Al-遷移金属系合金急冷凝固材の組織と
機械的性質に及ぼす Sc と Zr 添加の影響藤井 秀紀*・菅又 信**
金子 純一**・久保田正広**

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 52, No. 12 (2002), pp. 598-604

Effect of Sc and Zr addition on the structures and mechanical
properties of rapidly solidified Al-transition metal alloysHidenori FUJII*, Makoto SUGAMATA**
Junichi KANEKO** and Masahiro KUBOTA**

Effect of combined addition of Sc and Zr on structure and mechanical properties was investigated, in rapidly solidified Al-8%Fe, Al-4%Fe-4%Ni, Al-8%Mn and Al-8%Mn-2%Cr alloys containing combination of 0.2% Sc and 0.2% Zr. Rapid solidification was performed by gas atomizing the alloy melt and subsequent splat-quenching on a rotating water-cooled copper roll under an argon atmosphere. The rapidly solidified flakes were consolidated to the P/M materials by cold pressing, vacuum degassing and hot extrusion. TEM observation revealed that the matrix sub grain size was slightly smaller for the rapidly solidified P/M materials with Sc+Zr addition than for those without addition. Hardness of the P/M materials with Sc+Zr addition was higher than those without addition except for Al-8Mn-2Cr alloy. Tensile strength at room temperature was also higher for the materials with Sc+Zr addition except for Al-8Mn-2Cr alloy. However, increments in tensile strength due to Sc+Zr addition decreased with rising test temperature. Higher strength attained by Sc+Zr addition is considered mainly due to precipitation of $Al_3(Sc, Zr)$.

(Received April 10, 2002)

Keywords: scandium, rapidly solidification, Al-transition metal alloy, powder metallurgy

1. 諸 言

アルミニウム中への Sc の微量添加は平衡相化合物 Al_3Sc の析出、結晶粒微細化、再結晶抑制などにより材料強度の向上に優れた効果を発揮する^{1)~5)}。このため、Sc を添加した実用アルミニウム合金の研究開発が進んでいる。しかし Sc は高価であることから多量に添加することは経済的観点から好ましくない。Al 合金に Sc と Zr を同時に添加すると、 $L1_2$ 構造の Al_3Sc 中の Sc の一部が Zr に置き換えられ、マトリックスとのミスマッチ率が低下するため鋳造材に対しての結晶粒微細化の効果が向上する¹⁾。このような効果は Al-Cu¹⁾, Al-Zn-Mg-Cu⁶⁾, Al-Zn-Mg-Cu-Mn-Ti および Al-Mg-Mn⁷⁾ で報告されている。一方、結晶粒微細化の方法の一つである ECAP を Al-Mg-Sc^{8),9)}, Al-Mg-Sc-Zr¹⁰⁾ に対して行っても、Sc と Zr を同時添加した合金は Sc を単独添加した合金よりも熱的に安定した微細結晶粒組織が得られている。また、Sc+Zr 添加による再結晶粒の粗大化の抑制は Al-Mg¹¹⁾, Al-Zn-Mg-Cu¹²⁾ などでも報告されている。

結晶粒微細化と機械的性質の改善の方法として、急冷凝固

法があるが、Sc を添加した急冷凝固アルミニウム合金の研究例は報告されていない。

アルミニウム中において遷移金属は最大固溶限が小さく、拡散係数も小さいことから、高温強度の向上に遷移金属の添加が有効である。急冷凝固法によって遷移金属元素を微細な化合物粒子として晶出させるか、アルミニウム中に強制固溶させた後、微細な析出物として分散させることにより、常温および高温における強度の向上を図ることができる。著者らは、Al-Fe 系、Al-Fe-Ni 系、Al-Mn 系および Al-Mn-Cr 系合金の急冷凝固フレークおよび P/M 材の機械的性質について検討し、すでに報告している^{13),14)}。

本研究では、まず純 Al に 0.2%Sc, 0.2%Zr ならびに 0.2%Sc+0.2%Zr (以下いずれも mass%) を添加した合金の急冷凝固 P/M 材における硬さと組織を比較し、Sc+Zr 複合添加の効果を明らかにする。さらに、Al-遷移金属として Al-8%Fe, Al-4%Fe-4%Ni, Al-8%Mn, Al-8%Mn-2%Cr 合金の急冷凝固材の機械的性質および組織に及ぼす Sc+Zr 添加の影響を調べた。なお、Al-遷移金属系合金急冷凝固 P/M 材の既報のデータ^{13),14)}を比較材として用いた。

* 日本大学大学院生産工学研究科 (〒275-8575 千葉県習志野市泉町 1-2-1)。Graduate School of Industrial Technology, Nihon University (1-2-1, Izumicho, Narashino-shi, Chiba, 275-8575). E-mail: c01820@cit.nihon-u.ac.jp

** 日本大学生産工学部 (習志野市)。College of Industrial Technology, Nihon University (Narashino-shi, Chiba).

2. 実験方法

試験合金の目標組成および P/M 材の分析値を **Table 1** に示す。すべての合金系で Sc と Zr はほぼ目標組成に近い値となっているが、Al-8Fe 系と Al-4Fe-4Ni 系合金の Fe と Ni の組成が目標値よりも若干外れた値となった。合金の溶製には、高純度 Al (99.99%) をベースとして、Al-1.89%Sc, Al-5%Zr, Al-50%Fe, Al-50%Cr 母合金および純 Mn, 純 Ni を用いた。各合金を大気中で溶解した後、直径 50 mm, 長さ 250 mm の金型に鋳込み、鋳塊とした。直径 0.7 mm のノズルつき黒鉛のつぼ中で合金鋳塊を高周波加熱で再溶解し、噴霧ロール式の急凝固装置¹⁵⁾によって急凝固フレークを製造した。フレークの平均的形狀は直径約 7 mm, 中心の厚さが 30 μm 程度で周辺がやや厚い円板状であり、フレーク中心部の凝固冷却速度はデンドライトセル径から約 10^5 K/s と推定した。得られた急凝固フレークを冷間圧縮し予備成形体とした。その成形体を真空脱ガス処理（真空度： $1.33 \times 10^{-3} \sim 10^{-4} \text{ Pa}$, 温度：623 K, 保持時間：7.2 ks）した後、温度 673 K, 速度 $8.33 \times 10^{-2} \text{ mm/s}$, 押出比 25 : 1 の条件で熱間押出を行い直径 7 mm の P/M 材とした。P/M 材の作製工程およびその条件を **Fig. 1** に示す。

急凝固フレークと P/M 材について、373 K から 773 K の範囲で 7.2 ks 等時加熱処理による硬さの変化を調べた。平

Table 1 Nominal and analyzed compositions

Nominal compositions (mass%)	Analyzed compositions (mass%)
Al-0.2Sc	Al-0.19Sc
Al-0.2Sc-0.2Zr	Al-0.15Sc-0.19Zr
Al-0.2Zr	Al-0.21Zr
Al-8Fe-0.2Sc-0.2Zr	Al-8.59Fe-0.18Sc-0.19Zr
Al-8Fe	Al-7.68Fe
Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr	Al-4.47Fe-4.37Ni-0.18Sc-0.19Zr
Al-4Fe-4Ni	Al-4.50Fe-4.41Ni
Al-8Mn-0.2Sc-0.2Zr	Al-8.29Mn-0.18Sc-0.20Zr
Al-8Mn	Al-8.04Mn
Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr	Al-7.96Mn-2.00Cr-0.18Sc-0.20Zr
Al-8Mn-2Cr	Al-7.65Mn-1.97Cr

Fig. 1 Process flow chart of the test materials.

均的な形状の急凝固フレーク 10 枚, Cu ドラムに接した面の硬さをマイクロビッカース硬さ計（荷重 98 mN, 保持時間 20 s）で 10 箇所測定しその平均値を求めた。P/M 材は押出方向に対して垂直断面の硬さをビッカース硬さ計（荷重 9.8 N, 保持時間 20 s）で測定した。硬さは 10 箇所の平均値で求めた。

P/M 材の引張試験を室温, 373 K から 673 K の範囲において初期ひずみ速度 $2.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で行った。引張試験片形状は標点間部 $\phi 4 \times 30 \text{ mm}$ の丸棒試験片である。P/M 材の引張強さ, 伸びを試験片 3 本の平均値で求めた。高温引張試験の試験温度における保持時間は 300 s とした。

急凝固フレーク, および P/M 材の組織を光学顕微鏡および透過電顕（JEM-2010）によって観察した。P/M 材の横断面を厚さ約 0.3 mm に低速切断機を用いて切出し, 約 100 μm まで機械的に研磨した後, ツインジェット式の電解研磨装置で薄膜試料とした。急凝固フレークの薄膜試料はフレーク中心部をツインジェット電解研磨して作製した。電解研磨液は 253 K に冷却した 33 vol% 硝酸-67 vol% メタノール溶液である。

フレークおよび P/M 材の構成相の同定を管電流 60 mA, 管電圧 40 kV の CuK α 線を用いた X 線回折により行った。

3. 実験結果および考察

3.1 Al-0.2Sc, Al-0.2Sc-0.2Zr, Al-0.2Zr 急凝固 P/M 材

Fig. 2 に Al-0.2Sc, Al-0.2Sc-0.2Zr および Al-0.2Zr の急凝固 P/M 材の押出したままの状態と各温度で 7.2 s 等時加熱した硬さを示す。Al-0.2Zr は押出したままの状態硬さ 32 HV を示し純アルミニウムと同程度の硬さとなったが, 急凝固 P/M 材では Sc と Sc+Zr の添加により Al-0.2Sc は 64 HV, Al-0.2Sc-0.2Zr は 68 HV の硬さの向上がみられる。573 K までの加熱では Al-0.2Sc と Al-0.2Sc-0.2Zr の硬さに差が見られないが, 673 K 以上の加熱で Al-0.2Sc-0.2Zr の硬さの低下量が Al-0.2Sc より小さい。**Table 2** に押出しまま材と, 773 K で 7.2 ks 加熱した P/M 材の透過電顕より観察し

Fig. 2 Hardness of as extruded P/M Al-0.2Sc, Al-0.2Sc-0.2Zr and Al-0.2Zr alloys after annealing at various temperatures for 7.2 ks.

Table 2 Sub grain sizes of as extruded P/M materials and annealed at 773 K for 7.2 ks ($n=50$)

Alloy	Sub grain size (nm)	
	As extruded	773 K-7.2 ks
Al-0.2Sc	879	1250
Al-0.2Sc-0.2Zr	773	1253
Al-0.2Zr	1626	2100

測定した平均亜結晶粒径を示す。押出しま材の平均亜結晶粒径は Al-0.2Sc は 879 nm, Al-0.2Sc-0.2Zr は 773 nm となり、亜結晶粒径の大きさに差が認められないが、Al-0.2Zr (1626 nm) と比較すると、結晶粒微細化に効果があることがわかる。Al-0.2Sc と Al-0.2Sc-0.2Zr を 773 K で加熱後の平均亜結晶粒径は Al-0.2Zr (2100 nm) より小さいが、Al-0.2Sc (1250 nm) と Al-0.2Sc-0.2Zr (1253 nm) の両者に差がみられない。つまり、Sc 単独添加と Sc+Zr 同時添加では、加熱による結晶粒成長の抑制効果に差がないことを示唆している。**Fig. 3** に Al-0.2Sc, Al-0.2Sc-0.2Zr の押出しま材と 773 K で加熱後の透過電顕組織を示す。Al-0.2Sc と Al-0.2Sc-0.2Zr とともに押出したままの状態では $L1_2$ 構造の大きさ数 nm の球状粒子が分散している様子が観察され、それぞれ Al_3Sc と $Al_3(Sc, Zr)$ と思われる。Al-0.2Sc-0.2Zr 中の分散粒子の数が Al-0.2Sc より多く見られる。773 K で 7.2 ks の加熱後は、透過電顕写真 (**Fig. 3(b), (d)**) より Sc+Zr を添加した合金中の $Al_3(Sc, Zr)$ 球状粒子の大きさは Sc 単独添加の Al_3Sc よりはるかに小さく、その数が著しく多い。すなわち、 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子の加熱による粗大化は、 Al_3Sc に比べて起こりにくい。このため、Al-0.2Sc-0.2Zr は Al-0.2Sc より 18 HV 高い硬さを示した。これは、Al との界面でのミスフィットの減少によって、 $Al_3(Sc, Zr)$ の界面エネルギーが低いことと、Al 中での Zr の拡散係数が Sc より約 2 桁低いこと⁴⁾ によると考えられる。この結果より Sc を単独で添加するより Sc+Zr の同時添加は、急凝固材の高強度化、とくに加熱による軟化の抑制に寄与することがわかった。

3.2 Al-遷移金属系合金急凝固フレークの組織と硬さ

Fig. 4 に Sc+Zr 添加材と無添加材を各温度で 7.2 ks 加熱した急凝固フレークの硬さ変化を示す。Al-8Mn 系合金と Al-8Mn-2Cr 系合金では Sc+Zr を添加した合金が約 10 HV 高い硬さを示し、各温度での焼なまし後の硬さも Sc+Zr 無添加材より高い硬さを示した。Al-8Fe, Al-4Fe-4Ni 合金の急凝固したままの状態から 573 K までは Sc+Zr を添加した合金が低い硬さを示した。これは急凝固フレークの厚さの違いによる凝固冷却速度の違いが硬さに影響したため、Sc+Zr 添加による硬さの向上がみられなかったものと思われる。しかし、673 K 以上で加熱を行うと $Al_3(Sc, Zr)$ の析出によって硬さが逆転する傾向が見られた。

各合金の急凝固フレークにたいして X 線回折を行い、同定された構成相を **Table 3** に示す。各合金とも急凝固したままの状態では、平衡相と unknown で構成されている。673 K の加熱により Al-8Fe-0.2Sc-0.2Zr, Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr, Al-8Mn-0.2Sc-0.2Zr では構成相に変化が見られない。しかし Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr は X 線回折図 (**Fig. 5**)

Fig. 3 TEM micrographs of P/M materials. (a) Al-0.2Sc (As extruded), (b) Al-0.2Sc (annealed at 773 K for 7.2 ks), (c) Al-0.2Sc-0.2Zr (As extruded), (d) Al-0.2Sc-0.2Zr (annealed at 773 K for 7.2 ks).

Fig. 4 Hardness of rapidly solidified flakes after annealing at various temperatures for 7.2 ks.

に $Al_{12}(Cr, Mn)$ で示される G 相が現れている。Al-8Mn-2Cr 系合金で焼なまし温度が高くなるにつれ硬さが向上するのは、G 相が析出するためである。**Fig. 6** に Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr の急凝固したままと 673 K で 7.2 ks 等時加熱した急凝固フレークの透過電顕組織を示す。急凝固したままの状態では、すべての合金系で (a) のような微細なセル状組織を示した。673 K の加熱によって針状の $Al_{13}Cr_2$ と板状の G 相と思われる化合物が析出している。

Table 3 Constituent phases of rapidly solidified flakes identified by XRD (As rapidly solidified and annealed at 673 K for 7.2 ks)

Alloy	R.S. Flake	
	As rapidly solidified	673 K-7.2 ks
Al-8Fe-0.2Sc-0.2Zr	Al, Al ₁₃ Fe ₄ , unknown	Al, Al ₁₃ Fe ₄ , unknown
Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr	Al, Al ₉ FeNi, unknown	Al, Al ₉ FeNi, unknown
Al-8Mn-0.2Sc-0.2Zr	Al, Al ₆ Mn, unknown	Al, Al ₆ Mn, unknown
Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr	Al, Al ₆ Mn, Al ₁₃ Cr ₂ , unknown	Al, Al ₆ Mn, Al ₁₃ Cr ₂ , Al ₁₂ (Cr, Mn), unknown

Fig. 5 XRD patterns of rapidly solidified flakes of Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr (As rapidly solidified and annealed at 673 K for 7.2 ks).

3.3 Al-遷移金属系合金急冷凝固 P/M 材の組織と硬さ

P/M 材の組織の一例として Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr と Al-4Fe-4Ni の押出したままの材料の透過電顕写真を **Fig. 7** に示す。Sc+Zr の添加の有無にかかわらず大きさ数十 nm の第 2 相粒子が均一に分散しているが、X 線回折より Al₉FeNi と同定された。**Fig. 8** に示すように、Sc+Zr を添加した合金では結晶粒内に球状の整合析出物が分散している様子が確認され、これらの析出物から得られた制限視野電子線回折パターンでは L1₂ 構造の超格子反射がみられた。この球状の析出物に対して EDS 測定を行ったところ Al, Sc, Zr が検出されたことから Al₃(Sc, Zr) であると思われる。予備加熱と熱間押出時の加熱により球状粒子が析出したものと思われる。他の Sc+Zr を添加した合金系においても球状の整合析出物が確認された (**Fig. 9**)。Table 4 に P/M 材の X 線回折より同定した構成相を示す。押出したままの P/M 材は、673 K で加熱した急冷凝固フレークと同じ構成相である。Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr は 673 K の加熱により Al₁₃Cr₂ と Al₆Mn を

Fig. 6 TEM micrographs of rapidly solidified flakes of Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr, (a) rapidly solidified and (b) annealed at 673 K for 7.2 ks.

Fig. 7 TEM micrographs of as extruded P/M materials. (a) Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr, (b) Al-4Fe-4Ni.

Fig. 8 TEM micrographs of as extruded P/M Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr. (a) B.F. image, (b) SADP.

Fig. 9 TEM micrographs of as extruded P/M materials (B.F. image and SADP). (a) Al-8Fe-0.2Sc-0.2Zr, (b) Al-8Mn-0.2Sc-0.2Zr, (c) Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr.

構成していた Cr と Mn が $\text{Al}_{12}(\text{Cr}, \text{Mn})$ へと変化している。Sc 添加量が 0.2 mass% と微量であることと、アルミニウムの回折線ピークと重なるため X 線回折では Al_3Sc の確認ができなかった。Sc + Zr の添加による P/M 材の Al マトリックスへの結晶粒径への影響を、Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr と Al-4Fe-4Ni について調べた。各合金 200 個の亜結晶粒径のヒストグラムを Fig. 10 に示す。Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr では平均亜結晶粒径が 188 nm となり、Al-4Fe-4Ni で測定された平均亜結晶粒径 210 nm より小さい。遷移金属化合物粒子のピン止め効果が有効に働いているため、球状の整合粒子が析出しても亜結晶粒径に大きな差を生じないものと思われる。

Sc + Zr 添加による P/M 押出しま材への硬さの影響を調

Fig. 10 Histograms of sub grain sizes of as extruded P/M materials. (a) Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr, (b) Al-4Fe-4Ni.

Table 4 Constituent phases of P/M materials identified by XRD (As extruded and annealed at 673 K for 7.2 ks)

Alloy	P/M	
	As extruded	673 K-7.2 ks
Al-8Fe-0.2Sc-0.2Zr	Al, $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, unknown	Al, $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, unknown
Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr	Al, Al_9FeNi , unknown	Al, Al_9FeNi , unknown
Al-8Mn-0.2Sc-0.2Zr	Al, Al_6Mn , unknown	Al, Al_6Mn , unknown
Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr	Al, Al_6Mn , $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$, $\text{Al}_{12}(\text{Cr}, \text{Mn})$, unknown	Al, $\text{Al}_{12}(\text{Cr}, \text{Mn})$, unknown

べるため、各温度で 7.2 ks 等時加熱した際の硬さ変化を Fig. 11 に示す。Al-8Mn-2Cr 系合金を除くすべての合金系では、Sc + Zr を添加した合金が約 20 HV 高い硬さを示している。Sc + Zr を添加した合金は L_{12} 構造の球状化合物の析出により Sc + Zr を添加していない合金よりも高い硬さを示したと考えられる。Al-8Fe 合金の Fe 含有量は 7.68 % と Al-8Fe-0.2Sc-0.2Zr の Fe 含有量 8.59 % より少なくなったため他の合金系よりも硬さの差が大きくなった。Al-8Mn-2Cr 系合金では P/M 材作製時の加熱により大量に析出した $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ と G 相が硬さを増加させたため、Sc + Zr の添加効果が現れな

Fig. 11 Hardness of as extruded P/M materials after annealing at various temperatures for 7.2 ks.

ったものと思われる。また、673 K 以上の加熱で2元系化合物 (Al_6Mn と $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$) から3元系化合物 (G 相) へと変化するに際して化合物相の体積率の増大により急激に硬くなっている。

3.4 Al-遷移金属系合金急凝固 P/M 材の引張特性

P/M 押出しま材の引張強さと伸びを試験温度に対して示したのが Fig. 12 と Fig. 13 である。常温での引張強さは Sc+Zr を添加した合金の方が高い引張強さとなる傾向にある。Al-8Fe-0.2Sc-0.2Zr の引張強さは 420 MPa となり Al-8Fe より約 120 MPa 高い。Al-4Fe-4Ni-0.2Sc-0.2Zr で約 60 MPa, Al-8Mn-0.2Sc-0.2Zr も約 50 MPa 高い引張強さとなった Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr は大量に G 相が析出しているため脆性的な材料となり、弾性域で破断するため Sc+Zr の添加効果が現れなかった。高温での試験でも Al-8Fe-0.2Sc-0.2Zr と Al-8Mn-0.2Sc-0.2Zr は Sc+Zr 無添加材より高い引張強さとなった。Sc を添加した合金は超塑性が発現することが知られているが、本実験では遷移金属の添加量が多く遷移金属化合物の体積率が大きいため、673 K までの温度域では大きな伸びの増加は認められない。

4. 結 言

純 Al に 0.2Sc, 0.2Zr および 0.2Sc+0.2Zr を添加した合金、および Al-8Fe 系, Al-4Fe-4Ni 系, Al-8Mn 系, Al-8Mn-2Cr 系合金に 0.2Sc+0.2Zr を添加した合金について、急凝固フレークとその P/M 材の組織と機械的性質をしらべ以下の結果を得た。

(1) Al-0.2Sc, Al-0.2Sc-0.2Zr の P/M 材ではマトリックスとの整合性が高い L_{12} 構造の球状粒子が析出しているため、Al-0.2Zr よりも高い硬さを示す。773 K 等時加熱後では、Sc+Zr を添加した合金の析出物は Sc 単独添加の粒子より小さく、数が多いため 673 K と 773 K の焼なましによる硬さの低下が小さい。

(2) Al-遷移金属系合金の急凝固 P/M 材では Sc+Zr の

Fig. 12 Ultimate tensile strength of as extruded PM materials at various testing temperatures.

Fig. 13 Elongation of as extruded P/M materials at various testing temperatures.

添加による結晶粒微細化の効果はほとんど認められなかった。

(3) Al-遷移金属系合金の急凝固 P/M 材に Sc+Zr を添加すると $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 球状化合物の析出により、無添加合金の硬さよりも約 20 HV 高い値が得られた。しかし、Al-8Mn-2Cr では大量に析出する遷移金属化合物の影響で Sc+Zr 添加効果が現れなかった。

(4) 球状化合物の析出強化により Sc と Zr を添加した合金の方が高い引張強さとなったが、Al-8Mn-2Cr-0.2Sc-0.2Zr は G 相の析出のため引張試験を行っても弾性域で破断するため Sc+Zr の添加効果が現れなかった。

(5) Al-8Mn-2Cr を除く本実験で作製した Al-遷移金属系合金に Sc と Zr を同時添加した合金の急凝固 P/M 材にお

いては、 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 球状化合物の析出強化が発揮される。

おわりに、この研究の一部は日本大学生産工学部ハイテクリサーチセンターの研究資金により実施されました。また、卒業研究生として本実験の遂行に協力された小玉真喜子、玉槻晃の両氏に深く感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) A. F. Norman, P. B. Prangnell and R. S. McEwen: *Acta Mater.*, **46** (1998), 5715.
- 2) H. H. Jon and S. I. Fujikawa: *Mater. Sci. Eng.*, **A171** (1993), 151.
- 3) P. Sh. Lantsman et al.: *Met. Sci. Heat Treat.*, (1990), 285.
- 4) 藤川辰一郎: 軽金属, **49** (1999), 128.
- 5) L. S. Toropova, D. G. Eskin et al.: *Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium*, Gordon and Breach, (1998), 69.
- 6) I. N. Fridlyander, O. G. Senatorova, N. A. Ryazanova and A. O. Nikiforov: *Mater. Sci. Forum*, 170–172 (1994), 345.
- 7) V. G. Davydov, T. D. Rostova, V. V. Zakharov, Yu. A. Filatov and V. I. Yelagin: *Mater. Sci. Eng. A*, **280** (2000), 30.
- 8) 藤田武志, 小村章吾, 堀田善治, T. G. Langdon: 軽金属, **50** (2000), 376.
- 9) M. Furukawa, A. Utsunomiya, K. Matsubara, Z. Horita and T. G. Langdon: *Acta Mater.*, **49** (2001), 3829.
- 10) S. Lee, A. Utsunomiya, H. Akamatsu, K. Neishi, M. Furukawa, Z. Horita and T. G. Langdon: *Acta Mater.*, **50** (2002), 553.
- 11) Zhimin Yin, Qinglin Pan, Yonghong Zhang and Feng Jiang: *Mater. Sci. Eng. A*, **280** (2000), 151.
- 12) Yi-Lei Wu, F. H. (Sam) Froes, Chenggong Li and Alex Alvarez: *Metall. Mater. Trans. A*, **30** (1999), 1017.
- 13) 申 熙澤, 金子純一, 菅又 信: 日本金属学会誌, **56** (1992), 15.
- 14) 申 熙澤, 菅又 信, 金子純一: 軽金属, **42** (1992), 38.
- 15) 菅又 信, 磯村裕臣, 金子純一, 堀内 良: 軽金属, **37** (1987), 366.