技術報告

アルミニウム粉末冶金研究組合の成果

アルミニウム粉末冶金研究組合*
武田 義信**

Achievement of The Research Association of
Aluminum Powder Metallurgy

Research Association of Aluminum Powder Metallurgy*
Yoshinobu TAKEDA**

1. はじめに

アルミニウム粉末冶金研究組合は、通商産業省の産業活性化技術研究開発制度の一環として昭和58年(1983年)に発足し、昭和63年(1988年)3月31日までの5年間、9社の共同研究が行われた。アルミニウムは、従来溶解鋳造法により製造されているが、強度、剛性、耐熱性、耐摩耗性、耐応力腐食割れ性の改善について限界にきている。本研究開発は急冷凝固粉末製造技術、粉末成形技術および加工熱処理技術を総合的に確立することにより、画期的な性能を有する新しいアルミニウム合金を開発し、アルミニウムの用途の拡大を図るために実施された。本報告では、この研究組合の研究成果の概要について紹介する。なお、詳細については1989年3月22日に当研究組合が開催した成果発表会のテキスト「アルミニウム粉末冶金のすべて」を参照されたい。

2. 急冷凝固粉末製造技術

アルミニウムの粉末の製造は、空気アトマイズ法が一般的に用いられているが、アルミニウム合金の急冷凝固粉末の製造法は確立されていなかった。急冷凝固粉末製造方法としてニッケル基超合金、非晶質合金、チタン合金などについての多様な方法が発表されてきたが、アルミニウムについては、発表例がわずかしかなかった。この一つの理由はアルミニウムの粉末製造は、適切な安全

対策が施されないと爆発の危険が伴うためであると考えられる。本研究では、表1に示す3種の急冷凝固粉末製造方法について設備を開発すると共に、その設備によって製造された粉末を成形固化しその特性を評価した。図1～図3はそれぞれの方法の設備の概念図である。3種の方法は、冷却のメカニズム、溶湯の粒滴化粉碎のメカニズムがそれぞれ異なる。冷却速度は、急冷凝固粉末作製上最も重要な項目の一つであるにもかかわらず直接測定評価が難しい。図1の双ロール法では、溶湯と凝固直後の粉末の温度を赤外線による非接触計測ができたので、従来から用いられているデンドライトアームスペー

表1 本研究で開発した急冷凝固粉末製造法

方 法 名	溶 湯 流 れ の 分 断 粒 滴 化 手 段	急 冷 手 段
双ロール法	リボンができるので機械的に粉碎する アトマイズノズルを加えて噴霧することも行う	水冷式銅、クロム銅合金ロール対との金属接触による熱伝導
噴霧ロール法	アルゴンガスアトマイズ	水冷式銅単一ロールとの金属接触による熱伝導と雰囲気との対流
回転円板アトマイズ法	回転円板の回転による遠心力	ヘリウム雰囲気との対流

* (株)神戸製鋼所、昭和アルミニウム(株)、スカイアルミニウム(株)、住友軽金属工業(株)、住友電気工業(株)、東洋アルミニウム(株)、(株)日軽技研、古河アルミニウム工業(株)、三菱金属(株)の9社により構成。
** 住友電気工業(株) (伊丹市)。Sumitomo Electric Industries Ltd. (Itami-shi, Hyogo).
受理日：平成元年9月21日

図4 噴霧ロール法によって製造したAl-8Fe フレーク粉末の外観

図5 透過電顕によって観察した噴霧ロール法 Al-6Fe フレーク粉末のセル組織

る粉末は、図4に示すようにフレーク状を呈し、厚さ数～百数十 μm 、幅1～10 mm および長さ5～30 mm であった。透過電子顕微鏡組織観察の結果、たとえばAl-6%Fe 合金の場合図5に示すセル構造が観察され、セル間隔は0.2ミクロンであることから急冷凝固速度は、 10^5 Ks^{-1} 以上であると推定された。この粉末は、そのままの形状粒度ではフレーク状のため見かけ密度が小さく、またフレークだけでなく急冷凝固速度の違う粒子状の粉末も含んでいるため、ハンドリングに適さない。そこで、粉碎と分級を施し粉末特性の改善を行った。Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr 合金について、この処理の有無が押出材の室温引張特性に及ぼす影響を調べた結果、分級粉末では強度が約30 MPa 高く、伸びが0.3%小さくなっており、急冷凝固速度の遅い粉末粒子が除かれた結果であると考えられた。図3の粉末製造方法は、先の2方法がいわゆるスプラット冷却によって急冷凝固を得ているのに対して、対流による冷却効果だけで急冷凝固を得ようとする方法である。このため、冷却媒体として熱伝導度の大きなヘリウムガスを用い、相対速度を大きくするた

図6 回転円板アトマイズ法における理論粒子冷却速度に及ぼす冷却媒体の影響

図7 回転円板アトマイズ法における理論粒子冷却速度に及ぼす粒子相対速度 (ms^{-1}) の影響

め回転数を増した。このときの、理論凝固速度は次式で示される。

$$dT/dt = 6 K Nu (T - T_w) / (C D^2 \rho)$$

ここで、 Nu ：ヌッセルト数、 T_w ：雰囲気温度、 ρ ：粒子の密度、 C ：粒子の熱容量、 D ：粒子の直径、 K ：雰囲気ガスの熱伝導度、である。

上式を用いて、理論冷却速度を雰囲気ガスの種類と粒子の相対速度から求めたのが図6および図7である。実際に得られた粉末は、菌型あるいは紡錘型を呈しており粒度は $50\sim 350\mu\text{m}$ であった。また、Al-10Fe合金の場合にセル組織から求めた急冷凝固速度は粒子直径 $100\mu\text{m}$ のとき $7\times 10^4\text{Ks}^{-1}$ 、 $50\mu\text{m}$ のとき $8\times 10^5\text{Ks}^{-1}$ であった。この粉末の特徴は、見かけ密度が大きく、また粒子直径が大きいため表面酸化量が少ないことである。このような粉末特性は、製造条件のうち溶湯温度、ノズル径、回転数などに影響されるが、なかでも回転円板の形状が大きく影響する。回転円板の形状（凹面か凸面か）や曲率半径の大きさなどによって、溶湯の粉碎放出の条件が著しく変化するからである。最適な形状は、底辺角度約60度の円錐形状であった。以上のように、エアアトマイズ法以上の急冷凝固速度を得るための粉末製造法として上記3種の方法がいずれも目標を達成しうるということが明らかとなった。しかし、それぞれ、大量生産に移行するためにまだ解決しなければならない課題が存在し、現在も量産実用化にむけて開発が継続されている。

3. 粉末特殊成形技術

急冷凝固アルミニウム合金粉末の成形固化方法としては、押出方法が最も一般的であるが、急冷凝固の効果をできるだけ保ち簡単な工程によって成形固化することを目的として種々の方法が検討されてきた。これらのなかで、本研究では、超高速衝撃成形と連続摩擦押出成形法を取り上げ、実用化の検討を行った。

図8は、通常の静的成形と衝撃成形などの動的成形における粉末成形過程のモデル図である。動的成形では、衝撃波の直後に圧密化と焼結が同時に起こり、また粉末表面の摩擦熱で粒子表面が溶融する場合には粒子の流動性が高いため真密度がえられ、かつ溶融した表面層は理想的な伝導急冷が起こり粒子内部の温度が低いいため急冷凝固される。衝撃成形法には各種の方法があるが、本実験では衝撃銃法を採用した。小型試験装置は、ピストン重量20g、直径20mm、速度 $260\sim 1260\text{ms}^{-1}$ で試料粉末重量約0.5g、大型試験装置はピストン重量380g、直径70mm、速度 500mks^{-1} 、試料500gのものを使用した。図9にその概念図を示す。

Al-1Si-1Fe-6Cu-3Mn-1.7Mg (205) 合金粉末および6063合金粉末を衝撃成形し、その顕微鏡組織を観察した結果次のことがわかった。205粉末の場合、速度が 260ms^{-1} のとき元の粉末の境界 (PPB) が明瞭でありポアが残留している、 540ms^{-1} でPPBが不明瞭になり残留ポアが著しく減少する。 1040ms^{-1} になるとPPBはきわめて不鮮明になり 1260ms^{-1} に至って試料全体が完全に溶融した。205粉末の場合にはPPBがもとの粉末の形

図8 粉末成形における静的プロセスと動的プロセスの模式図

図9 超高速衝撃成形装置概念図

状をほぼそのままに保っていたのに対して、6063粉末の場合、PPBはきわめて鮮明な状態が維持され、かつ粉末粒子が大きな変形を伴って粉末粒子の間に流れ込んだような形になっていた。このように、成形する粉末の合金の硬さによって変形と固化のメカニズムが異なり、比較的軟質の合金の場合には粉末全体の塑性変形が、硬質の合金の場合には表面の摩擦熱による軟化あるいは溶融によって変形、固化する。また、溶融がPPBで起こると、反射波による割れの発生が問題である。これらの結果を総合すると、 $300\sim 700\text{ms}^{-1}$ が最適条件範囲であるといえる。大型機での成形実験結果は、厚さ50mm程度でもピストンがあたる面がやや硬くなる傾向が認められ、実用的な数百mm以上の均一なビレットを成形することはきわめて難しいと判断される。衝撃成形ビレットを用いて押出成形した材料の室温引張強さは他の成

図10 連続摩擦押出 (CFS) 法の概念図

形法で成形したビレットを用いて作製した材料とほぼ同等の性能を示した。これらの結果からは、衝撃成形法は、実用的には経済性および品質の点で従来法より優れた点を見出すことができなかった。

連続摩擦押出 (CFS) 法の概念図を図10に示す。この方法は冷間や熱間で予備成形体を作製することなく粉末から直接部材を得ようとする単純さに大きな特徴がある。予備成形に必要な粉末特性が不要になることや、予備加熱によって損なわれる急冷の効果が低減されることなどがこの単純な工程に期待されている。縦型両持ち式でホイール直径450 mm、駆動150 kW のCFS成形機で成形実験を行った結果、2017, 2024, 2618などの急冷凝固粉末は、直径16 mmまでCFS成形することができ、またその機械的特性は良好であった。成形速度 $0.33 \sim 41.7 \text{ mms}^{-1}$ が大きすぎると加工熱による共晶融解割れを生じ、逆に成形速度が小さすぎると粉末とホイールの間ですべりを生じホイールが空回りを起こす。このため自己発熱が小さくなって材料温度が下がり、成形速度が低下し、成形速度が不安定になる。成形圧力を成形力/圧力室断面積から求めたところ最適条件の場合に約1000 MPaであり通常のアリミニウム合金の場合の約2-3倍の高い圧力であることが明らかになった。CFS成形金型は、高い圧力を受けることになるので中空形状を成形する場合3ポート金型では破壊が起こり、2ポートでないと強度が保てない場合もあった。また、金型形状は、圧力だけでなく安定成形にも大きな影響を及ぼし、特にリードイン部は金型出口付近での材料流れの不均一を左右し、粉末の固化の不足による後工程でのブリスターの発生にも影響を及ぼす。金型を固定する部分とホイール溝のクリアランスをなくし、材料の逃げ (フラッシュ) を抑制した方が安定成形ができ、またブリスターも抑制することがわかった。図11に異形断面材を粉末CFS成形した例を示す。しかし、どのような粉末でも

図11 連続摩擦押出法によって成形した异形断面材

この成形法が採用できるわけではなく、遷移元素を合計10%以上添加した分散強化合金粉末や、SiCを機械的合金化 (メカニカルアロイング) 処理で混合複合化した粉末などでは成形体表面にき裂が生じたり、安定成形ができなかったりする。したがって、CFS成形と言っても適切な粉末特性があり、粒度が粗く見かけ密度が大きく、流れ性がよい粉末で、かつ熱間変形能がよい合金粉末を選ぶ必要がある。

4. 加工熱処理

粉末の直接成形固化を目指した特殊成形法とは別に、予備成形体を焼結などの予備工程を経た後に鍛造、圧延などの方法で加工する方法も研究開発された。

金型焼結成形法は、粉末冶金の最も基本的な工程で部品を製造する方法を目指したものであり、焼結を阻害する強固な酸化皮膜の除去について、置換銅めっき、共晶合金添加による液相焼結を試みた。置換銅めっきは、アルミニウム合金の表面に銅を鍍金し、アルミナがない表面で粒子を焼結することを目的としている。硫酸銅 $0.01 \sim 0.05 \text{ mol} \cdot \text{dm}^{-3}$ の溶液に界面活性剤を添加し、これに粉末を混合かく拌しながら1% HF水溶液を滴下し、酸化皮膜をエッチングしながら銅をアルミニウムと置換反応により析出させた。銅被覆率90%、組成比3~4 mass%の条件は見い出されたが、鍍金被覆率100%は困難であり、またエッチングされた粉末は乾燥時に酸化されやすいことがわかった。この粉末の803 K アルゴン焼結は、酸化皮膜の除去が十分でなく、また粉末表面の再酸化の発生も一部に生じたため、焼結が阻害され機械的性質は非常に劣っており、焼結条件の最適化によっても結局十分な強度が得られないことがわかった。共晶合金粉末としてAl-28Cu-6Si-2Mg粉末を添加する方法は、合金粉末が783 Kで共晶液相を発生し最終的には流出ポアを形成するので焼結体強度は良くなかったが、流出ポアを温間再成形で除去した結果、良好な強度が得られた。表2にこの方法による焼結体の機械的特性を示す。

非封缶圧延法は、7091合金組成相当の混合粉末を原料

表2 Al-Si 系粉末温間成形体の機械的性質

ロット No.	原 料	焼結-熱処理条件	引 張 試 験			硬 さ HRB	比摩耗量* 10^{-6} mm ² /kg
			強 度 MPa	耐 力 MPa	伸 び %		
14-1	混合粉末	S-T5	86	—	—	48	8.0
14-2	混合粉末	S-T6	81	—	0.8	31	8.2
14-3	混合粉末	S-WP-T5	419	410	1.2	90	5.2
14-4	混合粉末	S-WP-T6	361	—	0.5	87	4.5

*大越式摩耗試験機，乾式，FC25相手材，速度3.8 m/s，荷重2 kg，距離100 m

図12 精密級鍛造した粉末押出アルミニウム合金

図14 普通級鍛造した粉末押出アルミニウム合金

図13 精密級鍛造した粉末押出アルミニウム合金の断面マクロ組織

図15 普通級鍛造した粉末押出アルミニウム合金の断面マクロ組織

とし，冷間プレスして得た予備成形体をちっ素焼結後圧延して薄板を得る方法である。7091混合粉末は，Al-0.45 mass%Co 合金粉末と Zn, Mg, Cu 元素粉末の混合体で，いわゆる prealloy 粉末よりも冷間圧縮性にすぐれている。比重2.67に冷間成形後803～863 Kで3.6 ks (1 h) ちっ素焼結した予備成形体を683～713 Kで圧延する。比重が2.8を超える圧延条件である圧下率65%で熱間圧延し，さらに圧下率67%で冷間圧延し0.7 mmの薄板にした。この薄板の引張強さは588 MPaであり同じ

粉末を封缶ホットプレスした材料を圧延した場合の627 MPaと比較するとやや低い強度であった。そこで，焼結のかわりに非封缶ホットプレスした材料を圧延する方法を試みたところ，封缶法と同等の引張強度が得られた。しかし，衝撃値は，封缶法が78.4 kJm⁻²であるのに対して，非封缶ホットプレス法は49.0 kJm⁻²しかなく，元の粉末の表面酸化皮膜の破砕が十分行われず連続して分布する部分が存在するためであると考えられた。さらに単純な製法である粉末直接圧延も試みたところ，

578 MPaの引張強さが得られた。以上の結果から、粉末を原料とする薄板の圧延プロセスは、粉末圧延時の粉末供給量の制御を改良すれば、連続的に安定して薄板を製造することが可能になると考えられた。

鍛造成形法は、最も一般的な塑性加工方法であり、急冷アルミニウム合金の場合には、押出材を鍛造することで複雑形状に成形することができれば切削加工などの工程を省略でき経済性の点でも望ましい。鍛造性の評価は、自由鍛造で円柱を据込む方法で評価し表面に割れが発生する限界据込み率で相対評価した。押出材とホットプレス材を比較すると、やはりホットプレス材の方が低い据込み率でも割れが発生した。PPBに存在する酸化物が十分分断されていないため、この界面において割れが伝播するためであると考えられる。Al-Si系押出材の場合、鍛造温度だけでなく鍛造加工速度も限界据込み率に影響を及ぼし、加工速度が遅い方が限界据込み率が大きくとれる。したがって、粉末急冷アルミニウム合金の鍛造においては、適切な材料組成の選択、鍛造温度の設定、金型温度の管理、鍛造速度の選択などが重要である。実際に精密級、普通級の鍛造を行った例を図12～図15に示す。急冷粉末アルミニウム合金押出材は、従来の展伸材アルミニウム合金と比較すると、鍛造性がやや劣るものの十分成形が可能であることがこの例からも明らかになった。

5. 性能評価

新しい材料がどのような物性を有しているのか、性能の信頼性はどうか、試験片データでなく実機での性能評価はどうかなどについても、急冷アルミニウム合金の固有の評価方法を確立し、データを蓄積する必要がある。

この材料の引張強さが高いことは、すでにいろいろな報告で確かめられているが、実用的観点からは、静的強

度よりもむしろ動的な疲労強度が問題である。そこで表3に示したAl-Cu系合金について粉末押出材を作製し、クラウゼ型回転曲げ疲労試験機で疲労強度を評価した。特に注目すべき点は、疲れ比の大きさである。疲れ比0.44～0.57は、従来の溶解材の0.3～0.4より著しく大きく、疲労のメカニズムが異なっていることを示唆しているが、その解明は今後の研究を待つ必要がある。また、疲労強度と共に破壊に対する信頼性評価の指針として用いられる疲労き裂伝播速度試験を行った結果を図16(a)～(d)に示した。4種のAl-Zn系合金について自由鍛造後の粉末材と溶解7075材を比較した。いずれの粉末材料においても7075材と類似の特性を示しており、やや粉末材料の方が優れているものの顕著な違いはなかった。また、破壊現象における粉末材料固有のメカニズムの解明を行うために、AE（アコースティックエミッション）発生挙動を引張試験時に調査した。溶解合金では耐力を過ぎてからAEが発生するのに対し、粉末合金の場合には耐力に達する以前の初期の段階からAEが発生した。また、引裂き試験や予備疲労き裂導入後に引張を行うCT試験においては、溶解合金ではき裂が急速に進展するポプイン発生以前からAEが検出されるのに対して、粉末合金ではポプイン発生以前には検出されなかった。この原因について、溶解材のAEが金属間化合物の割れによっているのに対して、粉末材は酸化物のはく離連結などのメカニズムによっている(図17)と考えられるが、詳細については解明できていない。

摩耗試験は、実機との対応が最も困難な特性で、特に新しい材料の場合には、摩耗のメカニズムが変わる可能性もあり、標準的な摩耗試験と実機試験の対応のデータを実際にとって比較する必要がある。そこで、急冷アルミニウム合金の一つの応用対象品であるロータリーコンプレッサのベーンの実機試験と大越式摩耗試験およびチ

表3 粉末押出材の疲労強度と疲れ比

基 本 合金系	合金 No.	化 学 成 分 (mass%)								強 度 特 性				
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Cr	Zn	調質	温度(K)	疲労強度 (MPa)	引張強さ (MPa)	疲れ比
Al-Cu	205	1.0	1.1	6.2	3.0	1.7	4.1	—	—	T1 T4 T4	RT RT 423	196 216 137	449 (490) —	0.44 0.44 —
	230	0.8	2.4	3.8	3.1	1.3	—	2.3	—	T6	473	132	236	0.56
	231	0.8	2.2	4.1	3.1	1.3	—	1.2	—	T6	473	127	222	0.57
	232	1.0	1.8	5.8	3.5	1.9	5.8	—	—	T6 T6	RT 473	255 132	558 303	0.46 0.44
	233	<0.1	1.7	4.8	3.5	1.8	2.7	—	—	T6	473	132	282	0.47

図16 Al-Zn 系粉末押出自由鍛造材料の疲労き裂伝播速度試験結果

(a) 合金721 Al-6.3Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.4Zr, (b) 合金722 Al-6.2Zn-2.4Mg-1.5Cu-0.3Zr-0.2Co, (c) 合金725 Al-6.4Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.3Cr, (d) 合金727 Al-6.2Zn-2.4Mg-1.5Cu-0.3Cr-0.2Zr

ップ・オン・ディスク湿式摩耗試験を行い、比較した。材料は、2014/20Si-12Cu 母材に Cr, Ni, Fe を添加した合金で、比較材として A-390 鋳造合金等を用いた。図18 および図19 に標準試験機での摩耗量と実機でのペーンの体積減量の相関を調べた結果を示す。大越式試験は、中速および高速において、比摩耗量と18 ks (5 h) 運転後実機体積減量の相関がみられたが低速においては相関がみられなかった。また180 ks (50 h) 運転後においては、

このような相関がみられなかった。これは、18 ks 運転後では、シリンダー内面の傷や摩耗粉の混入など外乱要因が大きな影響を及ぼしているためであると考えられた。湿式摩耗試験の場合、18 ks 運転後の実機試験との相関が認められたが押出材とホットプレス材、圧延材では逆の相関を示した。この原因は明らかではなく、さらに検討が必要である。A390 合金との比較では、実機試験で顕著な差が現れ、急冷 Al-Si 系合金がすぐれている

図17 引張および引裂き試験における AE 発生モデル (P/M: 粉末材, I/M: 溶解材)

図18 Al-Si 系合金の大越式摩耗試験比摩耗量とコンプレッサペーンの実機体積減量の関係

ことが確認された。

6. 新合金開発

急冷凝固法によって、特に耐熱強度、耐摩耗性、高強度耐応力腐食割れ性、高剛性等を改善した新合金を開発した。急冷凝固法によって、従来溶解鋳造法では添加で

きなかった合金元素や多量の添加が可能であるため、合金設計の自由度が著しく高まった。表4に本プロジェクトで開発された耐熱合金5種を示す。いずれの合金も573 Kで294 MPa以上の強度が得られており、世界のトップレベルの合金である。また、耐摩耗性合金については、Al-Si-Cu-Mg系合金の他、SiCを添加した複合材料についても検討し、摩耗速度に対する大きな依存性を見出した。種々の新しい合金において、従来の耐摩耗性鋳造合金より10倍以上優れた特性が大越式試験機で確認された。

高強度耐応力腐食割れ性合金は、Al-6.5Zn-2.5Mg-1.5Cu系合金にCo, Cr, Zrなどを添加した合金が探索された。これらの添加元素は、再結晶粒の微細化を狙って添加したものであり、アルミナイドが形成されて結晶粒の粗大化を抑制する効果がある。表5に10種類の開発合金の機械的特性と耐応力腐食割れ特性をまとめた。T7熱処理後では、開発合金すべてが負荷応力441 MPaにおいても割れを発生しないことが確かめられた。

高剛性合金の開発は米国等においては、Al-Li系合金が主流で開発されている。しかし、Al-Li合金は3 mass%以上Liを添加すると伸びおよび靱性が著しく低下するため添加量が制約され、ヤング率も高々83.3

表4 開発された耐熱合金の引張特性

No.	合 金	常 温			573 K		
		耐 力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸 び (%)	耐 力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸 び (%)
A	Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr	503	537	1.0	252	307	4
B	Al-9.1Fe-2Cr-2Mn-0.7Mo	519	586	<1	249	323	6.8
C	Al-8Fe-2Cr-2Mo	—	563	6.4	—	323	—
D	Al-3.9Fe-5.9Mn-4.7Cr	—	—	—	256	296	2.3
E	Al-3.8Fe-5.9Mn-4.5Ni-4.6Cr	—	—	—	292	334	1.4

図19 Al-Si 系合金のビンオンディスク式摩耗試験
摩耗量とコンプレッサベーンの実機体積減
量の関係

GPa 程度にしか改善できない。ところが、耐摩耗性高強度合金である Al-Si 系急冷合金では、約98 GPa のヤング率がえられている。そこでこれらの、合金の組合わせでさらにヤング率を改善することを試みた。Al-Li-Si 合金は溶解アトマイズが困難であったので、Al-Li 合金粉末と Al-Si 合金粉末の混合粉末を押出して評価したが、ヤング率の相加効果は認められなかった。また、SiC 粉末を混合し複合化によって、Al-Li 合金のヤング率を改善することも検討した。Al-3 mass%Li 合金粉末に30 mass%SiC を複合化することで、従来のアルミニウムの約2倍の136 GPa のヤング率を得ることができ

表5 開発された高力合金の耐応力腐食割れ性試験
結果

No.	組成	熱処理 負荷応力 (MPa)		T6		T7		
		294	392	294	392	441		
721	Al-6.3Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.4Zr	×	×	○	○	○		
722	Al-6.2Zn-2.4Mg-1.5Cu-0.3Zr-0.2Co	×	×	○	○	○		
723	Al-6.3Zn-2.2Mg-1.4Cu-0.3Zr-0.2Cr	○	×	○	○	○		
724	Al-6.2Zn-2.4Mg-1.5Cu-0.4Zr-0.2Ni	×	×	○	○	○		
725	Al-6.4Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.3Cr	×	×	○	○	○		
726	Al-6.4Zn-2.4Mg-1.5Cu-0.3Cr-0.2Co	×	×	○	○	○		
727	Al-6.2Zn-2.4Mg-1.5Cu-0.3Cr-0.2Zr	○	×	○	○	○		
728	Al-6.1Zn-2.3Mg-1.5Cu-0.4Cr-0.2Ni	×	×	○	○	○		
729	Al-8.8Zn-2.7Mg-1.5Cu-0.1Zr-0.1Ni	×	×	○	○	○		
730	Al-6.5Zn-2.4Mg-1.5Cu-0.5Co	○	×	○	○	○		

割れ無し○, 割れ発生×

た。しかし、高ヤング率合金は、強度靱性の両立に問題があり、今後さらに合金開発の努力を継続する必要があると考えられる。

7. おわりに

本文で紹介した研究成果以外にも、多くの実用的な技術や基礎的な研究成果が得られており、今後それらが工業化という形で世の中に紹介されていくことが期待されている。急冷凝固アルミニウム粉末合金は、まだまだ一人立ちできる新素材産業ではなく、大事に育てる必要がある。また、新しい技術としてメカニカルアロイング、メカニカルグラインディング、スプレイフォーミング、

ロールキャストリング，物理蒸着，減圧溶射，表面改質，レーザ処理など多くの技術がアルミニウムの高機能化，高品質化にむけて研究開発されており，これらの技術に対するアイデンティティが求められているともいえる。

おわりにあたり，本研究開発に従事したすべての研究者を代表し，終始ご支援頂いた通商産業省工業技術院技

術振興課，非鉄金属課，鋳鍛造品課に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 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，アルミニウム粉末冶金技術研究組合，(1989)．