Al-3%Fe-3%Ni-3%Cr-0.7%Zr P/M 合金の メカニカルグラインディング処理による高強度化

松木 賢司*・恵利 有司**・會田 哲夫*
高辻 則夫*・楠井 潤***・村上 哲****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 48, No. 12 (1998), pp. 629-634

Strengthening of Al-3%Fe-3%Ni-3%Cr-0.7%Zr P/M alloy by mechanical grinding

Kenji MATSUKI*, Yuji ERI**, Tetsuo AIDA*
Norio TAKATSUJI*, Jun KUSUI*** and Satoshi MURAKAMI****

Mechanical grinding (MG) of air atomized Al-3Fe-3Ni-3Cr-0.7Zr (in mass%) alloy powder was performed with a vibrational ball mill for various times up to 154.8 ks in an argon atmosphere. Subsequently, MG powders as well as atomized powder were hot extruded to rectangular bar shapes (20 mm in width and 3.5 mm in thickness) at 673 K. The effect of MG time on the mechanical properties of extrudates up to 673 K and on the microstructures of MG powders and extrudates was investigated. Vickers hardness of MG powders increased to about 300 with increasing of MG time up to about 30 ks. The results of DSC, XRD and TEM revealed that the primary intermetallic compounds in atomized powder were finely ground and dispersed by MG. The results also suggest that elements consisting of the compounds were dissolved in the matrix beyond their equilibrium solubility by prolongation of MG time. MG and subsequent hot extrusion processes at 673 K resulted in giving extremely fine sub-grains. On boundaries or interior of the sub-grains, the transition elements dissolved in the matrix by MA were precipitated finely as Al_3Fe , Al_3Ni and $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ phase particles. The tensile strength at ambient temperature and at 573 K were about 431.9 MPa and 208.7 MPa for extrusion specimen from atomized powder, and 675.7 MPa and 281 MPa for extrusion specimen from 154.8 ks-MG powder, respectively. However, the ductility was poor in MG materials. Improvements in the mechanical strength are mainly attributed to the presence of extremely fine sub-structure and finely dispersed particles which were introduced during MG and extrusion process.

(Received April 15, 1998)

Keywords: Al-3Fe-3Ni-3Cr-0.7Zr alloy, rapid solidification powder, mechanical grinding (MG), extrusion, microstructure, mechanical property

1. 緒 言

アルミニウム合金の急冷凝固粉末冶金法は、既存の材料に比較して強度、耐熱性あるいは耐摩耗性等に優れた新しい材料の製造法として注目され、研究開発されている^{1)~3)}。例えば、この方法を用いて開発された高耐熱性アルミニウム合金として、Al-Fe-Ce^{4),5)}、Al-Fe-V-Si⁶⁾、Al-Fe-Cr^{7),8)}やAl-V-Fe⁹⁾合金等が報告されている。急冷凝固粉末冶金法では従来の溶解鋳造法に比較して凝固時の過冷度が著しく大きいため、Fe, Cr, V等の元素を含む耐熱性の高い初晶、共晶化合物^{4)~8)}、あるいは準結晶^{9),10)}のような非平衡相を微細に晶出させることが可能であり、結果として耐熱性に優れた合金が

得られる。先に著者等は、Al-Fe-Ni系合金^{11),12)}にCr元素を添加すると、主たる晶出化合物が Al_9FeNi 相から熱的安定性の高い準結晶相に変化するため、573 K付近の高温強度を改善できることを報告した¹³⁾。

一方、メカニカルアロイング法(MA法)によれば、その極めて高い機械的エネルギーの投入によって、異種金属の原料粉末相互の微細混合から原子レベルでの混合に至る合金化が可能であり^{14),15)}、アモルファス相を形成できたとの報告もある^{16),17)}。さらに、高密度の転位組織の導入や、酸化物、炭化物等の熱的安定性の高い粒子の微細分散が起こることも知られている^{14),15),18),19)}。また、すでに合金状態にある粉末に対する上記の処理は、異種金属粉末の場合と区別してメカ

* 富山大学工学部 (〒930-8555 富山市五福3190)。Faculty of Engineering, Toyama University (3190. Gofuku, Toyama-shi, Toyama 930-8555).

** 富山大学大学院 (富山市) [現在: (株)東海理化電機製作所 (愛知県)]。Graduate School, Toyama University (Toyama-shi, Toyama) [Present: Tokai Rika Co., LTD. (Oguchi-cho, Aichi)].

*** 東洋アルミニウム(株) (八尾市)。Toyo Aluminium K.K. (Yao-shi, Osaka).

**** アイシン軽金属(株) (新湊市)。Aisin Light Metal, Ltd. (Shinminato-shi, Toyama).

Table 1 Chemical composition of atomized powder (mass%)

Fe	Ni	Cr	Zr	Si	O	C	Al
3.03	2.95	2.86	0.69	0.59	0.13	tr.	bal.

ニカルグラインデング (MG) と言われている。

そこでこの MG 処理を、化合物相がすでに微細晶出した急冷凝固粉末に付加すると、晶出化合物粒子の一層の微細化や非平衡相の生成が可能のため、耐熱性の高い合金が得られる^{20),21)}。さらに、晶出化合物の分解によって強制固溶した化合物構成元素が、固化成形中に耐熱性粒子として高密度に導入された転位線などを析出サイトとして微細析出すれば²²⁾、強度や耐熱性の一層の改善に役立つと考えられる²³⁾。しかし、このような観点を含めた研究は比較的少ない。

そこで本研究では、ガスアトマイズ法により作製した Al-3Fe-3Ni-3Cr-0.7Zr 合金粉末¹³⁾に、振動ボールミルによる各種時間の MG 処理を付加した。そして MG 時間の増大に伴う粉末やその押出材のミクロ構造の変化と機械的性質の変化を詳細に調べ、上記の観点で、MG 処理による押出材強度の改善の可能性を検討することを目的とした。

2. 実験方法

2.1 試料の作製

本実験では、空気アトマイズ法で作製した Al-3Fe-3Ni-3Cr-0.7Zr (mass%) 合金粉末¹³⁾に、振動ボールミルを使用して、0 ks (アトマイズのまま) から最大 154.8 ks (43 h) までの各種時間の MG 処理を付加した。その際に用いた MG 容器とボールはステンレス (SUS302) 製で、混合助剤はヘプタン (1 mass%) とした。MG 処理装置と付加方法の詳細は前報²³⁾と同様である。Table 1 に、用いたアトマイズ粉末の化学組成を示す。

熱間押出しに際しては、MG 処理を 0 ks, 75.6 ks (21 h), および 154.8 ks (43 h) 付加した各粉末を冷間静水圧プレス (CIP) 後、673 K で面圧 196 MPa を 1.2 ks 付加する真空ホットプレスによって作製したビレットを用いた。そのビレットを 673 K で 1.8 ks 保持後その温度で押出し、幅: 20 mm, 厚さ: 3.5 mm の板材を得た。その際の押出比は 10 である。

2.2 ミクロ構造と機械的性質の評価

MG 処理時間および MG 処理後の加熱に伴う粉末の内部ミクロ構造の変化に関しては、X 線回折 (XRD: 理学電機 RAD-X, 測定条件: Cu-K α , 40 kV, 20 mA) および示差走査熱分析 (DSC: セイコー DSC 220C) を用いて検討した。示差走査熱分析における昇温速度は 0.17 K/s である。また、MG 粉末のビッカース硬さ変化については、微小硬度計 (アカシ MVK-E, 付加荷重: 2 N) を用いて調べた。各測定点は 7 点の平均から求めた。

粉末や押出材のミクロ組織観察には、走査型電子顕微鏡 (SEM: Superprobe 733) および透過型電子顕微鏡 (TEM: JEM200CX) を用いた。

引張試験には、上述の押出材から押出方向に平行に引張試験片 (ゲージ長さ $\times$ ゲージ幅 = 18 $\times$ 5 mm) を切出して用いた。試験片を室温, 373 K, 473 K, 573 K および 673 K の 5 種類の各温度で 360 ks (100 h) 焼なまし後、その各温度で引

Fig. 1 Vickers hardness against MG time, t_{MG} , for MG powders. Values of Vickers hardness for 75.6 ks and 154.8 ks-MG powders after annealing at 673 K for 1.8 ks are also shown.

Table 2 Change of chemical composition in powders with MG time (mass%)

MG time/ks	Fe	Ni	Cr	Zr	Si	O	C	Al
1.8	2.94	2.76	2.70	0.63	0.63	0.58	0.12	bal.
14.4	2.93	2.72	2.66	0.62	0.64	0.68	0.32	bal.
57.6	2.94	2.75	2.67	0.62	0.64	0.70	0.27	bal.
75.6	2.94	2.75	2.69	0.63	0.73	0.77	0.30	bal.
154.8	2.94	2.75	2.67	0.63	0.64	0.74	0.25	bal.

張強さ (σ_B), 耐力 ($\sigma_{0.2}$) および破断伸び (EL) を求めた。用いた試験機はインストロン型試験機 (島津 AG10TA) で、各測定点は 2 本の試験片の平均値である。

3. 実験結果と考察

3.1 MG 処理による粉末の特性変化

Fig. 1 に、MG 処理時間 (t_{MG}) の増大に伴う粉末のビッカース硬さ (HV) の変化を示す。測定点のばらつきの幅をエラーバーで示した。アトマイズのままの粉末の HV 値は約 80 で軟かいが、MG 処理時間が約 28.8 ks までは急速に硬化し約 280 HV に達した。その後粉末は緩やかに硬化し、 $t_{MG}=154.8$ ks 後にはアルミニウム合金としては著しく高い約 330 の HV 値に達した。Fig. 1 には $t_{MG}=75.6$ ks と 154.8 ks の MG 粉末を、本実験の押出温度に相当する 673 K で 1.8 ks 焼なまし後の HV 値も示してある。この焼なましによって両粉末は相当軟化した。しかし、673 K で焼なまし後も MG 時間の増大の影響は明瞭に認められるので、押出材の強度に反映することが期待される。そこで、MG 処理による粉末の硬化の原因を明らかにするため、粉末諸特性の変化を調べた。

まず Table 2 に、各時間の MG を加えた粉末の O, C 元素および Fe, Ni, Cr 元素の分析結果を示す。アトマイズのままの粉末の分析値に比較し (Table 1), 約 14.4 ks までの MG 処理によって O, C 両元素量ともに増えるが、それ以上の MG 時間では飽和する傾向があった。C 元素の増加は、混合助剤のヘプタン (C₇H₁₆) の分解によって混入したもの

Fig. 2 Change of SEM microstructure of powder with MG time, t_{MG} . (a) $t_{MG}=1.8$ ks, (b) $t_{MG}=28.8$ ks, (c) $t_{MG}=75.6$ ks

であろう。O, C 両元素はアルミニウム酸化物と炭化物微細粒子として分散し、粉末の耐熱性の増大に寄与することが知られている。一方、粉末中の Fe, Ni および Cr 元素は長時間の MG 処理を加えてもほとんど変化しなかったため、MG 処理中にステンレス製の振動ボールミル容器やボール等からの混入は極めて微量であったと判定できる。

次に、Fig. 2(a)～(c)に、MG 時間がそれぞれ 1.8 ks, 28.8 ks および 75.6 ks の粉末断面の SEM 組織変化を示す。その際、粉末断面を鏡面にバフ研磨した後、軽く化学腐食して観察した。そのため、SEM 写真で観察される暗いコントラストの腐食孔は、比較的粗い化合物粒子が脱落して生じたものである。MG 処理を短時間の 1.8 ks 付加した粉末には (Fig. 2(a))、晶出化合物粒子の微細化度の異なる個々のアトマイズ粉末が、積層しかつ偏平に強加工された状態が観察される。MG 処理時間の増大に伴うこの強加工の蓄積によって、化合物粒子が著しく微細化し、かつ量的にも減少するようになる。

Fig. 3(a) と (b) に、 $t_{MG}=0$ ks, と 75.6 ks の粉末の X 線回

Fig. 3 Change in X-ray diffraction patterns of powders with MG time, t_{MG} . (a) $t_{MG}=0$ ks, (b) $t_{MG}=75.6$ ks

折結果を示す。本実験では、 $2\theta=20^\circ\sim90^\circ$ の範囲を測定したが、化合物粒子からの回折ピークのほとんどが $2\theta=30^\circ\sim50^\circ$ の範囲で現われるので、その 2θ 範囲を拡大して示した。 $t_{MG}=0$ ks の粉末には、 Al_3Fe , $Al_{13}Cr_2$, $Al_{80}Cr_{13.5}Fe_{6.5}$ および Al_3Ni 相等からの回折ピークが検出された。しかし、 t_{MG} の増大に伴い、それらの化合物相からの回折強度は著しく弱くなり、また $\alpha-Al$ からの回折ピークはブロードになる傾向があった。そして、MG を 75.6 ks 以上加えると、各種化合物相からの回折ピークはほとんど認められなくなり (Fig. 3(b))、154.8 ks でもほぼ同様の回折パターンを示した。このことと、先に示した SEM 組織の観察結果 (Fig. 2) とあわせて考察すると、MG 処理を長時間加えることによって化合物粒子が著しく微細化し、さらにそれらの構成元素がマトリックスに強制固溶する過程が進行していると推察される。

一方、Fig. 3 に示したような X 線回折結果から、ホルの式²⁴⁾に基づいて求めた結晶粒サイズおよび格子ひずみと MG 処理時間の関係を、それぞれ Fig. 4(a) と (b) に示す。28.8 ks までの MG の付加によって結晶粒サイズは急速に減少し、格子ひずみは急速に増大した。その後はいずれもほぼ一定となる傾向が認められる。すなわち、MG 処理による強加工によって、マトリックスに極めて高密度の転位が導入され、転位セルまたは亜結晶粒組織が著しく微細化することを示すと考えられる。また、この微細化の傾向は Fig. 1 に示した MG 粉末の硬化傾向とよく対応していることから、MG による粉末の硬化には、高密度の転位の導入による加工硬化が大きく寄与していることが確かめられた。

3.2 MG 粉末の加熱による特性変化

次に、熱間押出工程での加熱によって起こる MG 粉末の内部ミクロ構造の変化を知るため、 $t_{MG}=154.8$ ks 付加粉末を各種温度で 1.8 ks 焼なまし後の X 線回折、および各種時間の MG を付加した粉末の DSC 測定を行った。

Fig. 5(a)～(c)に、後で示す DSC の発熱ピーク温度を参照し、523 K, 623 K および 723 K の各温度で 1.8 ks 焼なまし後の MG 粉末の X 線回折結果を示す。523 K 以下の焼なましでは、MG のままの粉末と比較して X 線回折結果にはほとんど変化は見られなかった (Fig. 3(b) と Fig. 5(a))。しかし、623 K で焼なまし後には主として Al_3Fe と Al_3Ni からの回折ピークが現われた (Fig. 5(b))。さらに、723 K ではそれらの化合物相からの回折強度が一層強くなるとともに、新

Fig. 4 (a) crystal size and (b) crystal strain, against MG time for powders.

Fig. 5 X-ray diffraction patterns of 154.8 ks-MG powders annealed at (a) 523 K, (b) 623 K, (c) 723 K, respectively. Annealing time is 1.8 ks.

Fig. 6 Change of differential scanning calorimeter curves for powders with MG time.

たに Al_3Cr_2 相からの回折ピークが強く現われた (Fig. 5(c)).

次に, Fig. 6 に, 各種時間の MG を加えた粉末の DSC 測定結果を示す。 $t_{MG}=0$ ks 粉末には約 623 K から約 723 K の温度範囲で緩やかな発熱が認められた。この緩やかな発熱は, 前報¹³⁾ で述べたように, 急冷凝固時に一部の Fe, Ni, Cr 元素等が強制固溶され, 加熱によって Al_3Fe や Al_3Cr_2 相粒子等として析出することに対応すると考えられる。一方, $t_{MG}=3.6$ ks 付加粉末には, 約 623 K と約 700 K 付近に新たな発熱のピーク (それぞれ P_1 と P_3) が現われた。MG 時間の増大によって, 発熱量が増加する傾向にあるが, 特に約 57.6 ks までの P_3 の発熱量の増大が顕著である。また, 両ピークの出現温度はやや低温度側へシフトした。一方, $t_{MG}=57.6$ ks 以上付加した粉末では, さらに約 660 K 付近の発熱ピーク (P_2) が加わり, MG 時間の増大によって発熱ピーク出現温度がやや高温度側へシフトする傾向がある。

先に Fig. 5 に示した X 線回折結果から, P_1 は Al_3Fe , Al_3Ni , および P_3 の発熱は Al_3Cr_2 相の析出に対応すると考えられ, 特に Al_3Cr_2 相の析出が顕著に起こることを Fig. 6 の結果は示唆している。約 700 K 付近で Al_3Cr_2 相の析出による発熱が現れることは, Al-8% Mn-2% Cr 急冷凝固フレーク

に 108 ks の MG を付加後にも報告されている²²⁾。また, MG 処理によって導入された転位線または亜結晶粒界上に析出するため, これらの化合物粒子の析出による発熱が低温度で現れたと考えられる。

一方, P_2 は, MG 粉末が急速に軟化する温度領域に対応していたので, マトリックスの加工ひずみの回復による発熱²²⁾と考えられる。

以上の結果から, 本実験における押出温度 (= 673 K) までの加熱によって, MG 粉末の加工ひずみの回復と Al_3Cr_2 相粒子等の析出が起こると考えられる。

3.3 熱間押出材

Fig. 7 に, $t_{MG}=0$ ks, 75.6 ks および 154.8 ks の MG 処理した各粉末を 673 K で押出し, その機械的性質の引張試験温度依存性を調べた結果を示す。引張試験は, 試験片を各測定温度で 360 ks 保持後に行った。Fig. 7 から, MG 処理時間の増大に伴い, 室温から 573 K までの引張強さ (σ_B) と耐力 ($\sigma_{0.2}$) とともに増大することがわかる。特に, MG 無付加と比較し, 75.6 ks 以上の MG 処理によって室温付近での σ_B , $\sigma_{0.2}$ とともに著しく増大した。その MG 処理の効果は高温度でも認められ, 154.8 ks の MG を付加後には, 573 K で約 285 MPa の高い引張強さが得られた。ただ, それより高温度の 673 K では MG 処理の効果は認められなくなった。一

Fig. 7 Comparison of tensile properties of specimens extruded at 673 K from as-atomized powders, and 75.6 ks- and 154.8 ks-MG powders.

方、破断伸び (EL) は、MG の付加によって著しく減少したが、MG 75.6 ks より 154.8 ks 付加後の EL がわずかに大きくなる傾向が認められた。Fig. 1 に示したように、MG の付加によって粉末は著しく硬くなり、また硬さにばらつきが見られた。したがって、熱間押出し中の MG 粉末個々に関しては、変形量が少なく表面酸化皮膜の分断が不充分なため周囲との接合強度が弱い状態に残る硬質粉末の割合が、 $t_{MG}=0$ ks 粉末の押出しにおけるより多くなる可能性が考えられる。そのような場合、強度が増大しても破断伸びが減少すると思われる。このことが Fig. 7 の MG 粉末押出材の延性低下の原因の一つと考えられるが、今後さらに詳細な検討が必要である。

Fig. 8 に、 $t_{MG}=154.8$ ks 粉末の押出材の X 線回折結果を示すが、 Al_3Fe 、 Al_3Ni 、 Al_3Cr_2 相からの回折ピークが認められ、押出工程中にこれらの化合物粒子が析出したことを示している。

Fig. 9 に、 $t_{MG}=154.8$ ks 粉末の押出材の TEM 組織を示す。前報¹³⁾で示したように、MG 無付加粉末の押出材では、晶出化合物粒子が微細に分散した領域とやや粗く分散した領域が層状に観察された。すなわち、各粉末の凝固速度の違いに起因した組織の不均一性が、押出し後も観察された。制限視野回折によって、この微細領域には、準結晶粒子が多量に分散していることが確認されている。しかし、 $t_{MG}=154.8$ ks 粉末の押出材では、そのような層状の組織は認められなかった。Fig. 9(a) に示したように、粒子径が約 50 nm~200 nm 範囲の化合物粒子が混在していた。またそれらの微細粒子で成長が抑制された微細な亜結晶粒が比較的均一に観察された。高倍率で観察した Fig. 9(b) には極めて微細な粒子の分散も認められる。その制限視野回折では、MG 無付加押

Fig. 8 X-ray diffraction pattern for specimen extruded at 673 K from powder mechanically ground for 154.8 ks.

Fig. 9 (a), (b) TEM micrographs for specimen extruded at 673 K from powder mechanically ground for 154.8 ks.

出材におけるような準結晶粒子からの明瞭な回折リング¹³⁾は得られなかった。したがって、X 線回折および DSC 測定結果と合わせると、MG 押出材には主として Al_3Cr_2 相粒子等が押出工程中に微細析出したものと考えられる。MG 粉末の押出材における、このような微細化合物粒子の分散と微細亜結晶粒組織の形成が Fig. 7 に示したような機械的性質の改善に寄与したと考えられる。

4. 結 言

(1) MG 処理時間の増大に伴い $Al-3Fe-3Ni-3Cr-0.7Zr$ 粉末のビッカース硬さは著しく増大し、154.8 ks 後には約 330 に達した。アトマイズ時に晶出した化合物等の微細分散、高密度の転位の導入や酸化物、炭化物粒子の微細分散がその主な原因である。

(2) MG 粉末の SEM、DSC および XRD 測定結果に基づけば、MG 処理時間の増大に伴い、化合物構成元素がマト

リックスに強制固溶すると推察される。過飽和に固溶した Fe, Ni, Cr 等の遷移元素の中で特に Cr は、約 673 K 以上の加熱で微細な Al_3Cr_2 化合物粒子として析出すると考えられる。

(3) MG 粉末押出材の強度は、MG 時間が長いほど増大した。154.8 ks の MG 粉末から得た押出材の室温および 573 K における引張強さは、それぞれ約 675.7 MPa と約 281 MPa に達した。しかし、伸びは約 1 % と低い値を示した。

(4) 酸化物、炭化物粒子の微細分散のみならず、微細結晶粒組織の形成と微細化合物粒子の析出が、押出材の室温から約 573 K までの強度改善に役立ったと考えられる。

終わりに、本研究は文部省科学研究補助金によって行われたことを付記し謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 井上明久, 増本 健: 軽金属, **40** (1990), 453.
- 2) 金子純一: 軽金属学会第40回シンポジウムテキスト, (1992. 4), 1.
- 3) 大家正二郎, 宮木美光: 軽金属学会研究部会報告書 No. 28, (1992), 1.
- 4) W. M. Griffith, R. E. Sanders, Jr and G. J. Hildeman: High Strength Powder Metallurgy Aluminum Alloys, ed. M. J. Koczak and G. J. Hildeman, The Metallurgical Society of AIME, (1982), 209.
- 5) K. N. Ramakrishnan: Mat. Characterization, **33** (1994), 129.
- 6) D. J. Skinner, R. L. Bye, D. Raybould and A. W. Broun: Scripta Met., **20** (1986), 867.
- 7) M. C. McOnnel and P. C. Partridge: Acta. Metall., **35** (1987), 1973.
- 8) E. K. Ioannidis and Sheppard: J. Materials Sci., **25** (1990), 3965.
- 9) A. Inoue, H. Kimura, K. Sasamori and T. Masumoto: Mat. Trans., JIM, **36** (1995), 1219.
- 10) 松木賢司, 木本 勉, 向 上, 時澤 貢, 横手隆昌, 楠井潤, 藤井一男: 軽金属, **46** (1996), 189.
- 11) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎, 河村能人: 軽金属, **47** (1997), 539.
- 12) K. Matsuki, S. Xiang, T. Kimoto, M. Tokizawa, T. Yokote, J. Kusui and K. Fujii: Materials Sci. and Tech., **13** (1997), 477.
- 13) 松木賢司, 上垣内雅人, 時澤 貢, 高辻則夫, 横手隆昌, 楠井潤, 横江一彦: 日本金属学会誌, **61** (1997), 303.
- 14) J. S. Benjamin and J. Bomford: Met. Trans., **8A** (1977), 1301.
- 15) 申 熙澤, 菅又 信, 金子純一: 軽金属学会研究部会報告書 No. 28, (1992), 39.
- 16) A. E. Remakov, E. E. Yurchikov and V. A. Barinov: Phys. Met. Metallography, **52** (1981), 1184.
- 17) S. Saji, Y. Neishi, H. Araki, Y. Minamino and T. Yamane: Metallurgical & Materials Trans A, **26A** (1995), 1305.
- 18) S. S. Ezz, M. J. Koczak, A. Lawley and M. K. Premukuma: High Strength Powder Metallurgy Aluminum Alloys II, TMS, (1985), 287.
- 19) M. L. Overcoglu and W. D. Nix: ibid, 225.
- 20) 木村久道, 笹森賢一郎, 張 偉, 井上明久: 粉体および粉末冶金, **44** (1997), 207.
- 21) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎, 河村能人: 軽金属, **47** (1997), 487.
- 22) 申 熙澤, 金子純一, 菅又 信: 日本金属学会誌, **55** (1991), 1159.
- 23) 松木賢司, 近藤琢年, 會田哲男, 高辻則夫, 楠井潤, 村上哲: 軽金属, **48** (1998), 157.
- 24) W. H. Hall: J. Inst. Metals, **75** (1948~1949), 1127.