

アルミニウム粉末合金

石原知

Aluminum Powder Metallurgy Alloys

Satoru Ishihara

1. はじめに

近年、地球環境問題や資源エネルギー問題が深刻になりつつあり、自動車をはじめ、輸送機器の軽量化が求められている。この解決策の一つは材料置換であり¹⁾、特に鉄合金からアルミニウム合金への置換は軽量化の効果が大きい。しかし、そのためにはアルミニウム合金の機械的性質の大幅な向上が必要となる。長年、アルミニウム合金の研究、開発が進められ、ジュラルミンを初めとする溶製合金が開発されてきたが、これ以上の特性向上となると、溶製合金においては多くを望むことはできない。そこで、アルミニウム合金の諸特性を著しく向上させる技術として、最も注目されているものがアルミニウム粉末合金である。

アルミニウム粉末合金の歴史を見ると、1940年代、ボールミル処理によって得られたアルミニウム粉末を熱間押出で固化した、いわゆるSAP (Sintered Aluminum Powder) が開発された²⁾。ボールミル処理中にアルミニウム粉末表面に形成された酸化膜を、熱間押出で微細に破壊して母材中に分散させることにより、耐熱性の向上が図られている³⁻⁴⁾。さらに、1960年代には鉄系焼結機械部品と同様に、金型成形した圧粉体を焼結するプロセスが試みられ、一部の機械部品に用いられた⁵⁾。しかし、これらの材料は、鉄系や銅系の粉末合金ほど普及しなかった。

最近、アルミニウム粉末合金が注目されているのは、急凝固の特長がいかせるからである。1960年代初めに、Duwezらが急凝固によりAg-

Cuアモルファス金属を作製⁶⁾して以来、多くの急凝固プロセスや急凝固合金が研究された⁷⁻¹⁰⁾。これらの基礎研究では、アルミニウム合金に関するものが多く、後述するような急凝固の効果が明らかにされてきた。また、急凝固プロセスにより得られた粉末や箔を固化したバルク材の特性も評価されている。

1970年代より米国などでは、軍需や航空宇宙産業への応用を目的として、アルミニウム粉末合金が盛んに研究されている¹¹⁻¹³⁾。これに対し、日本では主に民生用を目的として研究、開発が進められた。特に、通産省産業活性化技術研究開発補助金制度「アルミニウム粉末冶金技術の研究開発」を基に、昭和58年から国内のアルミメーカー9社による研究組合が発足し、5年間活動した^{14,15)}。このような多くの研究、開発の結果、一部のアルミニウム粉末合金は実用化に至っている。

本稿では、アルミニウム粉末合金およびその一般的な製法について概説するとともに、最近の技術動向を紹介する。

2. 特徴

一般に、アルミニウム粉末合金は、急凝固された合金粉末を固化することによって製造される。このため、従来の溶製合金と比べて以下のような特長がある^{10,16)}。

- 1) 合金組成の自由度が大きい
- 2) 組織が微細となる
- 3) アモルファス相など非平衡相が得られる
- 4) マクロ的な偏析が少ない
- 5) 硬質粒子などの混合添加が容易である

キーワード

アルミニウム粉末合金, 急凝固, アモルファス, 非平衡, アトマイズ, 微細結晶合金, 準結晶, メカニカルアロイング, スプレーフォーミング, 超塑性

これらのうち、1)～4)については急凝固の効果によるものである。

金属材料の強化機構には幾つかあるが、アルミニウム合金において最も有効な強化機構は、ジュラルミンに代表されるような析出強化である。この場合、時効析出に寄与する元素の添加量は、母相中に固溶できる量以下が望ましい。これに対して、急凝固法では、平衡状態より多量の添加元素が強制的に固溶される⁹⁾。すなわち、添加元素の固溶限が拡大され、合金組成の自由度が大きくなる。

このように強制固溶された元素は後工程での熱履歴により、化合物等として微細に析出する。また、強制固溶されない添加元素は晶出するが、その大きさは冷却速度が高まると共に微細となる。析出相や晶出相は、粗大であると破壊の起点となりやすく、材料の機械的性質を低下させることが多い。しかし、同じ析出相や晶出相であっても、微細であればむしろ強化相となり、機械的性質を向上させる。微細な析出相や晶出相は、結晶粒の粗大化を抑制する効果を有するものもある。

急凝固の際に生じる相は、一般に平衡相ではなく、準安定相が多い。冷却速度が著しく高い場合には、合金組成によってはアモルファス（非晶質）状態となる。このように、通常の溶製合金では生成の困難な準安定相やアモルファス相などの非平衡相が、急凝固では容易に得られる。

通常の溶製合金では、凝固の際にデンドライト（樹枝状晶）の成長と共に、合金成分の偏析が生じる。急凝固においては凝固に要する時間が極めて短いために、デンドライト組織が微細になり、マクロ的な偏析が抑制される。

アルミニウム合金の特性を高める手法として、粉末冶金技術とともに、金属基複合材料の研究、開発が進められてきた¹⁷⁾。粉末冶金技術では、硬質粒子などの複合化が比較的容易であるという特長から、粒子分散複合材料の作製も盛んに行われている。

Table 1に、前述の研究組合で開発された粉末合金と実用溶製合金の代表的な特性を示すが、前者の方が格段に優れた特性が得られている^{15)・18)}。

3．製造プロセス

アルミニウム粉末合金では、急凝固法で作られた粉末や箔などを固化してバルク状にするプロセスが用いられる。

3．1 粉末の製法

アルミニウム合金粉末の作製方法としては、多くの種類^{19)・23)}がある。その中で、急凝固粉末を工業的に生産する方法として、アトマイズ法が最も一般的である。

アトマイズ法の原理をFig. 1²⁴⁾に示す。アルミニウム合金の溶湯をタンディッシュ（底に穴を有する坩堝）から流出させると同時に、噴霧媒（気体あるいは液体）のジェットをその溶湯流に衝突させる。溶湯は飛散して微細な液滴となり、熱を奪われて凝固する。噴霧媒は、金属の種類や目的などに応じて選択されるが、アルミニウム合金の場合、工業的には空気を用いることが多い。

凝固の際の冷却速度は、急凝固合金の特性に最も大きな影響を及ぼすことが知られている。Fig. 2は粉末粒径と冷却速度との関係を示したものであり²⁴⁾、粉末粒径が小さいほど冷却速度は

Table 1 Comparison of mechanical properties for powder metallurgy and ingot metallurgy aluminum alloys.¹⁵⁾

Properties	Powder metallurgy alloys		Ingot metallurgy alloys	
Elastic modulus	Al-3Li+30SiC	136GPa	Al-2.7Li-1.6Cu-1.3Mg-0.16Zr	77GPa ¹⁸⁾
Ultimate tensile strength (R. T.)	Al-8.8Zn-2.7Mg-1.5Cu-0.1Zr-0.1Ni	764MPa	Al-6.1Zn-2.9Mg-2.0Cu-0.28Cr	570MPa ¹⁸⁾
Ultimate tensile strength (300°C)	Al-3.8Fe-5.9Mn-4.5Ni-4.6Cr	334MPa	Al-6.8Cu-0.4Mn-0.25Zr-0.15V-0.10Ti	140MPa ¹⁸⁾
Wear-resistance	Al-20Si-5Cu-3Mg+20SiC	10 ⁻⁷ mm ² /kg	Al-18Si-5.0Cu-0.65Mg	10 ⁻⁶ mm ² /kg

高い。また、Heガスは熱伝導性が良く、より高い冷却速度が得られる。

ガスアトマイズ法の改良の一つに超音波ガスアトマイズ法²⁵⁻²⁷⁾がある。Fig. 3に超音波ガスアトマイズ用の噴霧ノズルを示す。高圧ガスをこの

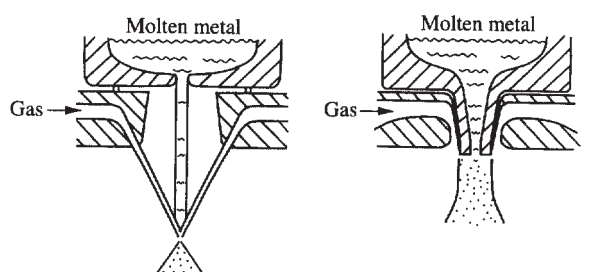
噴霧ノズルを通じて噴射すると、噴霧ガスはノズル出口で約100kHzの周期で圧力が変化するマッハ2.5の超音速ガスジェット流となり、比較的粒径の小さい粉末が得られる。

ガスアトマイズにより生じた液滴を回転する冷却体に衝突させて、冷却速度を高める方法も開発されている。この場合、得られる粉末はフレーク状となる。この原理を用いた方法には、Alcoa法（Alcoa Flake Process）²⁸⁾、噴霧ロール法²⁹⁾、双ロール急冷フレーク粉製造法²⁸⁾、ガス噴霧スプラット法³⁰⁾などがある。

3.2 粉末の固化法

アルミニウムは鉄や銅などと比べて酸化しやすく、通常、アルミニウム合金粉末の表面には安定な酸化被膜が生じている。このために、鉄合金や銅合金の粉末冶金で行われている圧粉体を焼結する方法では、酸化被膜によって粉末間での原子の拡散が阻害され、十分な結合が得られない。また、粉末の表面には酸化物以外に水酸化物や吸着した水分などが存在しており³¹⁾、これらを十分に除去せずに固化するとガス成分が残留し、特性の劣化や加熱時に膨れの原因となる。したがって、アルミニウム合金粉末の固化法としては、真空中あるいは非酸化性雰囲気中で加熱して表面に吸着している水分などを取り除き（脱ガス処理）、粉末に塑性変形を加えて表面の酸化被膜を破壊しながら緻密化することが必要である。

このように粉末を固化するためには、加熱が必要であるが、熱的に不安定な非平衡相の相分解や組織の粗大化など、急凝固の効果損な



(a) Free fall (open) type (b) Confined (closed) type

Fig. 1 A schematic nozzle design frequently used for gas and water atomization of liquid metals²⁴⁾.

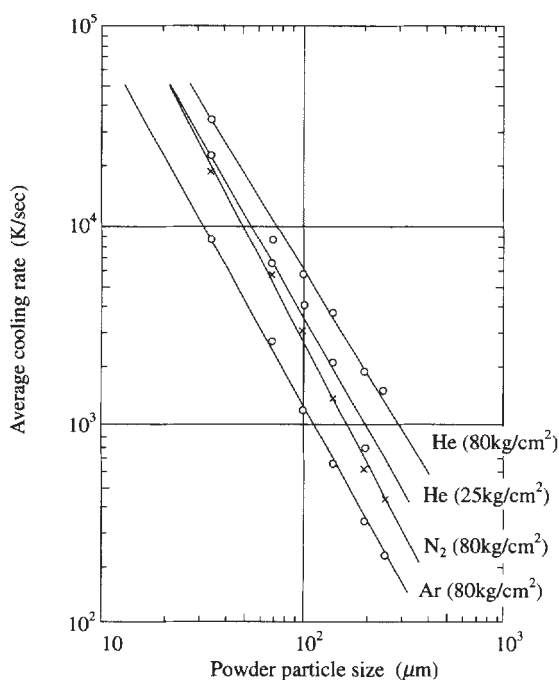


Fig. 2 Average cooling rate vs. powder particle size for Al-4.5Cu alloy²⁴⁾.

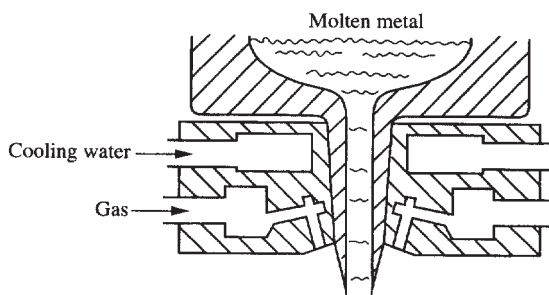


Fig. 3 A schematic representation of atomization die for ultrasonic gas atomization²⁴⁾.

われる^{32, 33)}。したがって、脱ガス処理、固化および成形における加熱条件には、十分な注意が必要である。

(1) 熱間押出³⁴⁾

熱間押出は、粉末に与えられるせん断変形が大きいので、強固な粒子間結合が得られることから、アルミニウム粉末合金の製造では最も一般的な固化方法である。

Fig. 4³⁴⁾に示すように、排気管を取り付けた金属の缶に粉末または圧粉体を挿入し、排気しながら所定の温度まで加熱する。一定時間保持した後、排気管をふさぎ、缶ごと熱間プレスしてピレットを得る。さらに、缶を除去して熱間押出を行うか、熱間押出を行った後、缶を除去する。

熱間押出法による固化の場合、押出素材として得られるので、さらに最終形状に加工する必要がある。

(2) 粉末鍛造³⁵⁻⁴⁰⁾

粉末鍛造法とは、粉末を金型で圧粉成形し、脱ガス処理をした後、熱間鍛造で緻密化と成形を行う方法である。熱間押出法に比べて工程短縮、材料歩留まりの向上による製造コストの低減が期待できると共に、加熱時間が短いので急冷凝固組織が損なわれにくいという利点がある^{35, 39)}。

一度の型鍛造では粉末に与えられる塑性変形が不十分なため、緻密化と成形を同時に行うことは難しい。そこで、圧粉体を比較的単純な形状にコイニング鍛造して緻密化し、2回目の鍛造で必要

形状に成形する二段鍛造法、あるいは、緻密化と成形を連続して行う複動鍛造法が用いられる³⁸⁾。

(3) その他の固化法

熱間押出および熱間鍛造以外の固化法としては、HIP (熱間静水圧プレス) 法³⁴⁾、セラコン法⁴¹⁾、コンフォーム法^{42, 43)}、衝撃成形法⁴⁴⁻⁴⁷⁾などがある。最近では、圧粉体に電流を流しながら、加熱、加圧する通電焼結法⁴⁸⁾が試みられている。

4. 各種粉末合金の特性

4.1 高強度時効析出型合金

急冷凝固アルミニウム粉末合金の初期の研究では、Al-Zn-Mg系、Al-Cu-Mg系など実用溶製合金の組成をベースとしたものが多い。これは、時効析出と急冷凝固の効果を相乗させることによって高強度な合金が得られるからである。粉末合金では、同じ合金組成の溶製合金より引張強さや疲労強度などがやや向上したという報告がある^{49, 50)}。

実用溶製合金の組成に少量の遷移元素を添加することにより、再結晶粒の粗大化を抑制するなどの組織制御ができる⁵¹⁾。現在、航空機用構造材料には7075溶製合金 (Al-5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.2Cr) が主に用いられているが、この合金は耐応力腐食割れ (SCC) 性に劣る。7075合金にCoを添加して耐SCC性を改善⁵²⁾した、7090合金 (Al-8.0Zn-2.5Mg-1.0Cu-1.5Co) や7091合金 (Al-6.5Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.4Co) などが開発された。

最近、Al-Zn-Mg-Cu系合金にAgを微量添加すると、時効により析出する相の体積率が高められ、強度が向上することが見出された。Al-9Zn-3Mg-1.5Cu-4Mn-0.02Ag合金では、熱処理を施すことにより、約900MPaの引張強さが得られたとの報告がある⁵³⁾。

時効析出型のアルミニウム合金にSiCウイスカなどを複合化した粉末合金も開発されており、強度、耐熱性、弾性率、耐摩耗性が向上したという報告がある^{54, 55)}。このような複合材料においては、マトリックスと分散粒子の組み合わせもさることながら、特性に大きく影響するマトリックスと分散粒子の界面構造も重要である⁵⁶⁾。

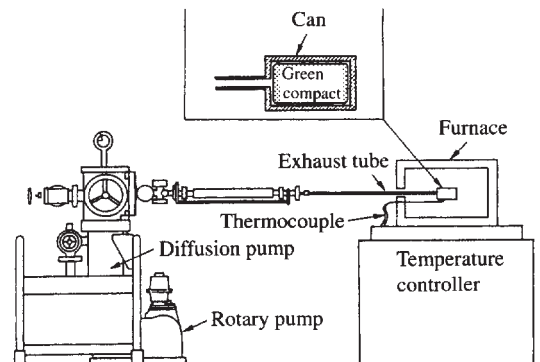


Fig. 4 A vacuum degassing apparatus³⁴⁾.

4.2 耐熱分散強化型合金

Cu以外の遷移元素のアルミニウムに対する固溶度は、極めて小さい。溶製合金においては、これらの元素を多量に添加すると、粗大でしかももろい化合物相が生じて機械的性質が著しく低下する。これに対して、急凝固合金では遷移元素を強制固溶させ、固化成形時に微細な化合物として分散させることができる。また、これらの元素のアルミニウム中における拡散係数が小さいため^{5,7)}、化合物相は熱的に安定であり、アルミニウムの耐熱性を向上させることができる。

そこで、Al-Fe-Ce系^{5,8)}、Al-Fe-Ni系^{5,9)}、Al-Fe-Mo系^{6,0)}、Al-Fe-Zr-V系^{6,1)}など、Al-Fe系をベースとした多くの合金が開発された。その中でも、Al-Fe-V-Si合金^{6,2)}では、強化相の $Al_{12}(Fe,V)_3Si$ 化合物相が高温において安定で成長しにくい^{6,2)}ため、Fig. 5^{6,2)}に示すように優れた耐熱性が得られる。また、この合金は他の耐熱Al-Fe系粉末合金より靱性が高いという特長もある。

4.3 耐摩耗Al-Si系合金

通常の鑄造法により作製された過共晶Al-Si系合金では、粗大な初晶Si相が生じる。この初晶Si相は耐摩耗性に効果がある。ところが、粗大なSi相は、機械的性質、塑性加工性や被削性を大幅に低下させる要因でもある。これに対し、急凝固粉末合金では、数 μm 程度の微細なSi相が均一に分散した組織を有しており、機械的性質、加工性、被削性が改善される。Fig. 6^{6,3)}に組織の比較例を示す。また、高速流体機械部品に用いる場合の耐キャビテーションエロージョン性も向上している^{6,4)}。

アルミニウムと鉄の異種材料を組み合わせる場合、両者の熱膨張が大きく異なるために、温度変化に伴う熱応力が問題となる。Siの添加はアルミニウム合金の熱膨張係数を低下させる効果があり、この問題を軽減できる。

Al-Si合金にFe, Mn, Niなどを適量添加することにより、高温強度と弾性率が向上する。また、Cu, Mgを添加し、熱処理を施すことにより、室温での機械的性質

が向上する^{6,5)}。そこで、Al-Si-Fe-Cu-Mg系合金やAl-Si-Ni-Cu-Mg系合金がエアコン用コンプレッサ一部品やVTRヘッドシリンダに^{6,3,6,6)}、Siを40%と多量に含む低熱膨張の粉末合金が電子部品の放熱板や工作機械部品として実用化されている^{6,7)}。

急凝固の効果により、Si相が微細となるために耐摩耗性が低下することがある。そこで、アルミニウム合金粉末に、Si粉末^{6,8)}やセラミックス粉末^{6,9)}を適量混合して固化することにより、耐摩耗性を向上させることができる。Al-Si-Fe系合金粉末にアルミナ粉末と黒鉛粉末を混合添加した二輪車エンジン用シリンダライナーが実用化されている^{7,0)}。

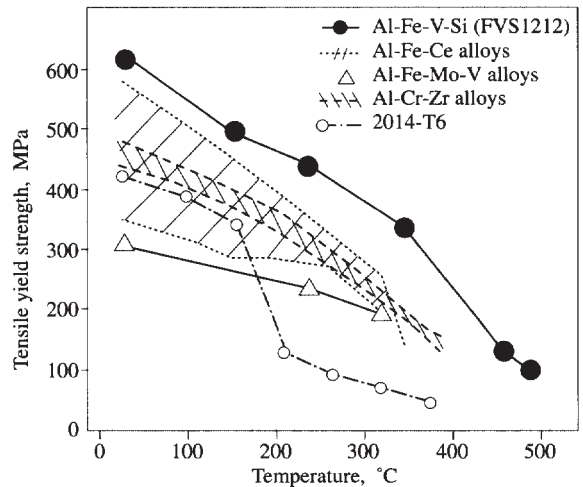


Fig. 5 A comparison of elevated temperature tensile strengths of various high temperature aluminum alloys^{6,2)}.

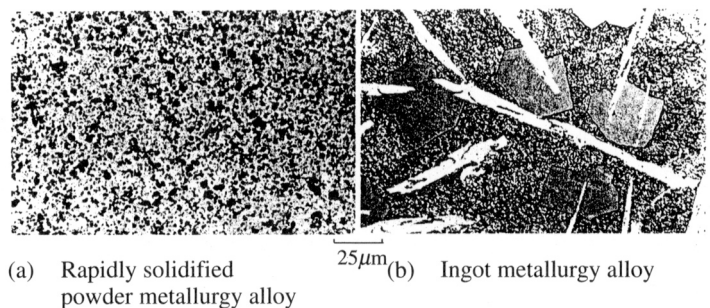


Fig. 6 Comparison of optical microstructures of Al-20Si-5Fe alloys^{6,3)}.

5. 最近の技術動向

5.1 微細結晶合金

東北大学金属材料研究所のグループは、単ロール法により作製した種々の急凝固アルミニウム合金薄帯での研究により、Al-遷移元素-希土類元素系においてアモルファスが得られることを見出した⁷¹⁾。さらに、Heガスを噴霧媒とする高压ガス噴霧法によりAl-Ce-Ni系などのアモルファス合金粉末を作製することに成功した⁷²⁾。アモルファス合金粉末を結晶化温度以下で押出することによりアモルファスのバルク材が得られている⁷³⁾。

アモルファス粉末を結晶化温度以上で押出することにより、結晶粒径100～200nmのAl母相中に粒径約50nmの金属間化合物相が均一に分散した微細結晶合金が得られている。このような組織をもつAl-Ni-Mm系合金⁷⁴⁾やAl-Ni-Mm-Zr系合金⁷⁵⁾は、室温で800～1000MPaの引張強さを有する^{注1)}。

同様な手法で作製されたAl-Cr-Ce-Co系合金やAl-Mn-Ce-Co系合金は、粒径約30nmの準結晶相が均一に分散した組織となっており、500～800MPaの引張強度とともに、6～25%の破断伸びが得られている^{76, 77)}。

5.2 メカニカルアロイング

メカニカルアロイング（機械的合金化）とは、純金属や合金の粉末に機械的エネルギーを加えることにより、目的の合金を得る方法である。原料粉末とボールを密閉された容器に入れ、Fig. 7⁷⁸⁾

に示すように攪拌または振動を連続して加えると、粉末に塑性変形、粉碎、凝着が繰り返され、組織と組成が均質化した合金粉末が得られる。粉末表面の酸化膜も粉碎されて微細に分散する。

この技術は、1970年にBenjamin⁷⁹⁾が酸化物を分散させたNi基超合金を開発して以来、様々な合金系で精力的に研究されている。メカニカルアロイングにより、超微細結晶粒、過飽和固溶体、準安定結晶相あるいはアモルファス相などが得られ、液体の急凝固法と同様な非平衡材料を作製できることが明らかにされている⁸⁰⁾。

溶解工程を経ないメカニカルアロイング法では、1) 溶湯とるつぼの反応、溶湯の酸化や蒸発の問題がない、2) 急凝固法でも生成が困難な酸化物や炭化物などが均一で、微細に分散した合金も得ることができる、3) アルミニウムと融点や比重の差が大きい元素も比較的容易に合金化できる、などの特長もある。そこで、メカニカルアロイング法を用いて、アルミニウム合金の強度⁸¹⁾や耐熱性⁸²⁾の向上を目的とした研究が行われている。

メカニカルアロイング法の一つとして、急凝固合金粉末に同様の処理を施すことにより、急凝固と機械的エネルギーの相乗効果を狙った研究も行われている⁸³⁾。この場合にはメカニカルミリングまたはメカニカルグライディングと称されている。

注1) Mm: ミッシュメタル（希土類元素の混合物）

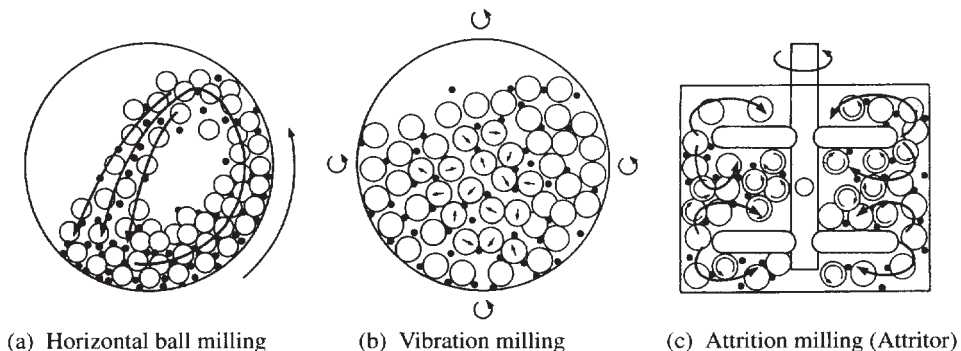


Fig. 7 Various high energy ball milling for mechanical alloying⁷⁸⁾.

5.3 スプレーフォーミング

スプレーフォーミングとは、溶融した金属の液滴群を基板上に堆積させながら急冷凝固させて、板状または棒状などの素形材（プリフォーム）を製造する方法である。

1970年頃にSingerが、回転ドラム上に溶湯を噴霧して板状のプリフォームを作製し、さらに圧延して薄板を製造するスプレーローリング法を開発した⁸⁴⁾。数年後、英国Osprey Metals社がオスプレー法を開発した⁸⁵⁾。Fig. 8^{86), 87)}に模式図を示す。噴霧された液滴が固相と液相の混在した状態で基板に衝突し、基板上に半溶融状態の膜を形成し、それが噴霧ガスで冷却されて完全に凝固する。凝固のための冷却が主に噴霧ガスによってなされるため、他のスプレーフォーミング法に比べて肉厚のプリフォームが形成できるという特長がある⁸⁸⁾。

その後、1980年代には、0.5～1.5mm径の液滴を冷却した基板に衝突させて凝固層を形成するControlled Spray Deposition (CSD) 法⁸⁹⁾、高压ガスアトマイズで液滴を微細にしたLiquid Dynamic Compaction (LDC) 法が開発された^{90), 91)}。

スプレーフォーミングには、上記のようにいくつかの手法があるが、最も実用化が進んでいるのはオスプレー法である。高速度鋼の圧延用ロール⁹²⁾、アルミニウム合金の自動車エンジン用コンプレッ

サ部品の製造に実用化されている⁹³⁾。

溶湯からプリフォームを直接製造できるスプレーフォーミング法では、従来の製造法と比べて工程数が少なく、品質管理や安全管理が容易なことから、コストダウンのメリットがある。また、アトマイズからプリフォーム形成までが一貫して不活性ガス雰囲気中で行われるため、製品中に酸化物が少ないという特長がある⁹⁴⁾。溶湯を噴霧する際にセラミックス粉末を混入させることも可能であり、粒子分散複合材料への応用も期待されている⁹⁵⁾。

5.4 超塑性

超塑性（微細結晶粒超塑性^{注2)}）とは、微細な結晶粒組織を有する材料の高温変形において、結晶粒界すべりに起因する著しく大きな破断伸びが現われる現象である。最近では、金属材料だけでなく、セラミックス^{96), 97)}や金属間化合物^{98), 99)}などにおいても超塑性現象が見出されており、これら難加工性材料の加工法としても期待されている。アルミニウム合金の超塑性に関しては多くの研究があるが¹⁰⁰⁾、従来の溶製法により作製された合金では超塑性の発現する歪速度が $10^{-4} \sim$

注2) 超塑性は、微細結晶粒超塑性と変態超塑性に大別されるが、ここでは、微細結晶粒超塑性の意味で「超塑性」の用語を用いる。

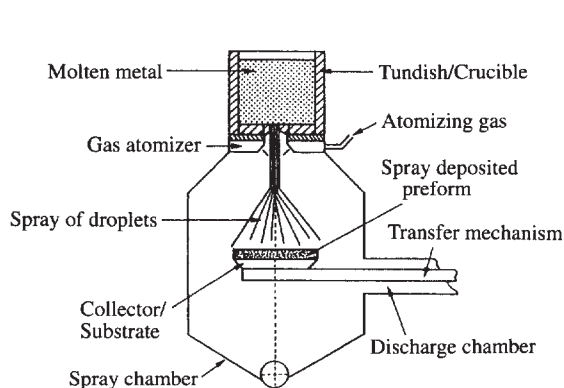
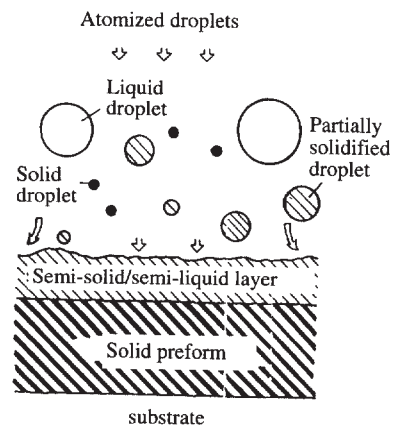


Fig. 8 (a) Schematic of the Osprey deposition process⁸⁶⁾.



(b) Schematic drawing of the mechanism of incremental solidification⁸⁷⁾.

10^{-2}s^{-1} と、実用的な歪速度 $10^{-1} \sim 10^2\text{s}^{-1}$ に比べて桁違いに遅い。したがって、超塑性現象を工業的に利用した例は限られていた。

しかし、最近では 10^{-2}s^{-1} 以上の歪速度において超塑性が発現する（高速超塑性）アルミニウム合金が報告されている¹⁰¹⁾。超塑性の発現する歪速度と結晶粒径にはFig. 9¹⁰²⁾に示すような関係があり、工業的に超塑性を利用するためには、結晶粒径が $1\mu\text{m}$ 程度の微細な組織を得る必要がある。

高速超塑性アルミニウム合金には、加工熱処理などで組織を微細化した溶製材もあるが、急凝固粉末やメカニカルアロイング粉末を用いた粉末合金が多い。急凝固粉末合金としては、Al-Zn-Mg-Cu-Zrなど、実用溶製合金に少量の遷移元素を添加して、微細な結晶粒径を得たものが報告されている¹⁰³⁻¹⁰⁵⁾。

アモルファス粉末を熱間押出して作製した微細結晶粒のAl-Ni-Mm系合金では歪速度 10^0s^{-1} において超塑性が発現している^{106, 107)}。メカニカルアロイング粉末を固化した合金においては、熱的に安定な酸化物や炭化物が分散して結晶粒の粗大化が抑制され、 $10^0 \sim 10^2\text{s}^{-1}$ と、粉末合金の中でも比較的高い歪速度で超塑性が発現している¹⁰⁸⁻¹¹²⁾。

また、セラミックス粒子を10～30%含む、粒子分散複合材料においても、 10^{-1}s^{-1} 以上の歪速度で超塑性が発現している¹¹³⁻¹¹⁶⁾。そこで、一般に二次加工が困難とされる複合材料の加工法としての期待もある。

超塑性の発現するメカニズムに関して詳細は未だ明らかにされていないが、特定の変形条件では結晶粒界に微量の液相が生じ、これが粒界すべりによる応力集中を緩和して破断伸びを向上させているとの指摘がある^{117, 118)}。

6. まとめ

以上のように、アルミニウム粉末合金は、膨大な研究、開発の結果、一部が実用化の域に達している。しかし、この材料を広く普及させるためには、1) 生産コストの低減、2) 材料の信頼性向上など、多くの課題が残されている。しかも、これからの材料開発にあたっては、特性と生産性の向上のみならず、材料の環境負荷性¹¹⁹⁾やリサイクル性¹²⁰⁾など幅広い視野をもって取り組まなければならない。

これらの問題を解決するためには、材料およびプロセスにおける技術革新が必要である。しかし、

本稿で取り上げたアルミニウム粉末合金は、軽量で、機械的性質に優れるだけではなく、付加価値の高い部品が量産できる可能性を秘めており、材料の応用分野開拓も必要である。

新素材が普及するまでには長い年月を要するが、近い将来、アルミニウム粉末合金が輸送機器の軽量化、ひいては地球環境の改善に貢献すると確信している。アルミニウム粉末合金技術のさらなる進歩と用途拡大を期待する。

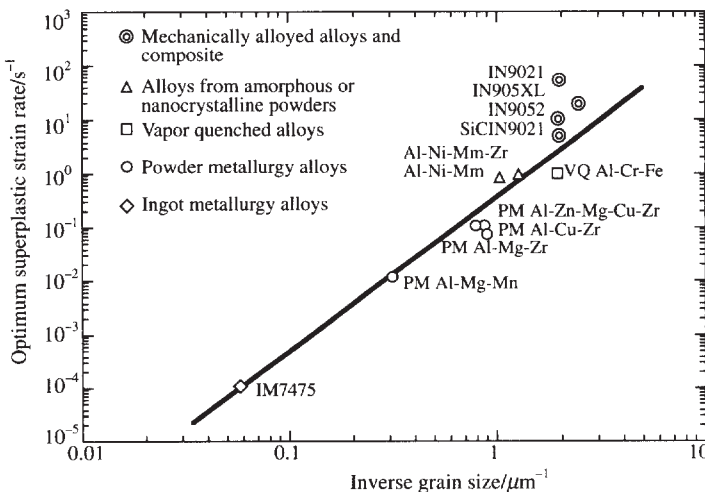


Fig. 9 The relationship between optimum superplastic strain rate and grain size for superplastic aluminum alloys produced by different routes.¹⁰²⁾

参考文献

- 1) 金原淑郎, 杉原章允 : 自動車技術, 32-5(1978), 379
- 2) Irmann, R. : Metallurgia, 46-9(1952), 125
- 3) Hansen, N. : Powder Metall., 10-20(1967), 94
- 4) Lenel, F. V., Ansell, G. S. and Nelson, E. C. : J. Metals, 9-1(1957), 117
- 5) 森本徹 : 軽金属, 33-7(1983), 421
- 6) Duwez, P., Willens, R. H. and Klement, W., Jr. : J. Appl. Phys., 31-6(1960), 1136
- 7) Furrer, P. and Warlimont, H. : Z. Metallkde., 62-1(1971), 12
- 8) Furrer, P. and Warlimont, H. : Z. Metallkde., 62-2(1971), 100
- 9) Jones, H. and Suryanarayana, C. : J. Mater. Sci., 8(1973), 705
- 10) Jacobson, L. A. and McKittrick, J. : Mater. Sci. Eng., R11-8(1994), 355
- 11) Koczak, M. J. and Hildeman, G. J. : High-Strength Powder Metall. Alum. Alloys, (1982), 411p
- 12) Hildeman, G. J. and Koczak, M. J. : High Strength Powder Metall. Alum. Alloys II, (1986), 408p
- 13) Fine, M. E. and Starke, E. A., Jr. : Rapidly Solidified Powder Alum. Alloys, (1986), 544p
- 14) 武田義信 : 軽金属, 37-10(1987), 639
- 15) 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, (1989), 278p
- 16) たとえば, 新宮秀夫, 小林紘二郎 : 軽金属, 31-7(1981), 491
- 17) たとえば, 森田幹郎 : 日本複合材料学会誌, 20-1(1994), 27
- 18) アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会編, (1991), 413
- 19) 黒石農士, 明智清明 : 軽金属, 34-9(1984), 537
- 20) 岩尾修 : 軽金属, 37-10(1987), 646
- 21) 大中逸雄 : 軽金属, 39-7(1989), 514
- 22) Savage, S. J. and Froes, F. H. : J. Metals, 36-4(1984), 20
- 23) 岩尾修, 橋詰良樹 : 軽金属, 32-11(1982), 622
- 24) 渋江和久 : 軽金属, 39-11(1989), 850
- 25) Grant, N. J. : J. Metals, 35-1(1983), 20
- 26) Lavernia, E. J. and Grant, N. J. : Metal Powder Report, 41-4(1986), 255
- 27) Rai, G., Lavernia, E. J. and Grant, N. J. : J. Metals, 37-8(1985), 22
- 28) Singer, A. R. E., Roche, A. D. and Day, L. : Powder Metall., 23-2(1980), 81
- 29) 山内重徳, 渋江和久, 佐野秀男, 大久保喜正 : 粉体および粉末冶金, 35-3(1988), 87
- 30) 菅又信, 磯村裕臣, 金子純一, 堀内良 : 軽金属, 37-5(1987), 366
- 31) Kim, Y. W., Griffith, W. M. and Froes, F. H. : J. Metals, 37-8(1985), 27
- 32) Nylund, A. and Olefjord, I. : Powder Metall., 36-3(1993), 193
- 33) 鈴木義和, 渡辺てる尚, 土田繁雄 : 粉体および粉末冶金, 36-8(1989), 939
- 34) 土田繁雄 : 軽金属, 37-10(1987), 656
- 35) 河野通, 大槻真人 : "P/Mアルミニウム合金の最近の進歩", 第40回軽金属学会シンポジウム, (1992), 73
- 36) 梯伸一郎, 大槻真人, 河野通 : 粉体および粉末冶金, 35-7(1988), 673
- 37) 大槻真人, 河野通 : 粉体および粉末冶金, 37-4(1990), 513
- 38) 大槻真人, 由利浩一, 川瀬欣也, 河野通 : 粉体および粉末冶金, 41-8(1994), 918
- 39) 武田義信 : 素形材, 94-9(1994), 7
- 40) 鍛冶俊彦, 林哲也, 武田義信 : "アルミニウム合金P/M材の組織と性質", 軽金属学会研究部会報告, No. 28, (1992), 113
- 41) Ferguson, B. L. : Int. J. Powder Met. & Powder Tech., 21-3(1985), 201
- 42) Green, D. : J. Inst. Met., 100(1972), 295
- 43) 木村貢 : 軽金属, 34-10(1984), 591
- 44) Meyers, M. A., Gupta, B. B. and Murr, L. E. : J. Metals, 33-10(1981), 21
- 45) Raybould, D., Morris, D. G., Cooper, G. A. : J. Mater. Sci., 14-10(1979), 2523
- 46) Raybould, D. : J. Mater. Sci., 16-3(1981), 589
- 47) 三浦秀士, 本田忠敏 : 粉体および粉末冶金, 41-8(1994), 945
- 48) 柳沢平, 畑山東明, 松木一弘 : まてりあ, 33-12(1994), 1489
- 49) Lebo, M. and Grant, N. J. : Met. Trans., 5-7(1974), 1547
- 50) Durand, J. P. H. A., Pelloux, R. M. and Grant, N. J. : Mater. Sci. Eng., 23-2/3(1976), 247
- 51) 石原知, 近藤幹夫, 伊東一彦, 真鍋明, 毛利敏洋 : 軽金属学会第85回秋期大会講演概要, (1993), 113
- 52) 鈴木寿, 菅野幹宏, 林宏爾 : 軽金属, 32-1(1982), 32
- 53) 藤井一男, ほか : 軽金属学会第86回春期大会講演概要, (1994), 101
- 54) 森本啓之, 大内権一郎 : 軽金属, 38-10(1988), 658
- 55) 藤田達生, 清田文夫, 松村信之, 井上誠, 小島陽 : 軽金属, 38-10(1988), 653
- 56) 菅沼克昭 : 粉体および粉末冶金, 41-11(1994), 1352
- 57) 山内重徳, 渋江和久, 佐野秀男, 伊藤清文, 犬丸晋 : 軽金属, 37-10(1987), 704
- 58) Langenbeck, S. L., Griffith, W. M., Hildeman, G. J. and Simon, J. W. : ref. 13), 410
- 59) Premkumar, M. K., Koczak, M. J. and Lawley, A. : ref. 12) 265
- 60) Zindel, J. W., Kurath, P. and Fraser, H. L. : ref. 12), 213
- 61) Skinner, D. J., Okazaki, K. and Adam, C. M. : ref. 13), 211
- 62) Das, S. K. and Davis, L. A. : Mater. Sci. Eng., 98(1988), 1
- 63) 小谷雄介, 林哲也, 武田義信, 明智清明, 黒石農士 : 日本金属学会報, 27-6(1988), 489
- 64) 大槻真人, 由利浩一, 河野通 : 粉体および粉末冶金, 41-8(1994), 922
- 65) 平野忠夫, 藤田達生 : 軽金属, 37-10(1987), 670
- 66) 山内重徳, 渋江和久, 大久保喜正, 佐野秀男, 犬丸晋 : 日本金属学会報, 27-6(1988), 492
- 67) 明智清明 : 粉体および粉末冶金, 41-8(1994), 907
- 68) 藤田達生, 清田文夫, 平野忠夫, 小島陽 : 軽金属, 37-10

- (1987), 677
- 69) 藤田達生, 清田文夫, 小島陽 : 軽金属, 38-10(1988), 645
 - 70) 明智清明 : 精密工学会誌, 60-6(1994), 784
 - 71) 井上明久 : 粉体および粉末冶金, 41-8(1994), 899
 - 72) Inoue, A., Kita, K., Ohtera, K., Kimura, H. and Masumoto, T. : J. Mater. Sci. Lett., 7-12(1988), 1287
 - 73) Kawamura, Y., Inoue, A. and Masumoto, T. : Scr. Met., 29-1(1993), 25.
 - 74) Ohtera, K., Inoue, A., Terabayashi, T., Nagahama, H. and Masumoto, T. : Mater. Trans., JIM, 33-8(1992), 775
 - 75) Nagahama, H., Ohtera, K., Higashi, K., Inoue, A. and Masumoto, T. : Phil. Mag. Lett., 67-4(1993), 225
 - 76) 井上明久 : 金属, 65-1(1995), 45
 - 77) Inoue, A., Kimura, H., Sasamori, K. and Masumoto, T. : Mater. Trans., JIM, 36-1(1995), 6
 - 78) 渡辺龍三 : 日本金属学会会報, 27-10(1988), 799
 - 79) Benjamin, J. S. : Met. Trans., 1-10(1970), 2943
 - 80) 新宮秀夫 : 軽金属, 40-11(1990), 850
 - 81) 師岡利政, 湯浅栄二 : 軽金属, 37-10(1987), 683
 - 82) Bunk, W. G. J. : Mater. Sci. Eng., A134(1991), 1087
 - 83) 申熙澤, 菅又信, 金子純一 : 軽金属, 40-7(1990), 520
 - 84) Singer, A. R. E. : Met. and Mater., 4-6(1970), 246
 - 85) Lavernia, E. J. and Grant, N. J. : Mater. Sci. Eng., 98(1988), 381
 - 86) Mathur, P., Apelian, D., and Lawley, A. : Acta Metall., 37-2(1989), 429
 - 87) Estrada, J. L., Duszczek, J., and Leatham, A. G. : Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials-1994, 6(1994), 211
 - 88) 伊丹哲 : 熱処理, 34-5(1994), 254
 - 89) Rickinson, B. A., Kirk, F. A. and Davies, D. R. G. : Powder Metall., 24-1(1981), 1
 - 90) Lavernia, E. J., Rai, G. and Grant, N. J. : Int. J. Powder Metall., 22-1(1986), 9
 - 91) Duan, X., Hao, Y., Yoshida, M., Ando, T. and Grant, N. J. : Int. J. Powder Metall., 29-2(1993), 149
 - 92) 井川良雄, 伊丹哲, 熊谷憲, 安藤剛 : 鉄と鋼, 75-5(1989), 766
 - 93) 丸山正明 : 日経マテリアル&テクノロジ, No.138(1994), 64
 - 94) 時實直樹, 佐野秀男, 洪江和久, 大久保喜正 : 粉体および粉末冶金, 41-8(1994), 927
 - 95) Singer, A. R. E. : Mater. Sci. Eng., A135-1/2(1991), 13
 - 96) Wakai, F., Sakaguchi, S. and Matsuno, Y. : Adv. Ceram. Mater., 1-3(1986), 259
 - 97) Chen, I. W. and Xue, L. A. : J. Am. Ceram. Soc., 73-9(1990), 2585
 - 98) 花田修治, 佐藤敬, 渡辺貞夫, 和泉修 : 日本金属学会誌, 45-12(1981), 1293
 - 99) Choudhury, A., Mukherjee, A. K. and Sikka, V. K. : J. Mater. Sci., 25-7(1990), 3142
 - 100) 東健司 : 軽金属, 39-11(1989), 751
 - 101) 古城紀雄 : 塑性と加工, 35-399(1994), 312
 - 102) Higashi, K. : Mater. Sci. Eng., A166-1/2(1993), 116
 - 103) Matsuki, K., Staniek, G., Nakagawa, H. and Tokizawa, M. : Z. Metallkde., 79-4(1988), 231
 - 104) Petit, J. I. and Lege, D. J. : Aluminium, 61-3(1985), 187
 - 105) Mahoney, M. W. and Ghosh, A. K. : Met. Trans., 18A-4(1987), 653
 - 106) Higashi, K., et al : Scr. Met. Mater., 26-2(1992), 191
 - 107) Higashi, K., Mukai, T., Tanimura, S., Inoue, A., Masumoto, A. and Ohtera, K. : Mater. Sci. Forum, 113-115(1993), 231
 - 108) Kim, Y. W. and Bidwell, L. R. : Scr. Met., 16-7(1982), 799
 - 109) Nieh, T. G., Gilman, P. S. and Wadsworth, J. : Scr. Met., 19-11(1985), 1375
 - 110) Bieler, T. R., Nieh, T. G., Wadsworth, J. and Mukherjee, A. K. : Scr. Met., 22-1(1988), 81
 - 111) Gregory, J. K., Gibeling, J. C. and Nix, W. D. : Met. Trans., 16A-5(1985), 777
 - 112) Higashi, K., Okada, T., Mukai, T. and Tanimura, S. : 粉体および粉末冶金, 40-3(1993), 337
 - 113) Nieh, T. G., Henshall, C. A. and Wadsworth, J. : Scr. Met., 18-12(1984), 1405
 - 114) Wu, M. Y. and Sherby, O. D. : Scr. Met., 18-8(1984), 773
 - 115) Imai, T., Mabuchi, M., Tozawa, Y. and Yamada, M. : J. Mater. Sci. Lett., 9-3(1990), 255
 - 116) Higashi, K., Okada, T., Mukai, T., Tanimura, S., Nieh, T. G. and Wadsworth, J. : Scr. Met., 26-2(1992), 185
 - 117) Mabuchi, M., Higashi, K. and Langdon, T. G. : Acta Met. Mater., 42-5(1994), 1739
 - 118) Koike, J., Mabuchi, M. and Higashi, K. : Acta Met. Mater., 43-1(1995), 199
 - 119) 原田幸明, 山本良一 : まてりあ, 33-5(1994), 516
 - 120) 長井寿 : まてりあ, 33-5(1994), 524

著者紹介



石原知 Satoru Ishihara
 生年 : 1962年。
 所属 : 金属材料研究室。
 分野 : 金属材料に関する研究。
 学会等 : 日本金属学会, 軽金属学会会員。