

急冷凝固 Al-6Cr-3Fe-2Zr 合金の高温強度特性

Elevated Temperature Properties of Rapidly Solidified Al-6Cr-3Fe-2Zr Alloy

小 池 精 一*

Seiichi Koike

窪 田 隆 一*

Ryuichi Kubota

市 川 政 夫*

Masao Ichikawa

馬 場 剛 志*

Tsuyoshi Baba

高 橋 和 也*

Kazuya Takahashi

三 浦 啓 二**

Keiji Miura

要 旨

急冷凝固粉末プロセスを用いて、高温での強度に優れた耐熱性アルミニウム合金 Al-6Cr-3Fe-2Zr を開発した。本合金は熱的に安定した金属間化合物を微細に分散させ、高温での強度低下を抑制しようとするものである。本研究は、この微細分散化合物粒子に及ぼすアトマイズガスの種類、粉末粒子サイズの影響を調べたものである。

また高圧ガスアトマイズ (He, $-25\mu\text{m}$) 粉末と低圧ガスアトマイズ (N_2 , $-105\mu\text{m}$) 粉末を用いた押出材の高温での引張強度、疲労強度、クリープ特性についても比較検討した。

その結果、本合金の高温での強度は従来の耐熱性アルミニウム合金 2618 より優れていることが確認できた。

本合金は既存アルミニウム合金の使用温度の限界を越える 350°C までの温度域での使用が可能であり、エンジン部品への幅広い応用が期待できる。

ABSTRACT

A heat-resistant aluminum alloy (Al-6Cr-3Fe-2Zr) was developed by applying the rapidly solidified powder process. This aluminum alloy exhibits excellent strength at high temperatures by dispersing thermally stable fine intermetallic compounds. This paper describes not only the effects of atomized gases and powder size on the finely dispersed compound particles, but also the tensile strength, fatigue strength, and creep resistance at elevated temperatures of aluminum alloy extruded from high-pressure gas atomized powder (N_2 , $-105\mu\text{m}$). The strength of the Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy at elevated temperatures was higher than that of conventional heat-resistant aluminum alloy 2618. Therefore, Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy can be used with temperatures as high as 350°C , which is beyond the working temperature limit of the conventional ingot-metallurgy aluminum alloy. Consequently, this alloy is expected to be widely applied for engine parts.

1. ま え が き

ジュラルミンに代表される時効硬化型のアルミニウム合金は軽量高強度であり、 150°C の高温域までの用途に広く実用化されている¹⁾。現状、Cu, Mg, Zn を主要添加元素とする 2000 系、7000 系合金は添加元素の選択や熱処理の改良による高強度化の努力がなされている²⁾が、既存の鋳造、鍛造というプロセスを用いる限り、飛躍的な強度向上は期待できない感がある。最近アルミニウム合金の特性を向上する手段として、高性能繊維、ウィスカで強化したアルミニウム複合材料や急冷凝固法を応用した新しいアルミニウム合金の研究が活発になされている³⁾。

アルミニウム複合材料は当社でもコンロッド⁴⁾ シリンダブロック⁵⁾ で実用化され軽量高性能エンジンの開発に大きく寄与している。

一方、急冷凝固粉末プロセスを用いたアルミニウム合金の研究も活発に行なわれており、既存アルミ合金を凌駕する特性を持った新しいアルミ合金が開発されている。例えば、Al-Si-Fe 系合金は強度と耐磨耗性に優れており、バルブスプリングリテーナに採用されエンジンの高回転化を可能にした⁶⁾。また、急冷凝固法を応用した耐熱アルミニウム合金の研究は、Al-Fe 系を中心に行われており、Al-8Fe-2Mo 合金⁷⁾ 及び Al-8Fe-4Ce 合金⁸⁾ が比較的早く開発され、Al-8Fe-4Ce 合金は小型ガスタービン

* 和光基礎技術研究センター

** 栃木研究所

用コンプレッサのインペラへの適用が詳細に検討されている⁹⁾。

レシプロエンジンの吸気バルブは運転時高温にさらされるため耐熱鋼が一般に使用されている。

筆者らはこの吸気バルブへの適用を可能にする耐熱アルミニウム合金の研究を実施し、Al-Cr系を基本に急冷凝固法を用いて、高温強度と延性に優れたAl-6Cr-3Fe-2Zr合金を開発した。

耐熱アルミニウム合金の合金設計の考え方は、熱的に安定した金属間化合物を微細に分散させて、高温での強度低下を抑制しようとするものであり、急冷凝固粉末の組織制御は極めて重要である。

そこで、本研究ではガスアトマイズ法により急冷凝固したAl-6Cr-3Fe-2Zr合金粉末のミクロ組織に及ぼすアトマイズ製法・アトマイズガスの種類・粉末サイズ等の影響を調べた。また、押出成形材の組織と機械的性質の関係についても検討するとともに、高温での各種強度特性(疲労強度、引張強度、クリープ特性)を従来の耐熱性アルミニウム合金と比較した。

2. 耐熱アルミニウム合金設計

粒子分散型合金の強度は、分散粒子の体積分率が大きくなるほど、また、分散粒子のサイズが小さくなるほど向上する。前述のようにCu, Mg, Znを主要添加元素とする2000系、7000系の時効硬化型の高強度アルミニウム合金は常温から150℃までの温度域で優れた強度を示し、広く航空機用材料として実用化されているが、150℃以上になると強度が急激に低下するため、高温での用途には適していない。これは合金の強化に寄与している微細な析出粒子が、高温下で拡散によって粗大化するためである。

すなわち、アルミニウム合金の耐熱強度を向上させるには

- ①分散粒子の体積分率を大きくすること
- ②分散粒子を微細にすること
- ③分散粒子の成長を抑制するため、拡散速度の遅い元素を選ぶこと

が合金設計をする上で重要となる。

アルミニウム中における拡散の遅い元素として、Fe, Cr, Zr, Ni, Mo, V, Ti, Co, Ce等があるが、これらの元素は、従来の重力鋳造法やダイカスト法では溶湯からの冷却速度が遅いため合金元素による金属間化合物が粗大に晶出

し、材料の靱性が著しく低下するので大量に添加することはできなかった。急冷凝固を応用した粉末冶金法によれば、高い冷却速度による晶出粒子の微細制御が可能で、従来大量添加できなかった上記元素が積極的に利用できるため、合金設計の自由度が拡大する。

筆者らは、アルミニウム中の拡散が遅い元素群の中から、同一添加量で硬さ向上効果が大きく、同時に高温での硬さ低下が少ない元素の組み合わせを選定し、高温強度に優れたアルミニウム合金、Al-6Cr-3Fe-2Zrの開発に成功した。

3. アルミニウム合金粉末の要求特性

急冷凝固法によって得られる耐熱性アルミニウム合金の用途を、エンジンの吸気バルブのような高速可動部品などへの適用を前提として考えると、以下のような粉末特性が要求される。

- ①冷却速度が速く、均一な急冷凝固組織を持つこと

冷却速度が速いほど粉末内の組織は微細になり、また添加元素の固溶量も拡大する。したがって、粒度分布が狭く平均粒径の小さい粉末を作ることが重要である。

- ②清浄な粉末で異物の混入が無いこと

粉末製造時のるつぼ耐火物や外部から混入する異物は、材料欠陥となり材料の疲労強度を低下させるので粉末製造から最終成形工程に至るまでの汚染を防止する工程管理が重要となる。

以上の観点より、本研究では粉末製法として各種急冷粉末製法の中で量産性に優れ、清浄なアルミニウム粉末の得られる2種類のガスアトマイズ製法(高圧、低圧)を選定し、Al-6Cr-3Fe-2Zr合金粉末を製造し、以下の項目について調査した。

- ①粉末製法、アトマイズガスの種類、と粉末特性(粒度分布、形状、組織、冷却速度)の関係
- ②アトマイズガスの種類、粉末サイズと粉末組織及び押出材強度特性の関係

4. 実験方法

4.1. 粉末特性

原材料としては純度99.9%Al、Al-50%Fe、Al-30%Cr、Al-5%Zrを用いた。これらの原材料を真空高周波誘導溶解し金型鋳造したものを母材とした。母材の化学組成をTable 1に示す。

Table 1 Chemical composition of the alloy

(mass %)			
Cr	Fe	Zr	Al
5.95	3.04	1.99	bal.

Table 2 Conditions of the gas atomization process

	Low pressure gas atomize	High pressure gas atomize
atomizing gas	He, Ar, N ₂ , Air	He, N ₂
gas pressure (MPa)	0.44	7.9
diameter of nozzle(mm)	φ2.8	φ2.0
melting temperature(°C)	1200	1200

ガスアトマイズ法は一般的な低圧ガスアトマイズ法と高圧ガスアトマイズ法の2種類の製法を用いて実験を行った。高圧ガスアトマイズ法は特殊なガス噴射ノズル構造を用いて、通常のガスアトマイズ法より高いガス圧力で熔融金属を噴霧化する方法である。Table 2に低圧ガスアトマイズ法と高圧ガスアトマイズ法の基本的な製造条件を示した。

アトマイズ用ガスがアルミ粉末特性及び、その押出成形材の機械的特性に及ぼす影響を確認するためアトマイズガスの種類を変えて粉末を作成した。粉体化された熔融粒子は高圧ガスアトマイズ法の場合アトマイズガスと同じガス雰囲気中の完全密閉型チャンバ内に飛散凝固する。一方、低圧ガスアトマイズ法は大気開放型のチャンバで飛散した粉末を回収した。

得られたアルミ粉末合金の粒度分布はレーザー回折法で測定した。粉末の外観はSEMで観察した。また、粉末の内部組織はアルミ合金粉末をめっき浴中に懸濁分散させ、電解Niめっき膜中に取り込まれた粉末を断面研磨したものを作成し¹⁰⁾、半導体検出器付きSEMにより反射電子像(組成像)を観察した。粉末内部の晶出物の同定でArガス加熱炉で脱ガス後直に取り出し、熱間押出を行って外径18mmの棒を得た。押出温度は420℃、押出比は19.7であった。得られた押出棒より引張り試験片を切出して室温及び300℃で引張り試験を行った。

さらに、冷却速度の大きく異なる2種類の粉末、高圧ガスアトマイズ(He, $-25\mu\text{m}$)粉末と、低圧ガスアトマイズ(N₂, $-105\mu\text{m}$)粉末を用いた熱間押出材について、室温から400℃までの引張強度特性、疲労強度特性、150～400℃におけるクリープ特性を調べた。

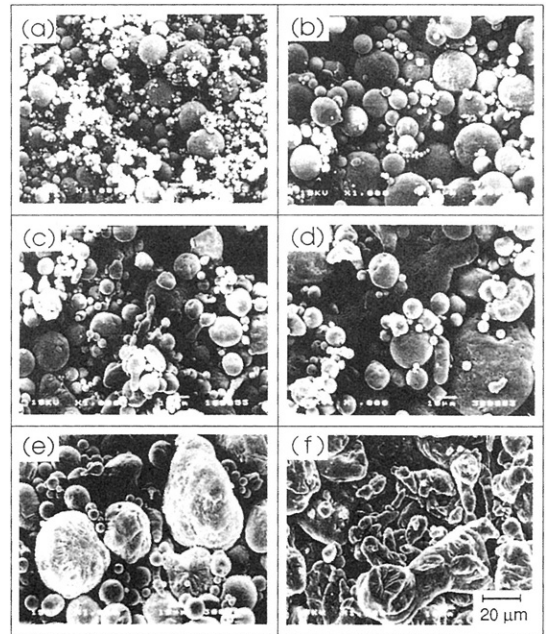
また、TEMによる押出材の微視組織観察を行った。TEM試料はツイングジェットポリッシュ法で、電解液(硝酸:メタノール=1:2, 液温-40℃)を用いて薄膜化した。

5. 結果 及び 考 察

5.1. 急冷アルミ合金粉末特性とガスアトマイズ製造因子

(1) 粉末形状

低圧及び高圧ガスアトマイズ法で各種のガスを用いて得られたアルミ粉末の外観を比較し Fig. 1 に示す。He、N₂ ガスを用いた高圧ガスアトマイズ法による粉末は、粉末サイズに依らず球形である。これに対して、N₂ ガス及び不活性ガスを用いて低圧ガスアトマイズ法により得られた粉末形状は、10 μm 以下の微粉末はほぼ真球になっているが、粗粉末は不規則な形状を呈している。アトマイズガスに Air を用いると粉末粒径によらず、ほとんどの粉末表面に多数のしわが観察され、粉末形状も最もいびつになっている。



- a) high pressure He gas atomized powders
- b) low pressure He gas atomized powders
- c) low pressure Ar gas atomized powders
- d) high pressure N₂ gas atomized powders
- e) low pressure N₂ gas atomized powders
- f) low pressure Ar gas atomized powders

Fig. 1 SEM micrographs of Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy powders by gas atomization.

これは本実験に用いた低圧ガスアトマイズ法が、アトマイズ直後のアルミ粉末を大気開放型のチャンバー内に飛散させているため、微粉末はアトマイズガスで粉砕時に急速に凝固して球状化するが、粗大な溶融粒子は空気中に飛散しながら凝固するため、粉末表面に酸化膜が形成され、球状化が妨げられているものと考えられる。

(2) 粒度分布

Fig. 2 は He, N₂ ガスを用いた高圧ガスアトマイズ法と He, N₂, Ar を用いた低圧ガスアトマイズ法で得られた粉末の粒度分布を比較した結果である。同一ガスで比較すると高圧ガスアトマイズ法の方が微粉末が多く得られている。累積質量 50% における平均粒子径は、He ガスを使用した場合、高圧ガスアトマイズ法粉末が 18 μm に対して低圧ガスアトマイズ法粉末は 35 μm であった。同様に N₂ ガスを使用した場合も高圧ガスアトマイズ法粉末の方が微粉末が多く得られている。

一般に、ガスアトマイズ法における粉末の平均粒度 d_{pm} は、次式で求められる。^{11) 12)}

$$d_{pm} = CD_n \{ \nu_m (1 + M_m / M_g) / \nu_g We \}^n$$

ここで We はウェーバー数で

$$We = \rho_m D_n V_g^2 / \sigma_m$$

で定義される。

- C : ノズル直径で異なる定数
- σ_m : 溶湯の表面張力
- ρ_m : 溶湯の密度
- D_n : ノズル直径
- ν_m, ν_g : 溶湯, ガスの動粘性係数
- M_m, M_g : 溶湯, ガスの質量流量
- V_g : 溶湯に衝突するガス速度
- n : 噴霧角度などで異なる定数

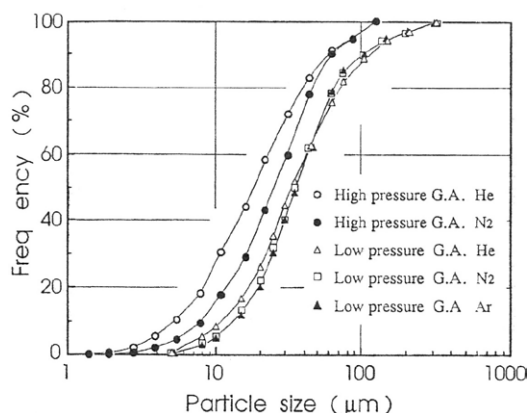


Fig. 2 Particle size distribution of as-atomized Al-6Cr-3Fe-2Zr powders

Table 3 Properties of atomized gas

	Density (kg/m ³)	Kinematic viscosity ν_g (mm ² /s)	Thermal conductivity $\times 10^{-3}$ W/(m · K)
He	0.16	122.6	152.7
N ₂	1.14	15.7	25.9
Ar	1.62	13.9	17.6
Air	1.18	15.8	26.1

粉末製法について上式を用いて比較する。高圧ガスアトマイズ法は低圧ガスアトマイズ法に比べて M_m/M_g が小さく、かつガス速度 V_g が大きい。これによって平均粒度の小さい粉末が得られたものと考えられる。次に、アトマイズガス種が粉末粒度分布に及ぼす影響を同一粉末製法で比較する。アトマイズガスに He を使用すると粒度分布は微粉側にシフトする。これはガスの動粘性係数 ν_g が Table 3 に示す様に、He が最も大きいためと考えられる。

(3) 粉末組織と冷却速度

各種ガスを用いて低圧ガスアトマイズ法により得られた粉末の内部組織を粉末粒径毎に分けて SEM 観察した結果を Fig. 3 に示す。粉末が細くなるに従って、粉末内部に晶出分散している球状粒子サイズも微細になっている。その球状晶出物の大きさは、粉末が同一サイズならばアトマイズガスの種類が He, N₂, Ar の順に大きくなっている。この微細に分散している球状晶出物は Fig. 4 に示すよう AEM の分析から Al-Cr-Fe 系の初晶晶出物であることが確認された。

次に、粉末の冷却速度に影響するアトマイズガスの種類、粉末粒径、粉末製法について粉末内部組織より検討を加えた。冷却速度はセルサイズを交線法により測定して粉末の平均セルサイズを算出して求めた^{14) 15)}冷却速度と粉末粒径、及びガスの種類との関係を Fig. 5 に示す。

低圧ガスアトマイズ法、高圧ガスアトマイズ法ともに He ガスを用いた場合が最も速い冷却速度が得られている。次いで N₂, Air, Ar の順に冷却速度は遅くなっていく。

これは各ガスの熱伝導度による差と考えられ、熱伝導度の大きな He ガスが最も速い冷却速度を示す。

またアトマイズガスと粉末サイズを同一として比較すると、粉末製法による冷却速度の差は認められない。従って微細な組織を有する急冷アルミ合金粉末を効率的に得るためには、高圧ガスアトマイズ法に He ガスを用いることが非常に有効である。

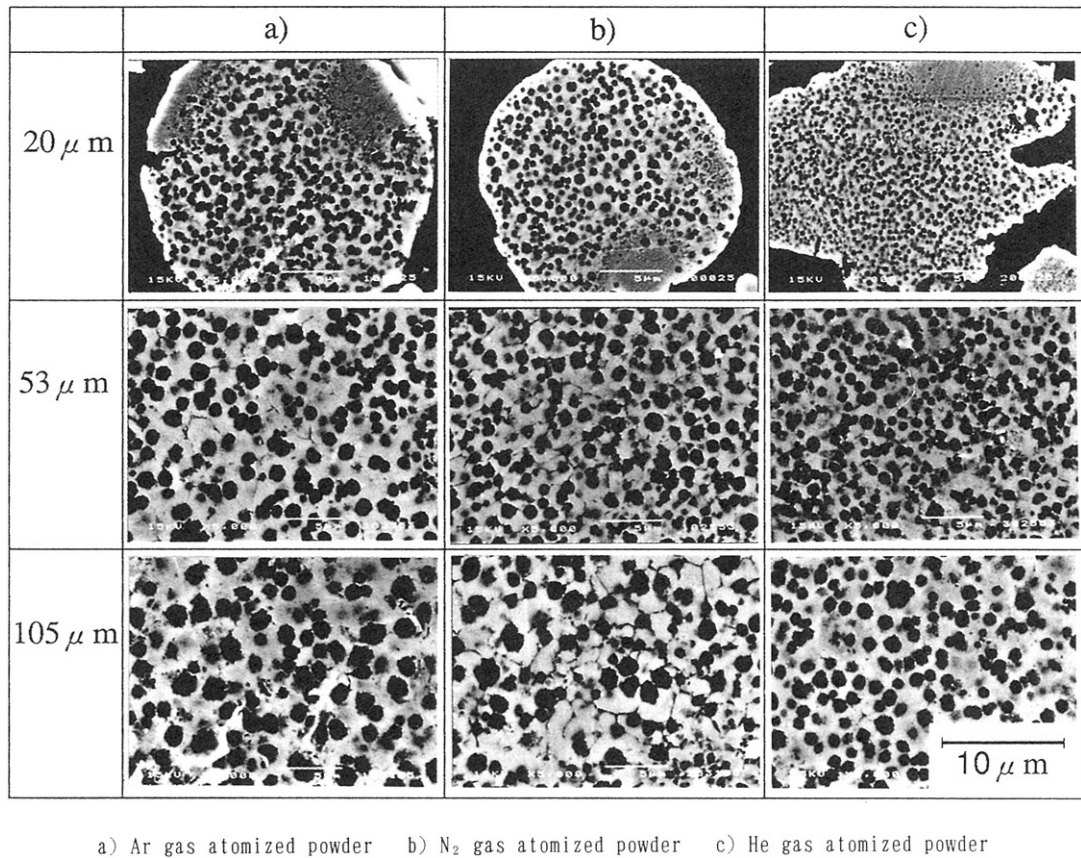


Fig. 3 Microstructure of powders by the low pressure gas atomization

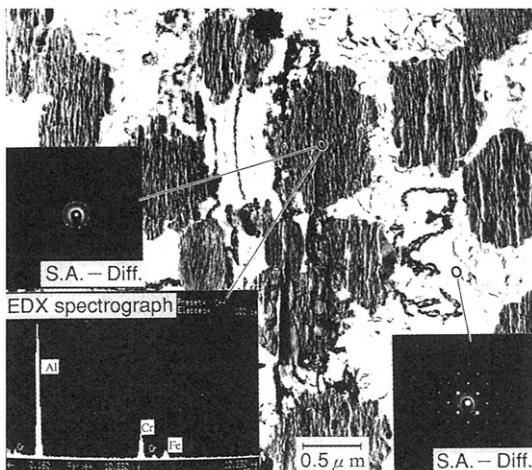
5.2. 粉末粒径、アトマイズガス種と押出材の機械的 特性の関係

(1) 押出材の機械的特性

前項で述べたように粉末内部に分散する化合物粒子の大きさは、アトマイズガスの種類、粉末粒径によって変化する。そこでアルミ粉末押出材の機械的特性に及ぼす、粉末粒径、アトマイズガス種の影響について検討した。

粉末粒径、アトマイズガス種と押出材の引張り強度、伸びの関係を室温、300℃で評価した結果を Fig. 6 に示す。25 μm 以下に分級した He ガスによる高圧ガスアトマイズ粉末が室温、300℃ともに最高強度を示し、室温で 584MPa、300℃という高温下でも 300MPa を示した。

これは前述の通り He ガスを使用して得られた冷却速度の速い粉末の内、さらに微粉末のみをふるい分けて押出材にしたことによるもので、微細組織を有する微粉末の割合が多くなることによるものと考えられる。また、引張り強度は室温、300℃ともに粉末の分級サイズが増大するにもなって低下する。この傾向は粉末製法によらず


 Fig. 4 AEM microstructure and diffraction patterns of N₂ gas atomized powder

同じであり、分級サイズの増大とともに微粉末の割合が減少することによるものと考えられる。

アトマイズガスの種類による強度への影響は高压ガスアトマイズ法の粉末に顕著に現れるが、低压ガスアトマイズ法ではほとんど見られない。これは、Fig. 2 の粒度分布比較に示すように低压ガスアトマイズ法はガスの種類を変化させも粒度分布の変化が小さいのに対して、高压ガスアトマイズ法の場合はガス種を変化させることによって粉末の粒度分布が大きく変化するためと考えられる。

一方、伸びは室温で5~8%で、粉末粒径、アトマイ

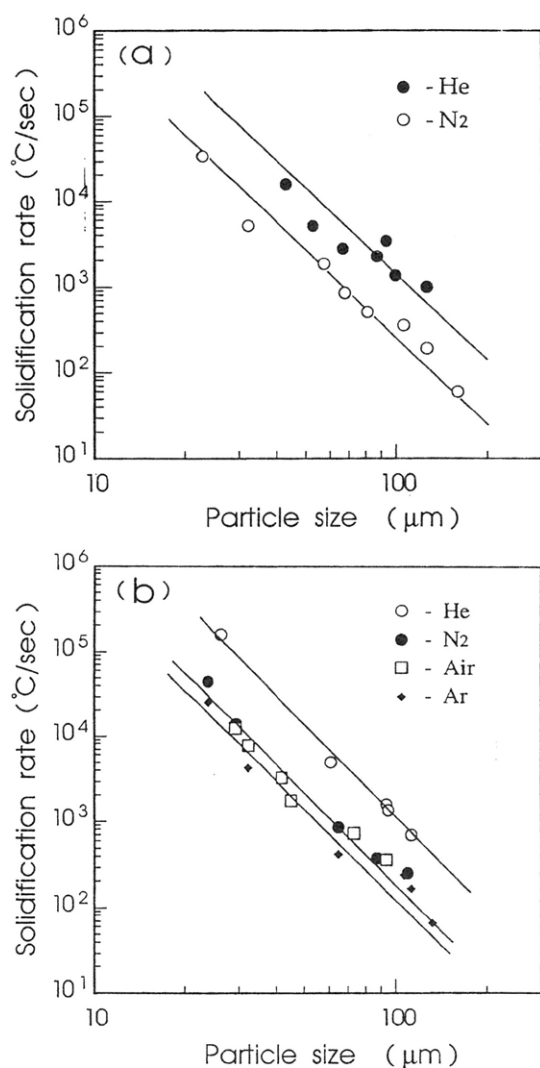


Fig. 5 The effect of powder size and atomized gas on cooling rate of Al-6Cr-3Fe-2Zr powder

ズガス種への依存性は見られなかった。

(2) 押出材の組織

低压ガスアトマイズ法で得られた粉末を $-105\mu\text{m}$ に分級した熱間押出材の TEM 写真を Fig. 7 に示す。マトリックス中に多くの化合物が分散している。分散粒子は矢印 A で示すような比較的粗大な $100\sim 250\text{nm}$ の球状粒子と、矢印 B で示すような 50nm 以下の微細粒子により構成されている。EDX による組成分析の結果、粗大な粒子は Al-

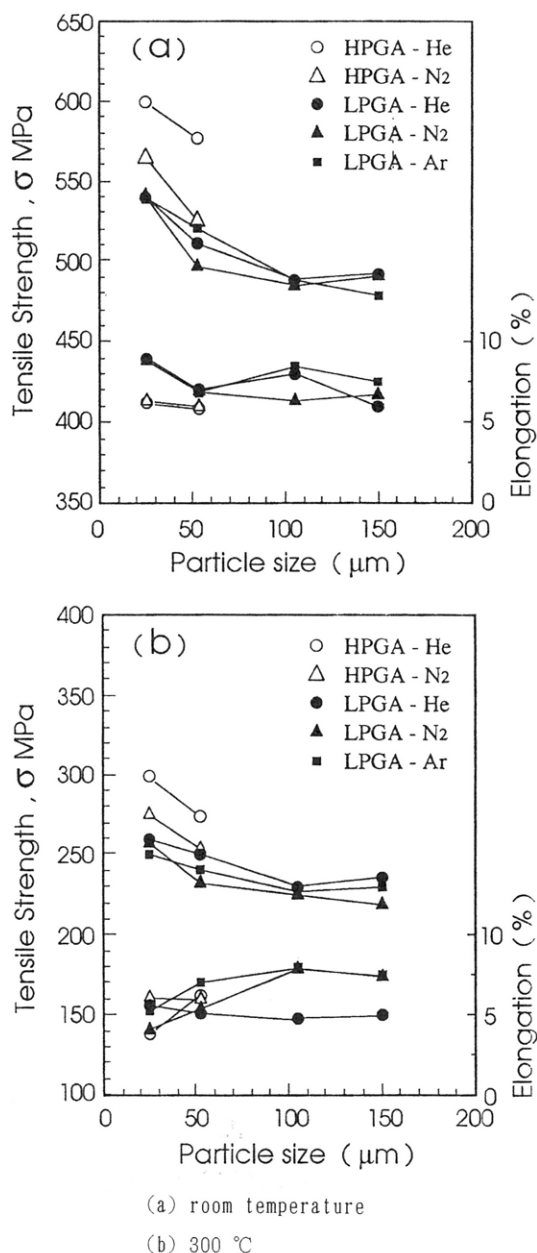


Fig. 6 The effect of powder size and atomized gas on tensile properties of hot extruded Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy

Cr-Fe 系の化合物であり、微細粒子は Al-Zr 系の化合物であることがわかった。これら球状粒子の大きさと形状は、420℃ 熱間押出後でも検出できるほどの変化はない。本アルミ合金の高温での高強度はこれらマトリックス中に分散している微細な金属間化合物粒子によるものと推定される。

5.3. 高温での強度特性

Al-6Cr-3Fe-2Zr 合金の引張強度は、粉末製法、アトマイズガスの種類、粉末粒径によって変化することを前述した。ここでは最高強度の得られた高压ガスアトマイズ (He, -25 μm) 粉末押出材 (以下合金 A と称す) と、低压ガスアトマイズ (N_2 , -105 μm) 粉末押出材 (以下合金 B と称す) の高温強度特性について比較検討する。

(1) 高温引張強度

合金 A と合金 B の引張強度特性の温度依存性を Fig. 8 に示す。合金 A、B とともに室温から 400℃ まで引張強度は緩やかに低下し、時効硬化型の I/M 合金 2618-T6¹⁶⁾ の様に 150~200℃ での急激な強度低下は見られない。

合金 B の引張強度は合金 A に対して室温から 400℃ まで、約 20% の強度低下を示すが、300℃ での引張強度は I/M 合金 2618-T6 合金の約 4 倍の強度を示している。

また、P/M 材 Al-Si-Fe 系合金に対しても、室温から 400℃ まで優れた強度を示している。伸びは、合金 A、B とともに室温で 5~8% の値を示し、200℃ で最小となり、その後温度の上昇とともに増加する。

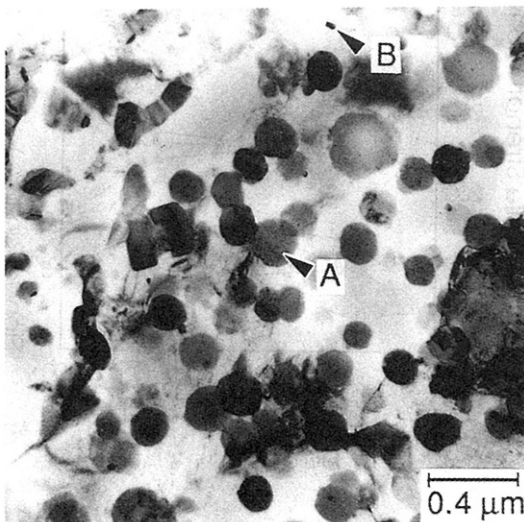


Fig. 7 TEM microstructure of hot extruded Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy

(2) 高温疲労強度

合金 A 及び合金 B の 10^7 回における疲労強度 (引張圧縮 $R = -1$) の温度依存性を、I/M 材の 2618 合金及び P/M 材 Al-Si-Fe 系合金と比較して Fig. 9 に示す。

いずれの合金も温度の上昇とともに疲労強度は低下するが、P/M 材である合金 A、合金 B 及び Al-Si-Fe 系合金は、2618 合金に比べ、全ての温度域で高い疲労強度

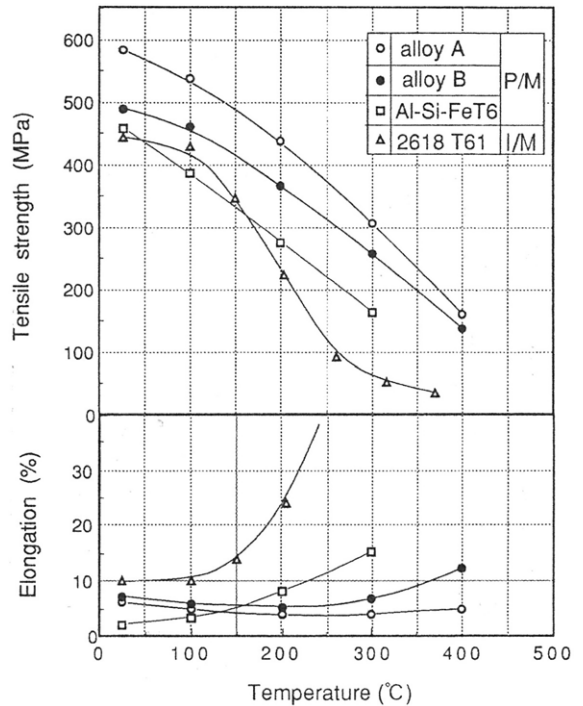


Fig. 8 Tensile properties of Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy at elevated temperatures

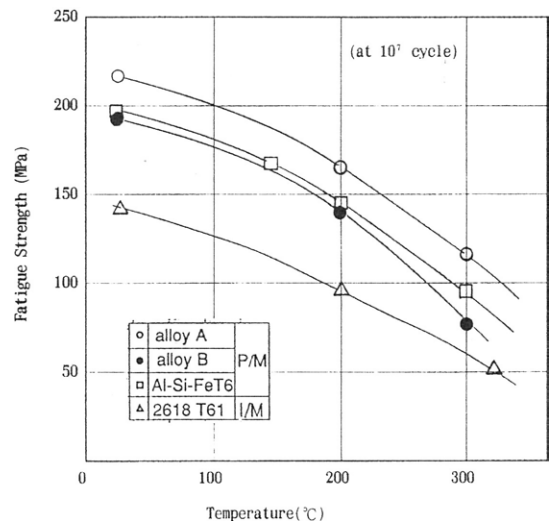


Fig. 9 Fatigue strength of Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy at elevated temperatures

を維持している。

合金 A と合金 B を比較すると、引張強度と同様、全ての温度域で合金 A の方が疲労強度は優れている。これは同一成分 (Al-6Cr-3Fe-2Zr) でも出発原料であるアルミニウム粉末の組織の違いによるもので、引張強度と同様に粉末組織が微細な程、疲労強度も向上する。

(3) クリープ特性

合金 A 合金 B の 300℃ 及び 400℃ における応力 - 破断時間曲線を Fig. 10 に、応力 - 最小クリープ速度曲線を Fig. 11 にそれぞれ示す。400℃ におけるクリープ強度は合金 A と合金 B で同等であるが、300℃ では合金 B の方が高いクリープ強度を示す。

最小クリープ速度と応力について合金 A と合金 B を比較するとクリープ破断強度と同様に 400℃ では同等の最小クリープ速度を示すが、300℃ では合金 B の方

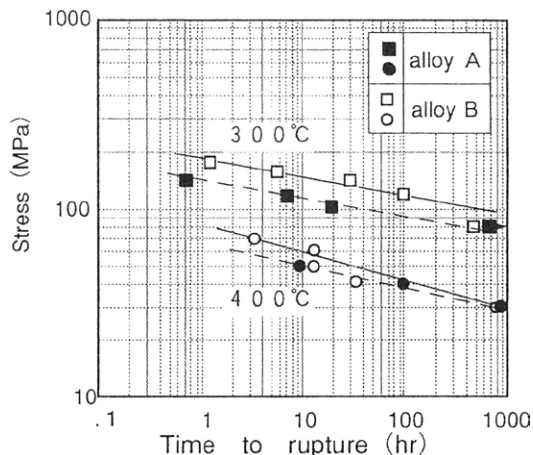


Fig. 10 Stress-creep rate properties of Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy at 300-400°C

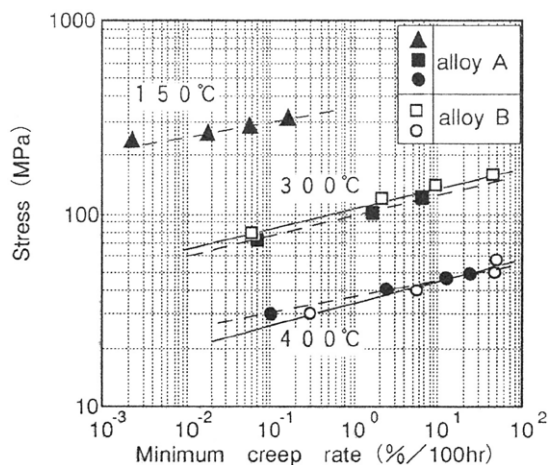


Fig. 11 Stress-creep rate properties of Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy at 150-400°C

が同一応力での最小クリープ速度は小さい。開発合金の破断時間 100Hr におけるクリープ破断強度を、他のアルミ合金と比較すると、I/M 合金 2618 の破断強度は 300℃ で 40MPa¹⁶⁾ であり、本合金のクリープ強度が優れていることがわかる。

Fig. 12 は合金 B の 400℃ でのクリープ試験片破面を SEM により観察したものである。

破面は 1~5 μm の小さなディンプル破面を呈しており、ディンプルの底部には分散粒子が観察され、破壊は分散粒子とマトリックスの界面にボイドを形成しそのボイドの成長連結により、破壊が進行するものと考えられる。

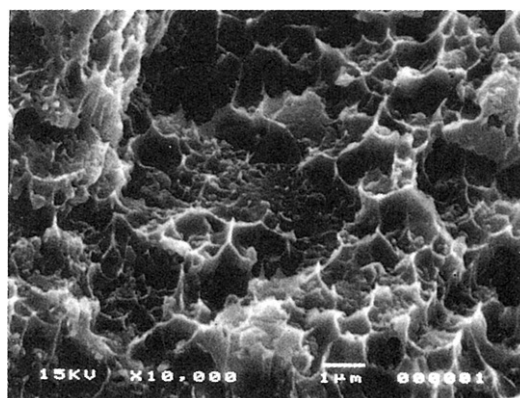


Fig. 12 SEM micrograph showing 400°C creep fracture surface of Al-6Cr-3Fe-2Zr alloy (alloy B)

6. ま と め

急冷凝固プロセスを応用して、吸気バルブへの適用が可能な耐熱性アルミニウム合金 (Al-6Cr-3Fe-2Zr) を開発した。Al-6Cr-3Fe-2Zr 合金の粉末組織とその押出材の強度特性に及ぼすガスアトマイズ製法因子の影響を明らかにするとともに、高温での各種強度特性を調べ、以下に示す結果を得た。

(1) 本合金の粉末特性はガスアトマイズ製法、及び使用するガスの種類に依存している。

急冷凝固によって得られる粉末組織は、極めて微細で、粉末マトリックス中に分散する微細化合物の大きさは、粉末サイズが小さい程微細になった。粉末サイズが同じならアトマイズガスに He を用いた場合が最も微細で、次いで、N₂, Air, Ar, の順であった。

(2) 冷却速度の大きな微細粉末を歩留りよく得るには高圧ガスアトマイズ法に He ガスを用いるのが最も効果があった。

(3) 本合金の強度特性は高圧ガスアトマイズ製法 (He ガス、 $-25\mu\text{m}$) の粉末押出材が最も優れており、常温から 300°C まで優れた強度を示し、引張強度は室温で 584MPa 、 300°C で 300MPa であった。

(4) 本合金の高温における引張強度、疲労強度、クリープ強度は耐熱性 I/M 合金 2618 より優れている。

(5) この優れた耐熱性は Al-Cr-Fe 系及び Al-Zr 系の微細な金属間化合物の分散によるものと考えられる。

開発した耐熱アルミニウム合金 (N_2 ガス、 $-105\mu\text{m}$) を適用して、1.31 SOHC エンジンの吸気バルブを試作した。

重量は鋼製の吸気バルブに対して 45% の軽量化を達成し、その結果スプリング荷重の低下が可能になり、実車燃費 (LA-4 モード) は 0.55% 向上することが実証された。さらに、このアルミニウム合金製吸気バルブを組み込んだ実機エンジンで、 $7000\text{rpm} \times 100\text{hr}$ の耐久試験を行い、耐久信頼性が実証された。

本合金は既存アルミニウム合金の使用温度の限界を越える 350°C までの温度域での使用が可能であり、エンジン部品への幅広い応用が期待できよう。

参 考 文 献

- 1) 馬場義雄: 軽金属 39 (1989) 378
- 2) 村上陽太郎: 軽金属 39 (1989) 364
- 3) 牛尾英明, 林直義: 軽金属 41 (1991) 778
- 4) 林直義, 伴恵介, 桜井久之: 日本金属学会報 25 (1986) 565
- 5) 牛尾英明, 林直義, 柴田一雄, 海老沢賜寿雄: 軽金属 40 (1990) 787
- 6) 椎名治男, 村樫良一, 星雅己, 有村光典, 北条信明: 自動車技術, 44 (1990), 80
- 7) C. M. Adam, R. G. Bourdeau: Rapid Solidification Processing, Principles and Technologies II, Claitor's Publishing Division, (1980), 246
- 8) W. M. Griffith, R. E. Sanders: High-Strength Powder-Metallurgy Aluminium Alloys, The Metallurgical Society of AIME, (1982), 209
- 9) P. P. Millan: High-Strength Powder-Metallurgy Aluminium Alloys, The Metallurgical Society of AIME, (1982), 225
- 10) Efklids k. Ioannidis: Imperial college, London D. Sc. Thesis
- 11) H. Lubanska, J. of Metals, 22 (1970), 45
- 12) S. P. Mehrotra: Powder Metallurgy International 13 (1981), 132
- 13) 日本機械学会: 伝熱工学資料改訂第 4 版, (1986)
- 14) H. Matyja, B. C. Giessen and N. J. Grant: Jour. Inst. Metals, 96, (1968), 30
- 15) 軽金属学会 鑄造凝固部会: 軽金属, 38 (1988), 54
- 16) Metals Handbook (Vol.2) ASM International, 84

■ 著 者 ■



小 池 精 一



窪 田 隆 一



市 川 政 夫



馬 場 剛 志



高 橋 和 也



三 浦 啓 二