アルミニウムの粉末冶金技術

武田 義信* 小谷 雄介** 林 哲也**

1. はじめに

今から 35 年前の 1953 年, アメリカのクリーブランドで開かれた第 9 回 Metal Powder Association の年次大会で, Haertlein と Sachse はアルミニウム粉末冶金のレビューを行った⁽¹⁾。第 1 次世界大戦でアトマイズアルミ粉末は初めて世に出たが, 使われ方はいわゆる焼結合金を作るものではなかった。次にアトマイズアルミ粉末が使われたのは滑走路の照明用であり, その次に使われたのも顔料とペースト用であった。本来の粉末冶金用の研究が開始されたのは, 1938 年であり, 1939 年には直径 76.2 mm の型潤滑成形体を 873~903 K (600~630°C) で気中焼結後冷間押出することにより折たみ式管や無線用コンデンサの管等が作られた。その後含油軸受等の焼結部品を型押焼結法で作る試みがなされたが, 成形時の金型との焼付きが大きな問題であった。焼結の雰囲気についても窒素, アンモニア分解ガス, 乾燥空気そしてプロパン変成ガス等が比較検討され, アンモニア分解ガスが最も良く, 次に乾燥空気が良いことが明らかにされた。更に, 1956 年の第 12 回大会では, John と Lyle がアルミニウム粉末冶金製品について報告⁽²⁾し, M257 焼結合金の押出材や押出鍛造部品としてエアバルブハウジング, タービンコンプレッサ用ディスク, エンジン用ピストン, コンプレッサファンブレード, 熱交換機用管等が紹介された。このようにアメリカにおけるアルミニウム粉末冶金の歴史は, 通常の型押焼結法による焼結部品のみならず, 押出しや型鍛造法等の 2 次塑性加工技術を大幅にとり入れた開発がいわば先端産業用部品を対象として始められたところに大きな特徴がある。次にヨーロッパでは, 1938 年にはすでにドイツでアトマイズ

アルミ粉末が生産され含油軸受やブレーキライニング用に用いられていた⁽³⁾。スイスでは 1948 年に酸化被膜のアルミナを分散強化させたいわゆる SAP が発明され, 分散強化型耐熱合金として注目された⁽⁴⁾。この場合にも押出しや鍛造は 2 次塑性加工法として重要な役割を有していた。

約 50 年の歴史を経た現在, アルミニウム粉末冶金技術は再び世界的に注目される新素材技術の一つとなっているが, 実用化に関しては, いわゆる混合粉末の型押焼結部品がアメリカ, ドイツおよび日本等で少量, 急冷合金粉末の押出製品については日本でのみ成功しているのが現状であり, ようやく双葉が出た段階と言える。

本稿では, 急冷凝固合金粉末および機械的合金粉末を用いるアルミニウム粉末冶金技術の開発状況について述べる。

2. 急冷凝固合金粉末製造

アルミニウム粉末の製造方法は既に述べたように約 50 年前からアトマイズ法が使われている。初期のアトマイズ法は溶湯と蒸気のジェットを 323 K (50°C) の水に通してフィルタケーキ状にした後粉碎乾燥する方法⁽³⁾とともに, 現在も最も一般的に用いられている加熱圧縮空気のジェットによる吸い上げ方式のエアアトマイズ法⁽¹⁾であった。純アルミニウム粉末はこのような製法によって使われても, 急冷凝固の効果を本質的に利用するものではなかった。アルミニウム合金粉末の粉末冶金の研究が開始されたのは Ping⁽⁵⁾によると 1953 年である。1956 年に終了したこのときの研究で Al-Cu-Mn 系や Al-Cu-Mg 系で粉末冶金法による合金は溶解法による合金より 589 K (316°C) における降伏強さで著しく優れていることが見い出された。

急冷凝固法がアルミニウム合金の特性を改善することは, 1967 年に Bufferd と Grant らによる強制固溶強化効果の指摘⁽⁶⁾, 1958 年の Towner による遷移元素を含むアルミニウム合金溶湯のアトマイズで金属間化合物を分散強化させる効果の指摘⁽⁷⁾によって代表される。この

* 住友電気工業株式会社伊丹研究所主任研究員

** 住友電気工業株式会社伊丹研究所研究員

Powder Metallurgy of Aluminum Alloys; Yoshinobu Takeda, Yusuke Odani, Tetsuya Hayashi (Itami Works, Sumitomo Electric Industries Ltd., Itami)

Keywords: powder metallurgy, rapid solidification, mechanical alloying, extrusion, powder forging, atomizing

1988 年 5 月 25 日受理

表 1 急冷凝固法のメリット.

強制固溶効果	
準安定相出現効果 (Al-Mn, V, Cr, Fe, Pd 等の準結晶)	
組織微細化効果	結晶粒微細化
	デンドライト・アーム・スペーシングの微細化
	共晶組織の微細化
	初晶晶出物の微細化
	第 2 相 (金属間化合物相) の微細化

他にも急冷凝固法の利点はある、表 1 にまとめた。工業的に急冷凝固粉末を得る方法はエアアトマイズ法以外に種々の方法が検討されている。急冷凝固の必要条件である急速冷却法は溶湯粒から熱をどのようにして急速に奪うかの問題であり、大別すると次の 2 つの方法がある。

A: 対流による熱伝達を促進。

B: 金属接触による熱伝導により熱伝達を促進。

A の場合、冷却速度 dT/dt は次式で与えられる。

$$dT/dt = AK/d^2 \Delta T + BK(v/d^3)^{1/2} \cdot \Delta T$$

A, B は定数, K は冷却媒の熱伝導度, ΔT は溶湯温度と冷却媒温度との差, v は溶湯粒と冷却媒との相対速度, d は溶湯粒の平均粒径である。従って冷却速度を大きくするには

③ K の大きなガスを使う,

④ ΔT を大きくするため、低温のガスを使う,

⑤ v を大きくするため、ガスジェットの流速を大きくするかまたは、遠心アトマイズの場合には飛び出し初速を大きくする,

⑥ d を小さくするため、溶湯の単位質量あたりの粉碎エネルギーを大きくする, 等の手段が考えられる。遠心アトマイズ方式では Pratt & Whitney 社が報告⁽⁸⁾した図 1 の方法が良く知られている。本方式は、最高 583.3 s^{-1} (35000 rpm) の回転数

で回転する円錐状ディスクによって 0.18 kg/s の合金溶湯をアトマイズし、 0.9 kg/s のヘリウムガス流により強制冷却する方法で、冷却速度は 10^5 K/s 以上に達すると見積られている。筆者らは、ヘリウムガス冷却再循環方式の遠心アトマイズ法により、平均 $100 \mu\text{m}$ の粒径の粉末で $4 \times 10^4 \text{ K/s}$ の冷却速度を安定して得た⁽⁹⁾。一方、ガスアトマイズ法において③④を実現した方法として知られているのが超音波ガスアトマイズ法⁽¹⁰⁾である。最高マッハ 2.5 の超音速を有するパルス状のガス流によって $20 \mu\text{m}$ 以下の微細粉末を得、冷却速度は最高 10^6 K/s を超えると見積られている。ガスアトマイズ以外で③, ④を実現したのが Electrohydrodynamic アトマイズ法である⁽¹¹⁾。溶湯に 10^4 V/m 程度の高電界を作用させ、溶湯粒を高速で放出させることで最高 10^7 K/s の冷却速度が $0.01 \mu\text{m}$ の粒径の粉末において報告されているが、本方法は生産性において著しく劣るため、研究用の域を出ていない。

B のいわゆるスプラット法の場合、熱伝導をより効果的にするためには

⑦ 熱吸収用サブストレート材を高熱伝導材にする,

⑧ サブストレートの温度を低くする,

⑨ 溶湯膜厚を薄くする,

⑩ 溶湯の両面から吸熱する,

⑪ 真実の接触面積を増すため、高速でサブストレートに衝突させる,

等の手段が考えられる。水冷の銅合金ロールをサブストレートとして用いることは一般に行なわれており(④, ⑥), 双ロール法(④)やスプレーロール法(⑥)等も試みられている。なお、B の場合には必ずしも直接粉末を作らずに、箔帯や箔片を作りさらに粉碎処理によって粉末化する場合がある。B 法は一般にガスアトマイズ法と比較すると大きな冷却速度を得易くアモルファス箔帯が作られていることがその事実をよく表わしている。しかし、粉碎処理後においても粒子の形状は偏平な小板状であるため見掛け密度が低くコンソリデーションには不利な粉末であると言える。アトマイズ法による粉末の急冷度が粒度によってバラつくのと同様にサブストレート法による箔粉体の場合にも肉厚や接触状況の不安定性によって急冷度がバラつく。工業的には、必要かつ十分な急冷度が再現性良く安定して得られることが必須条件であるが、経済性も含めた総合的な評価において未だ満足できる粉末製造方法は確立されていないと言ふべきであろう。

さて、実際に種々の急冷粉末製造方法で作られた粉末がどのような特徴を有しているのかの例を次にいくつか示そう。図 2 は、DAS(Dendrite Arm Spacing)から求めた凝固速度が $3 \times 10^3 \text{ K/s}$, $4 \times 10^4 \text{ K/s}$ および $6 \times 10^5 \text{ K/s}$ の 3 種の Al-8Fe 粉末の微小硬さを示したものである⁽⁹⁾。室温での微小硬さは凝固速度が大きくなるに従っ

図 1 遠心アトマイズ法の例⁽⁸⁾.

図 2 3 種の Al- δ Fe 粉末硬さの温度安定性。
(a) 6×10^5 K/s, (b) 4×10^4 K/s, (c) 3×10^3 K/s の凝固速度をもつ粉末の各温度 3.6 ks 焼鈍後の硬さ。

て高くなっている。しかし、加熱焼鈍によって、723 K (450°C) 以上では硬さは急激に低下し、凝固速度の効果が薄れている。室温硬さに表われた大きな差違の原因は、X 線回折による格子定数の比較や金属間化合物相の同定によっては解明できなかった。Al-8Fe 合金の急冷相に関しては多数の報告がある⁽¹²⁾⁻⁽²⁶⁾が、横田らの最近の報告⁽²⁷⁾によってもなお議論の余地がある。工業的には、固化した粉末材料の特性改善に有効に作用する凝固速度の範囲を把握することが重要である。しかし、熱間押し出し法が主流となってる現在の粉末固化法では、 10^5 K/s 以上の超急冷凝固粉末も特徴を十分に発揮することができない。

Al-20 質量%Si をエアマトマイズ法およびロールクエンチ法によって作成した。エアマトマイズ粉は分級し、粉末の平均粒径と晶出シリコンの平均粒径の関係を求めると図 3 のようになった。微細粒子は冷却速度が速く、凝

図 3 Al-20Si エアマトマイズ粉中の Si 粒径と粉末平均粒径の関係。

固速度も大きいことを示している。また、最も細かい粒径約 10 μ m の粒子の透過電顕観察の結果、セルサイズは 0.1 μ m 程度で、速い凝固速度を持っていると推定される。また、ロールクエンチ法の場合には、光学顕微鏡観察では最早識別不可能ないわゆる Featureless 組織を示し、透過電顕観察によって初めてサブミクロンのシリコン晶出物を確認することができた。シリコン晶出物を微細化できることは強度靱性等の点で利用価値が大きいが、Al-Si 合金の大きな特徴である耐摩耗性に関しては必ずしも微細化が良いとは言えず、適切な範囲にあることが重要である。また、Al-Si 合金は実用合金としては固溶強化、析出強化、分散強化等をはかるため、種々の合金元素を添加する必要がある、これらの合金元素の挙動を含めた粉末製造条件の最適化が必要である。

粉末冶金用原料粉末として急冷凝固粉末に要求される品質は

- 成分の均一性、安定性、
- 組織や相の均一性、安定性、
- 形状や粒度分布の均一性、安定性、
- 介在物や異粉混入 (Cross Contamination) の無いこと、

等である。Zaidi は微細組織の不均質性について詳細に調査し⁽²⁸⁾、次の 5 大原因を指摘した。

A: アトマイズ中の半凝固粒子への微小凝固粒子の衝突一体化による不均質冷却。

B: 過冷却と温度再上昇によるセル状組織とセル無し組織の出現。

C: 粗粉と微粉との凝固速度の違い。

D: 溶湯中の不純物の不均一分布による不均質核生成。

E: 溶湯温度の低下によるアトマイズ時の固相の存在。

これらを防止するには、アトマイズの諸条件を適切に設定し、かつ厳密に管理しなければならない。また、異種混入は、多種の合金粉を量産する場合の重要な課題である。空気アトマイズ法を含むガスアトマイズ法は一般に水アトマイズ以上に装置内や配管内に微量残留した異種合金粉末の混入を根絶することが難しい。また、ほぼ 100% の密度にまで固化される急冷凝固アルミ合金の場合にも、スーパーアロイやチタン合金等で指摘されて来たように溶解時の介在物以外の環境に起因する異物、塵埃の混入の防止が重要である。急冷凝固アルミニウム合金粉末の製造に関しては、安全対策も含め極めてノウハウの要素が強い製造技術であること、未だ世界的に見ても粉末冶金用としては大量生産レベルに達していないこと等から、まだまだ多くの課題を残していると言えよう。

3. 機械的合金化

高エネルギーボールミルを使って混合粉末を冷間で機

械的に合金化させるいわゆる MA 法(Mechanical Alloying)は Benjamin ら⁽²⁹⁾ によって実用化され、酸化物分散強化 Ni 基合金(MA754, MA6000), Fe 基合金(MA956)等が市販されている。MA 法の原理については既に良く知られているので⁽²⁹⁾ 説明は割愛する。MA 法を Al 合金に適用し、新しい合金を作ろうとする試みは、前章の急冷凝固粉末の登場と並ぶ画期的な技術革新である。現在までに報告された MA 法による Al 合金には表 2 に示すような合金がある。MA 法は溶解法では作製が著しく難しい、酸化物や炭化物、金属間化合物等の微細均一分布を実現する方法として或いは、Al と融点が著しく異なるために溶解が難しい場合の解決策の一つとして開発されて来た。しかし、本質的に易酸化性元素であるアルミニウムの場合には MA プロセス中の酸化量が望むと望まぬとに拘わらず、約 0.4% 以上になることは避けられない。Al-Si-C-O の例は、MA 法だけでは解決できない物理特性を急冷凝固法と MA 法との組み合わせで実現したものである。MA 法は単にマトリックスと分散粒子を微細均一に合金化させるのみならず、マトリックスと添加物とを反応させて生成物を分散させる反応効果($4\text{Al}+3\text{C} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3$)⁽³⁶⁾ や、強加工によって粒子内に導入された強固な転位網の効果⁽³⁷⁾ 等のメリットがある。また最近、MA 法によって非晶質またはそれに類似した非平衡相合金を作る試みが報告され、今後全く新しい合金が生まれて来る可能性がある。

MA 法自体は INCO 社によって実用化されているが、MA-Al 合金は未だ実用化されたとは言えない段階であるため、実際にはまだ十分課題が解明されていないと言うべきであろう。

表 2 MA 法により製造されたアルミニウム合金。

Al-C-O ⁽³⁰⁾
Al-Si-C-O ⁽³¹⁾
Al-Mo-(O) ⁽³²⁾
Al-W-(O)
Al-Cr-(O)
Al-4.0Mg-1.1C-0.8O(IN-9052) ⁽³³⁾ 等
Al-Fe-Ni ⁽³⁴⁾
Al-Li-Mg(AL905 XL) ⁽³⁵⁾

4. 粉 末 固 化

アルミニウム粉末冶金の難しさの一つは、アルミニウム粉末表面に存在する難還元性酸化膜による拡散、焼結の阻害にある。このため、従来の型押焼結法による Al 焼結合金では、Cu, Mg, Si 等の共晶融液発生添加元素を用いて液相によって酸化膜を破りながら焼結する方法が用いられて来た。また、焼結温度は約 870 K(600°C)程度と高く、例えば Al-Cu-Mg-Si 焼結合金では約 880 K(610°C)で焼結されている。急冷凝固粉末等を型押焼

結することは、通常用いられる焼結温度では急冷凝固の効果が殆ど失なわれてしまうために意味をなさない。また、一般に高強度で硬質の急冷凝固粉末を高密度に型押成形することも難しい。このような理由から、急冷凝固 Al 合金粉末の固化は型押焼結法によらず、熱間塑性加工を伴う方法がとられている。表 3 に、各種の粉末固化法をまとめて示した。冒頭にも紹介した如く、粉末を固化する法としての押出し法は、現在のところ最も優れた特性の得られる方法である。

表 3 粉末成形加工法。

			応力, σ	剪断応力, τ
焼 結			$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$	0
H I P			$\sigma_1 \approx \sigma_2 \approx \sigma_3$	0
擬 H I P			$\sigma_1 > \sigma_2 = \sigma_3$	0
ホットプレス			$\sigma_1 > \sigma_2 = \sigma_3$	0
衝 撃 成 形			$\sigma_1 > \sigma_2 = \sigma_3$	0
通電加圧焼結			$\sigma_1 > \sigma_2 = \sigma_3$	0
鍛 造			$\sigma_1 > \sigma_2 \approx \sigma_3$	$\tau > 0$
押 出			$\sigma_1 > \sigma_2 \approx \sigma_3$	$\tau \gg 0$
コンフォーム			$\sigma_1 > \sigma_2 \approx \sigma_3$	$\tau \gg 0$
粉 末 圧 延			$\sigma_1 > \sigma_2, \sigma_3 = 0$	$\tau \approx 0$

冶金学的に見た場合、押出法におけるポイントは押出温度と押出比である。押出温度は、高過ぎると急冷凝固や MA 法の効果が失われるし、低過ぎると変形抵抗が高過ぎて押出すことが出来ない。一方、押出比は小さ過ぎると加工度が低いため残留空孔を生じたり、粒子間結合力が弱く強度靱性や 2 次塑性加工性が劣る。逆に押出比が大き過ぎるとやはり変形抵抗が高過ぎて押出すことが出来なかったり、必要なサイズの素材を得るのに巨大な押出材を必要とすることになる。急冷凝固粉末, MA 粉共に、一般押出用 Al 合金と比較すると高強度、低延性であるため、押出が難しい。従って、押出条件が最適でないと、押出材が割れたり、押詰まったり、所定の形状寸法にならない等の種々の実際的な問題を引き起こすことになる。しかし、押出技術に関してはダイス設計を含めて、各社のノウハウによるところが大きいので、技術の詳細は全く公表されていないし、また理論的にも未だ精度良くシミュレート出来るまで解析されていない。

押出法に最も類似しているのがいわゆるコンフォーム法である⁽³⁸⁾。コンフォーム法のメリットは連続処理が出来ることであり、デメリットは大断面積素形材作成には適さないことおよび温度制御が難しいこと等である。

HIP 法は、押出法等と比較すると粉末粒子の変形度が小さく、従って新生表面が少ないため粒子間の結合強度は劣ると思われて来た。山内らは、Al-Si-Cu-Mg 系合金粉末で、HIP のみで押出材並みの強度が得られることを報告した⁽³⁹⁾。筆者らの研究によると、易拡散性合金元素を含有する合金系ではやはり HIP 法のみでも押出材並みの強度が得られるが、遷移元素を合金元素とした合金系では全く固化することが出来なかった。HIP 加工時には、単純な球体モデルからでは予想できない塑性変形が一部の粒子に生じることで空洞が閉じられるため、変形抵抗が比較的 low、易拡散性元素から成る合金の場合には、良好な接合強度が得られたものと考えられる。HIP 法は、押出法では不可能な大型素形材を作成するには適しており、用途によっては普及する可能性がある。

最近、日本で最も注目されているのが、粉末鍛造法である。押出法や HIP 法等が素材ピレットを作るのに対して、粉末鍛造により粉末冶金本来の姿である NNS (Near Net Shape) 成形を実現できれば経済性の点で大きく進歩させることが期待されるからである。粉末鍛造法は押出法と比較すると予想される変形量が小さく、結合強度の不足が懸念されていた。しかし、河野らの報告⁽⁴⁰⁾、山本らの報告⁽⁴¹⁾、それに筆者らの実験によっても、合金系の選択、鍛造加工条件の選択、および熱処理条件の最適化等により、ほぼ押出材に匹敵する強度が得られることが確認された。表 4 に強度の例を示す。

これらの固化はいずれもマクロ的に加熱し、拡散と塑性変形によって緻密化焼結をはかる方法であるが、加熱による急冷凝固や MA の効果の消失の問題が常に残されている。この問題の解決策の一つとして検討されているのが、衝撃成形法や通電加圧成形法である。これらの方法は、数 ms 程度の短時間の間に、粉末粒子表面のみが摩擦やジュール熱で高温に加熱されることで界面が結合し、粒子中心部を熱の Sink として利用することで材料の高温加熱変化を抑制することができる。また、衝撃成形法は加圧力のレベルが通常の塑性加工の 10 倍近くあるため、粒子の塑性変形も生じ易いメリットがある。筆者ら

表 4 粉末鍛造法による Al 合金の機械的特性。

	引張強さ (MPa)	伸び (%)	引用文献
Al-25Si-2.5Cu-1Mg-1Fe T5	461	1	(40)
Al-16.2Si-4.2Cu-1.3Mg-10SiC T6	510	1.2	(41)
Al-8.8Zn-2.4Mg-1.2Cu-1.4Co T6	745	6	小谷、武田 未公表データ

も Al-17Si 合金で衝撃法を試み、ほぼ予想通りの組織を有する成形体を得たが、強度や伸びにおいては改善が必要であると判断された⁽⁴²⁾。本方法は成形体の大型化において最大の課題があると思われるが、低温固化による素形材作成方法としては今後も注目される方法であろう。

粉末固化のもう一つの重要な課題は、いわゆるブリストアの防止である。ブリストアは押出材を固化温度以上に加熱した場合や、溶接した場合、材料内に気泡が生じる現象である。ブリストアの原因は、アルミニウム合金粉末表面に吸着された水蒸気および結晶水や水酸化アルミニウム等の形で附着している水素原子が高温で解離して凝集し、ボイドを形成するためであると説明されている。Ackermann らは、ガス質量分析計によって放出ガスを分析調査した例を報告している⁽⁴³⁾。筆者らも、真空度を変えてそれぞれの温度での放出ガス成分を質量分析し、水蒸気、水素、二酸化炭素等が離脱する速度や温度について調べた。図 4 にその一例を示す。ブリストアが室温附近での機械的特性に及ぼす影響について、Morgan ら⁽⁴³⁾は Al-Zn 系合金では強度、伸び等に影響はないとしているが、筆者らの経験では、脱ガスが適切でない場合には疲労強度に悪影響があった。経済的にブリストアを防止する方法の開発は、工業的に重要な課題である。

図 4 加熱中の放出ガス成分の変化。

5. 合金設計と用途開発

さて、これまで述べてきたプロセス技術と両輪をなすのが合金設計である。急冷凝固や MA 法が従来の溶解法や粉末冶金法などでは得ることのできない新しい合金を生み出してきたことは衆知の通りである。米国における考え方は主に次の 3 合金系である⁽⁴⁴⁾。

A: 高力・耐食性 7XXX 系合金。

B: 耐熱性 Al-不溶性遷移元素, 希土類元素合金。

C: 低密度 Al-Li 系合金。

カテゴリー A の材料は、航空機機体構造部材としてターゲットが設定され、カテゴリー B の材料は、チタニウムと耐熱比強度で競合することを目的にターゲットが設定され、タービンエンジンのインペラや超音速機の三角翼のリブやウェブ材への応用が考えられている。カテゴリー C の材料は、溶製法よりも多量の Li 添加が可能になることで質量軽減が大きくなることにターゲットが絞られている。これらの合金の最近のデータ⁽⁴⁵⁾を表 5 に示した。

我が国では、アルミニウム粉末冶金研究組合において 1983 年から 5 年間に亘って、研究開発が行なわれたが、目標とした合金は次の 5 種であった。

A: 高剛性合金 (Al-Li 系)。

B: 耐摩耗性合金 (Al-Si 系)。

C: 耐熱性合金 (Al-遷移元素系)。

D: 高力合金 (Al-Zn 系)。

E: 耐応力腐食割れ性高力合金 (Al-Zn 系)。

日米の開発合金の比較を行うと、日本の場合には耐摩耗性合金が目標になっている点が実質的な違いである。航空

機機体構造用材料と比較すると、自動車エンジン部品(コンロッド、ピストン、ロッカアーム、バルブリテーナ等)やエアコン用コンプレッサ部品に要求される特性は複雑で多様でありむしろ航空機用材料よりも技術的に難しいと考えるべきである。強度や耐摩耗性のみならず、熱膨張係数、熱伝導度、耐熱性、寸法安定性、なじみ性、被削性、鍛造性等実用的な観点から数多くの要求特性があり、これらを満足させるため、きめ細かな合金設計が行なわれている。Al-Si 系合金では、マトリックス組成を熱処理型の 2024 や 2014 系にした上で更に Fe や Ni 等の遷移元素を添加したり、Si 当量を調整するために Mn 等を添加することが行われている。しかし次に述べる Al-Fe 系と違って、系統的な合金設計についての報告はなされていない。

Al-Fe 系の合金設計については、山内らの報告⁽⁴⁶⁾、大家らの報告⁽⁴⁷⁾が理論的に検討した例として掲げることができる。一方、実験的に各種添加元素の影響から合金組成を最適化した例としては筆者らの報告⁽⁹⁾および Thursfield⁽¹²⁾らの報告を掲げることができる。耐熱強度の到達レベルを表 6 に示した。いずれの合金も特性レベルはほぼ同等である。特に耐熱合金の場合、急冷凝固粉末の特徴を保持しつつ、固化することが難しい。これは、耐熱性が高い分、固化時の変形抵抗が大きく、かと

表 6 耐熱アルミニウム合金の強度。

組 成	室 温		(573 K)		
	引張強さ (MPa)	伸び (%)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	引用 文献
Al-8Fe-2Cr-2Mo	563	6.6	330	4.1	(9)
Al-9Fe-2Cr-2Mn-0.7Mo	593	<1	327	6.8	(47)
Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr	537	1	307	4	(46)

表 5 急冷凝固粉末 Al 合金の長手方向引張強さ。

種別	合金名	組 成	比重	熱 処 理	室 温			588 K		
					UTS (MPa)	YS (MPa)	伸 び (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	伸 び (%)
高耐 力食 ・性	7090	Al-8Zn-2.5Mg-1Cu-1.5Co	2.88	T7 E71	627	586	10			
	7091	Al-6.5Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.4Co		T7 E69	593	545	12			
	CW67	Al-9Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.14Zr-0.1Ni		T7 X2	614	580	12			
	PM64	Al-7.4Zn-2.4Mg-2.1Cu-0.3Co-0.2Zr		T76 鍛造	600	552	6			
耐 熱 性	CU78	Al-8Fe-4Ce	2.95	鍛 造	589	460	2.4	163	132	5.5
	CZ42	Al-7Fe-6Ce	2.96	圧 延	565	491	9.0	212	168	8.0
	—	Al-8Fe-7Ce	3.0	押 出	564	457	8.0	271	225	7.3
	P&W	Al-8Fe-2Mo-V	2.92	—	512	393	3.0	237	208	9.7
	BO14	Al-8Fe-1.5V-1.5Si	2.99	—	493	457	11.1	287	275	9.2
	452	Al-10Fe-2.5V-2Si		—	588	566	8.6	270	256	12.3
	481	Al-12.2Fe-1.2V-2.25Si		—	720	588	5.8	311	298	6.5
	Alcan	Al-1.5Zr-4.5Cr-1.2Mn	2.86	—	536	486	7.7	235	214	—
Al Li	—	Al-3Li-1Mg-1.5Cu-0.2Zr	2.49	648 K-28.8 ks	596	509	3.1			
	—	Al-3.7Li	2.43		627	517	7			
	—	Al-2.5Li-11Be	2.42		504	432	5.2			

言って変形抵抗を下げるために加工温度を高くとり過ぎると急冷凝固粉末のメリットが失われるからである。押出材を鍛造加工する場合にも同じ問題があり、超合金の超塑性鍛造加工のような解決策や新しい NNS(Near Net Shape) 固化法の開発が合金開発とともに必要である。

P/M Al 合金の物理的特性のメリットである

高ヤング率

低熱膨張 (Al-Si 合金の場合)

機械的特性のメリットである

高強度、高疲労強度

高耐熱強度

高耐摩耗性

等についてはよく知られているが、もう一つ特記すべきメリットが被削加工性である。図 5 は P/M Al-Si 合金の被削加工性の違いを示した例で、Si 粒子が微細化したために断続切削が緩和されるとともに切粉が分断され易くなり、著しく工具寿命が伸び、また高速での加工が可能になっている。通常材料が高強度化すると切削性は劣化するが、同一合金下で比較すると P/M Al-Si 合金の場合には全く異なった様相を呈し、かえって優れた切削性を有している。このことは、何らかの形で切削を必要とする部品の場合にはユーザーにとっても大きなメリットとなるにも拘らず、ややもすると見落されがちである。

P/M Al 合金の材料設計上の大きな問題の一つに、靱性の不足がある。材料が高強度化すると、伸びや靱性

図 5 Al-Si 系合金の被削加工性の比較。
使用工具 : G10E(イゲタロイ), SPU422, FP11R-44A.
切削条件: 乾式, $V = 5.8 \text{ m/s}$, $d = 0.2 \text{ mm}$, $f = 0.1 \text{ mm}$.

図 6 CW67, 7090, 7091 押出材の降伏応力と破壊靱性値 K_{IC} の関係。

が低下するのは一般的傾向であるが、Al-Fe 系や Al-Si 系の合金は、特にその傾向が著しい。Hildeman らは図 6 に示すように、米国で開発中の代表的な合金の靱性を整理した⁽⁴⁸⁾、Al-Si 系合金では城野らによる疲労き裂進展速度の評価の報告⁽⁴⁹⁾⁽⁵⁰⁾が唯一である。分散強化型 Al 合金の靱性の問題については、合金設計とプロセス改良の両面からまだまだ改善をはかる必要がある。

6. おわりに

アルミニウム粉末冶金の歴史はたかだか 50 年であり、特に急冷凝固や機械的合金化アルミニウム合金の歴史は浅い。新しいプロセス技術が新しい材料開発の道を開き、また新しい材料が更に新しい加工技術を要求する。新しい粉末アルミニウム合金のポテンシャルが確認されるにつれ、いくつかの問題点も明らかとなり、新しい技術開発課題も鮮明となって来た。学問的にも不明な点の多いこの分野により多くの研究者の関心が集まり、真に有用な新素材の技術開発が促進されることを期待したい。

急冷凝固論や合金強化機構論は筆者の力の及ばぬところのものであるため、他の多くの優れた論文を参照して頂ければ幸いである。

本報告の一部は、アルミニウム粉末冶金研究組合の研究成果である。

文 献

- (1) J. B. Haertlein and J. F. Sachse: *Proceedings Ninth Annual Meeting*, Metal Powder Association, (1953), 83.
- (2) J. P. Lyle, Jr.: *Proceedings Twelfth Annual Meeting*, Metal Powder Association, (1956), 93.
- (3) *British Intelligence Objectives Sub-Committee Overall Report No.22 Powder Metallurgy in Germany during the period 1939-1945*, His Majesty's Stationery Office, (1949), 11.
- (4) N. Hansen: *Powder Metallurgy*, 20(1967), 94.

- (5) S. W. Ping : *Rapidly Solidified Aluminum Alloys*, ASTM, (1986), 369.
- (6) A. S. Bufferd and N. J. Grant : *Trans. Amer. Soc. Metals*, 10(1967), 305.
- (7) R. J. Towner : *Metal Progress*, 73(1958), 70.
- (8) U. S. Patent 4, 078, 873.
- (9) Y. Takeda and Y. Odani : To be Published "Proceedings of Sintering Science and Technology", (1988).
- (10) U. S. Patent 2, 997, 245 3, 067, 956 3, 302, 892.
- (11) J. Perel, J. F. Mahoney, B. E. Kalensher and R. Mehrabian : *Advances in Metal Processing*, Plenum Publishing, (1981), 79.
- (12) G. Thursfield and M. J. Stowell : *J. Mater. Sci.*, 9(1974), 1644.
- (13) P. J. Chare and T. Sheppard : *Powder Metallurgy*, 16(1973), 437.
- (14) L. Ackermann, S. Dermarkar and J. F. Faure : *Aluminum Technology '86*, The Institute of Metals, (1986), 698.
- (15) R. M. K. Young and T. W. Clyne : *Scripta Metall.*, 15(1981), 1211.
- (16) R. J. Towner : *Metal Progress*, 73(1958), 70.
- (17) M. J. Couper and R. F. Singer : *High Strength Powder Metallurgy Aluminum Alloys II*, AIME, (1986), 199.
- (18) J. W. Zindel, P. Kurath and H. L. Fraser : *ibid.*, 213.
- (19) Yong-Won Kim and W. M. Griffith : *ibid.*, 223.
- (20) M. L. Ovecoglu and W. D. Nix : *ibid.*, 225.
- (21) S. C. Jha and T. H. Sanders, Jr. : *ibid.*, 243.
- (22) W. N. Weins, R. A. Winholtz and K. E. Vidal : *ibid.*, 255.
- (23) M. K. Premkumar, M. J. Koczak and A. Lawley : *ibid.*, 265.
- (24) Young-Won Kim and A. G. Jackson : *ibid.*, 285.
- (25) Y. R. Mahajan, Y. W. Kim and F. H. Froes : *ibid.*, 333.
- (26) M. A. Zaidi and T. Sheppard : *ibid.*, 367.
- (27) 横田 勝, 上田太次, 浅倉忠司, 庄司啓一郎 : 粉体および粉末冶金, 34(1987), 248.
- (28) M. Z. Zaidi : *Aluminum Technology '86*, The Institute of Metals, (1986), 839.
- (29) J. S. Benjamin : *Met. Trans.*, (1970), 2943.
- (30) G. Jangg, F. Kunter and G. Korb : *Aluminium*, 51(1975), 641.
- (31) U. S. Patent 4, 722, 751.
- (32) 後藤博己, 小林保夫 : 軽金属学会第 70 回大会講演概要集, (1986), 49.
- (33) R. D. Schelleng and S. J. Danachie : *Met. Pow. Report*, 38(1983), 10.
- (34) S. Ezz, M. J. Koczak, A. Lawley and M. K. Premkumar : *High Strength Powder Aluminum Alloys II*, AIME, (1986), 287.
- (35) R. Sundaresan and F. H. Fores : *J. Met.*, (1987), 22.
- (36) V. F. Lowschenko, F. Kunter and G. Jangg : *Planseeberichte Für Pulvermetallurgie*, 25(1977), 205.
- (37) Y. W. Kim and L. R. Bidwell : *Scripta Metall.*, 15(1981), 483.
- (38) 小林保夫 : 軽金属学会第 69 回大会講演概要集, (1985), 81.
- (39) 渋谷和久, 山内重徳 : 住友軽金属技術, 27(1986), 148.
- (40) 河野 通 : 軽金属学会第 30 回シンポジウムテキスト, (1987), 35.
- (41) 山本俊幸 : アルトピア, 10(1987), 19.
- (42) 武田義信, 黒石農士 : アルトピア, 13(1983), 9, 33.
- (43) J. T. Morgan, H. L. Gegel, S. M. Doraiavelu, L. E. Matson, I. A. Martorell and J. F. Thomas, Jr. : *High-Strength Powder Metallurgy Aluminum Alloys*, AIME, (1982), 193.
- (44) W. E. Quist and R. E. Lewis : *ibid.*, 7.
- (45) F. H. Froes, Y. W. Kim and F. Hehmann : *J. Metals*, August, (1987), 114.
- (46) 山内重徳 : 軽金属, 37(1987), 11, 704.
- (47) 大家正二郎, 安倍 睦, 筑田昌宏, 井上秀敏, 塩見 司, 吉川克之 : 軽金属学会第 69 回予講集, (1985), 85.
- (48) K. S. Ravichandran and E. S. Dwarakadasa : *J. Metals*, May, (1987), 28.
- (49) 城野政弘, 菅田 淳 : 日本機械学会論文集, A 53(1987), 485, 17.
- (50) 城野政弘, 菅田 淳 : 日本機械学会論文集, 53(1987), 485, 1993.

掲 示 板 (1)

研究奨励金の交付と研究計画の募集について

(社)新化学発展協会では、基礎研究の推進と研究者の育成を通じて新化学の発展を図るため、今年度から新化学の発展に資する若手研究者の研究に対し、概要下記の通り、研究奨励金を交付することになった。研究奨励金の交付希望者は、下記の課題の中から1つを選んで研究計画を作成し、略歴、既発表論文の一覧表とともに協会事務局まで提出されたい(詳細は、新化学発展協会)。

1. 研究課題 : ①老化に関する基礎研究 ②人工レセプターの研究 ③有機超伝導材料の研究 ④可逆色素系メモリー、ディスプレイ材料の研究 ⑤画期的な分離技術 ⑥分離機能を有する触媒システムの設計と応用 ⑦耐熱・高強度無機繊維の研究 ⑧有機分子精密高次

構造配列制御技術

2. 応募資格 : 大学等における研究者であって、39歳以下の者(昭和24年4月1日以降に出生した者)。
3. 件数および金額 : 原則として各課題毎に1件、1件につき150万円。
4. 条件 : 1～2年以内に協会の研究会等で研究成果を報告する。
5. 応募の締切りおよび交付の時期 : 応募 64年2月末日, 交付 64年6月予定
6. 応募・問合せ先 : 〒102 東京都千代田区麹町 3-5-1

泉屋東京店ビル2号館

(社)新化学発展協会 研究奨励金係
(電話 03-239-3341)