 社の Al-Fe-Si-V 合金はじん性にすぐれた耐熱合金として開発されている⁵⁵⁾。

図28に Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr 合金の回転曲げ疲労試験結果を示す⁵⁶⁾。繰返し数 10^7 における疲労強度は常温で200 MPa、150℃で180 MPa、200℃で130 MPaと高く、これらの値はI/M法による耐熱アルミニウム合金

である2218-T6合金の強度を上回っている。また、クリープ特性においても、本合金は2218合金よりもすぐれていると報告されている。また、Vapor Deposition法で作成されたAl-Cr-Fe合金は液体急冷凝固法（ガスアトマイズ等）のものより強度およびじん性がすぐれていると報告されており⁵⁷⁾、注目に価する。

4.4 耐摩耗性合金

アルミニウムにSiを添加すると耐摩耗性が向上する。しかし、I/M法ではSi添加量が増加するとSi粒子が粗大になり、加工性や切削性が悪くなる。一方、急冷凝固法によれば、Si粒子が微細に分散するため、これらが改良される。図29にI/MおよびP/M法によるAl-Si合金の組織を示す。また、Fe、NiおよびMnを添加することにより高温強度を向上することが報告されている^{58), 59)}。図30にAl-Si-(Fe, Mn)系合金の高温引張特性を示す。さらに、これらの合金は表6に示すように線膨張係数が $15 \sim 18 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ と小さく、縦弾性係数が $9,000 \sim 10,000 \text{ kgf/mm}^2$ と高い。これらの特性から、VTR シリンダ、ロータリーコンプレッサのペーン、

(a) P/M 合金 (Al-20Si-2Cu-1Mg)

(b) I/M 合金 (A390)

図29 Al-Si系合金P/M材とI/M材のマイクロ組織⁵⁹⁾($\times 400$)

表6 PA4XXの物理的性質⁵⁹⁾

合金	比重	線膨張係数 20~200°C ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	縦弾性係数 (kgf/mm^2)
PA401	2.65	18.5	8,800
PA403	2.69	16.5	9,600
PA404	2.76	15.1	10,600
PA405	2.81	16.4	9,900
PA406	2.82	16.9	9,500
PA407	2.75	17.3	9,800
PA411	2.73	17.0	9,700

図30 Al-Si-(Fe, Mn)系合金の高温引張性質⁵⁹⁾(100 h 保持)

図31 PA4XXの応用例⁵⁹⁾

内燃機関のピストン、コネクティングロッドなどへの適用が期待されており、一部ですでに商業生産が開始されている。図31にこれら合金の応用例を示す³⁹⁾。

5. おわりに

急冷凝固技術を用いたアルミニウム合金の開発については、第一世代の合金はほぼ開発されたものとみられ、一部の合金において実用されはじめている。今後、これらの合金において広範なデータの蓄積と部品信頼性試験および製品量産技術の確立が進められると共に、さらに高性能の次世代の合金開発がなされていくものとみられる。

参 考 文 献

- 1) B. Williams: *Metal Powder Rep.*, **40** (1985), 221.
- 2) 森本徹: 軽金属, **33** (1983), 421.
- 3) P. Duwez and R. H. Willens: *Trans. AIME* **227**, 362 (1963).
- 4) R. A. Rainen and J. C. Ekvall: *J. of Metals*, May 1988, 16.
- 5) 山内重徳, 渋江和久, 佐野秀男, 伊藤清文, 犬丸晋: 軽金属, **37** (1987), 704.
- 6) H. Ahlborn and D. Merz: *Aluminium*, **47** (1971), 671.
- 7) A. Inoue, K. Ohtera, A. P. Tsai and T. Masumoto: *Japanese Journal of Applied Physics*, Vol. **27**, No. 4 (1988), 479.
- 8) 鈴木寿, 菅野幹宏, 林宏爾: 軽金属, **32** (1982), 32.
- 9) F. H. Froes and J. R. Pickens: *J. Metals*, **36** (1984), 1, 14.
- 10) 粉末冶金法によるアルミニウム合金特集号, 軽金属, **37** (1987).
- 11) 山内重徳: 住友軽金属技報, **29** (1988), 69.
- 12) 大中逸雄: 軽金属, **31** (1989), 514.
- 13) A. Lawley: *Int. J. of Powder Met. and Powder Tech.*, **13** (1977), 169.
- 14) N. J. Grant: U.S. Patent 4, 485, 834 (1984).
- 15) 渋江和久, 山内重徳, 犬丸晋: 住友軽金属技報, **25** (1984), 8.
- 16) 増本健, 深道明編, “アモルファス合金—その物性と応用”, アグネ, (1981), 7.
- 17) S. Kavesh: *Metallic Glasses*, (1976), 36.
- 18) C. M. Adam and R. E. Lewis: Rapidly Solidified Crystalline Alloys, Proc. of a TMS-AIME Northeast Regional Meeting, Morristown, New Jersey, (May 1-3, 1985), 157.
- 19) アルミニウム粉末冶金技術研究組合, “アルミニウム粉末冶金のすべて”, 13.
- 20) R. E. Maringer: The 1980's—Payoff Decade for Advanced Materials, Soc. for Advancement of Materials and Process Engineering, (1980), 67.
- 21) 菅又信, 磯村裕臣, 金子純一, 堀内良: 軽金属, **37** (1987), 366.
- 22) H. C. Neubing: *Powder Met. International*, **13** (1981).
- 23) P. R. Holiday, A. R. Cox and R. J. Patterson, H.: *Proc. of 1977 Reston Confer. on Rapid Solidification Processing: Principles and Technologies*, ed. R. Mehrabian, Claitors, Baton Rouge, LA, (1978), 246.
- 24) R. G. Bourdeau, C. Adam and E. van Reuth: *Proc. of The 4th Inter. Confer. on Rapidly Quenched Metals*, ed. T. Masumoto and K. Suzuki, The Japan Inst. of Metals, (1982), 155.
- 25) 文献19)と同じ, 29.
- 26) R. L. Bickerdike, D. Clark, J. N. Eastbrook, G. Hughes, W. N. Mair, P. G. Partridge and H. C. Ranson: *Int. J. of Rapid Solidification*, **1** (1984-85), 305.
- 27) J. S. Benjamin: *Metall. Trans.*, **1** (1970), 2943.
- 28) M. J. Fleetwood: *Materials Science and Techn.*, **2** (1986), 1176.
- 29) J. S. Benjamin and R. D. Schelleng: *Metall. Trans. A*, **12A** (1981), 1827.
- 30) 黄武, 小林紘二郎, 新宮秀夫: 軽金属, **38** (1988), 867.
- 31) 落合鍾一, 上野学, 小島陽, 高島和希, 金刺久義: 軽金属, **37** (1987), 665.
- 32) U. S. Patent 3510546.
- 33) U. S. Patent 3099041.
- 34) R. E. Maringer: “Advances in Metal Extraction”, Rapidly Quenched Metals III, Chamelon Press, London, (1978), 49.
- 35) Y. W. Kim, W. M. Griffith and F. H. Froes: ASM Metal Congress on “New Development for Aluminum Applications”, Philadelphia, PA, (Oct. 1-6, 1983), 163.
- 36) 文献19)と同じ, 87.
- 37) U. S. Patent 4, 104, 061 (1978).
- 38) Y. W. Kim, W. M. Griffith and F. H. Froes: *J. of Metals*, **37** (1985), 27.
- 39) Y. W. Kim: Dispersion Strengthened Aluminum Alloys, ed. Y-W. Kim and W. M. Griffith, The Minerals, Metals & Materials Society, (1988), 157.
- 40) 渋江和久, 山内重徳: 住友軽金属技報, **27** (1986), 148.
- 41) T. S. Daugherty: *J. Metals*, **24** (1964), 827.
- 42) 文献19)と同じ, 63.
- 43) D. Apelian: *Progress in Powder Metallurgy*, **42** (1986), 17.
- 44) A. G. Leatham, R. G. Brooks and M. Yaman: Modern Developments in Powder Metallurgy, Vol. **15-17** (1985), Metal Powder Industries Federation, Princeton, N.J.
- 45) E. J. Lavernia, G. Rai and N. J. Grant: *Int. J. Powder Metallurgy*, **22** (1986), 9.
- 46) 文献19)と同じ, 51.
- 47) 特開昭58-6906.
- 48) G. J. Hildeman, L. C. Labarre, A. Hafeez and L.

- M. Angers: High Strength Powder Metallurgy Aluminum Alloys II, ed. G. J. Hildeman and M. J. Koczak, The Metall. Soc. of AIME, (1986), 25.
- 49) P. J. Meschter, R. J. Lederich and J. E. O'neal: *Aluminum-Lithium Alloys* III, ed. C. Baker, P. J. Gregson, S. J. Harris and C. J. Peel, The Inst. of Metals, (1986), 85.
- 50) A. E. Vidoz, D. D. Crooks, R. E. Lewis, I. G. Palmer and J. Wadsworth: *Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys*, ASTM STP890, ed. M. E. Fine and E. A. Starke, Jr., ASTM, (1986), 237.
- 51) A. E. Vidoz, P. D. Crooks, R. E. Lewis, I. G. Palmer and J. Wadsworth: Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys, ASTM STP890, ed. M. E. Fine and E. A. Starke, Jr., ASTM, (1986), 237.
- 52) 渋江和久, 佐野秀男, 山内重徳: 軽金属, **37** (1987), 698.
- 53) W. M. Griffith, R. E. Sanders, Jr. and G. J. Hildeman: *High-Strength Powder-Metallurgy Aluminum Alloys*, ed. M. J. Koczak and G. J. Hildeman, The Metall. Soc. of AIME, (1982), 209.
- 54) P. P. Millan, Jr.: *ibid*, 225.
- 55) D. J. Skinner, R. L. Bye, D. Raybould and A. M. Brown: *Scripta Metallurgica*, **20** (1986), 867.
- 56) 水越秀雄, 渋江和久, 大久保善正: 材料試験技術, **34** (1989), 165.
- 57) R. L. Bickerdike, D. Clark, G. Hughes, M. C. McConnell, W. H. Mair, P. G. Partridge and B. W. Viney: Rapidly Solidified Materials, Proceedings of an International Conference, San Diego, California, (3-5 Feb., 1986), ed. Peter W. Lee and Robert S. Carbonara, The Metallurgical Society of AIME.
- 58) 平野忠男, 藤田達生: 軽金属, **37** (1987), 670.
- 59) 山内重徳, 渋江和久, 大久保善正, 佐野秀男, 犬丸晋: 日本金属学会会報, **27** (1988), 492.