急冷凝固 Al-Mn-Cr 系合金の時効硬化挙動に 及ぼす合金組成の影響*

申 熙 澤** 金子 純一*** 菅 又 信***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 1 (1992), pp. 15-22

Effect of Alloy Composition on Age-Hardening Behavior of Rapidly Solidified Al-Mn-Cr Alloys*

Hee Teak Shin**, Junichi Kaneko*** and Makoto Sugamata***

Al-Mn-Cr alloys of various compositions were rapidly solidified into solid solutions of extended solid solubilities, and P/M materials were consolidated from rapidly solidified flakes by cold pressing, vacuum degassing and hot extrusion. Age hardening behavior was examined for both rapidly solidified flakes and P/M materials. Significant age hardening was observed for the alloys containing 10 mass% of Mn+Cr. However, extruded P/M materials of these alloys showed higher peak hardness than as rapidly solidified flakes. Hence, such a thermomechanical effect was observed on age hardening of the alloys containing 10% of Mn+Cr, whereas no such effect was observed for the alloys containing 7% or less of Mn+Cr. Therefore, the optimum Mn and Cr contents for age hardening of rapidly solidified Al-Mn-Cr alloys are such that the G phase, (Mn, Cr)Al₁₂, is the only constituent phase beside α -Al, and thus the Al-8Mn-2Cr alloy showed the highest age hardenability.

(Received October 14, 1991)

Keywords: rapid solidification, aluminum-manganese-chromium alloy, powder metallurgy, age hardening, thermomechanical processing

I. 緒 言

アルミニウム合金中で Fe, Mn, Cr などの遷移金属は、いずれも平衡状態での固溶限は小さく、高温での拡散係数も低い⁽¹⁾⁽²⁾。しかし、その固溶限は液体から急冷凝固することによって大きく拡大し、強制固溶体を得ることができる⁽³⁾。そのようにして得られる強制固溶体は比較的安定であり、573 K 以上の比較的高温で初めて分解する。しかしながら、Al-遷移金属系の合金において、急冷凝固による強制固溶体の分解によって析出硬化がもたらされる合金系は比較的少数であり、2 元系では Al-Zr⁽⁴⁾、Al-Hf⁽⁵⁾ など、3 元系では Al-Mn-Cr⁽⁶⁾、Al-Cr-Zr⁽⁷⁾ 系などが報告されている。それらは高強度耐熱アルミニウム合金が期待される興味深い合金系である。

急冷凝固 Al-Mn-Cr 3 元系合金もそのような材料の一つであり、Al-5Mn-2.5Cr (mass%) 合金について平衡相である 3 元化合物の G 相[(Mn, Cr)Al₁₂]の生成により、析出硬化が起こること⁽⁸⁾、急冷凝固による強制固溶体の時効硬

化に先立って、塑性変形を加えることによって析出硬化量が増加すること⁽⁹⁾などが明らかにされている。本系合金の平衡相としては、Al に富む側には α 相、2 元化合物の MnAl₆、CrAl₇ および 3 元化合物の G 相[(Mn, Cr)Al₁₂]が Al 側に存在することが明らかにされている⁽¹⁰⁾。特に、析出硬化の主な原因になる 3 元系 G 相は、その基本組成⁽¹¹⁾、構造⁽¹²⁾および存在する温度と成分範囲に関して既に報告されている⁽⁶⁾⁽¹³⁾。なお、この G 相は、Al-Mn 2 元系における準安定相の G 相(MnAl₁₂)の⁽¹⁴⁾、Mn の一部が Cr によって置換されながら Al-Mn-Cr 3 元系の平衡相になり⁽¹¹⁾、状態図にも現れたものである⁽¹⁵⁾。本系合金の急冷凝固による時効硬化現象は析出する G 相の量に影響されると考えられるが、G 相の生成量を最終的に支配する Mn と Cr 量による時効硬化挙動の影響を調べた研究報告は見あたらない。

本研究では、本系合金の Mn と Cr の量を適宜に変化させて、急冷凝固粉末とその押出 P/M 材を作製し、添加元素量による時効硬化挙動の変化を明らかにした。

* 1991年4月日本金属学会春期大会に一部発表

** 日本大学大学院生産工学研究科(Graduate School, College of Industrial Technology, Nihon University, Narashino)

*** 日本大学生産工学部機械工学科(Department of Mechanical Engineering, College of Industrial Technology, Nihon University, Narashino)

II. 実験方法

1. 試料製作

大気中で溶解した99.9%の純アルミニウムに、添加元素である純 Mn と Cr を Table 1 に示される量比で加えて十分な攪拌を行った後、金型に鋳込んで合金鋳塊を作製した。合金鋳塊からの急冷凝固フレークの製造は、既報⁽¹⁶⁾でのアトマイズと単ロールを組合せた急冷凝固装置と製造条件で、合金当たり約 2 kg を作製した。さらに、急冷凝固フレークを金型中に充填し、520 MPa で冷間プレスして、圧粉体(サイズ $\phi 34$ mm $\times$ 70 mm, 密度70%)とした。圧粉体は真空炉中で2時間脱ガス処理(真空度 $1.33 \times 10^{-3} \sim 10^{-4}$ Pa, 温度 623 K)を行った後、熱間押出(押出温度 673 K, 押出速度 0.25 mm/s, 押出比25:1)して直径 7 mm の P/M 材を作製した。Table 1 には、P/M 材の化学分析値が併せて示されている。各合金ともほぼ目標組成に

Table 1 Composition and designation of test materials. (mass%)

Nominal composition	Designation	Analyzed composition	
		Mn	Cr
Al-2Mn-4Cr	2M4C	1.96	3.74
Al-4Mn-2Cr	4M2C	3.92	1.97
Al-6Mn-1Cr	6M1C	5.82	0.95
Al-6Mn-4Cr	6M4C	5.83	3.84
Al-8Mn-2Cr	8M2C	7.65	1.97

G: [(Mn, Cr)Al₁₂]

Fig.1 Alloy composition of the test materials plotted on the constitution diagram of the Al-Mn-Cr ternary system at 673 K⁽¹³⁾.

近い Mn および Cr が含有されている。なお、本実験での合金成分を Raynor と Little⁽¹³⁾によって求められた平衡状態図中にプロットしたのが Fig. 1 である。本実験での合金成分が 673 K で形成する平衡相は、6M1C 合金が α 相と 3 元系 G 相および MnAl_6 を形成し、8M2C 合金では α 相の他には 3 元系 G 相のみを形成することを示している。なお、6M4C, 2M4C, 4M2C 合金はいずれも α 相と G 相および CrAl_7 を形成し、添加量の総量が同じ 6% である 2M4C と 4M2C 合金においては、2M4C 合金が CrAl_7 をより多く形成し、4M2C 合金の場合は G 相をより多く形成する。

2. 諸特性測定

得られた急冷凝固フレークおよび押出 P/M 材の加熱による硬さ変化を調べるために 473~773 K で 2 h の等時加熱後、硬さ測定を行った。測定はフレークの場合マイクロビッカース硬度計(荷重 98 mN, 保持時間 15 s)で、P/M 材は横断面をビッカース硬度計(荷重 9.8 N, 保持時間 15 s)を用いて行った。時効硬化挙動を調べるため、急冷凝固したままのフレークと押出したままの P/M 材を 573, 673, 773 K の温度で時効処理を行って硬化曲線を求めた。また、示差走査熱量計を用いて Ar ガス雰囲気中で 0.17 K/s の昇温速度で加熱して DSC 熱分析を行った。添加元素の固溶量および析出状態を調べるための X 線回折は $\text{CuK}\alpha$ 線を用いて、測定範囲 $2\theta = 20^\circ \sim 80^\circ$ で行った。なお、組織観察は光学顕微鏡(腐食液: H_2O 62%, HNO_3 36%, HF 2%)と透過電子顕微鏡(電解研磨液: メチルアルコール: 硝酸=2:1)を用いて行った。

III. 実験結果および考察

1. 急冷凝固フレークの特性

得られた急冷凝固フレークの形状は添加元素量と関係なく、いずれも直径が約 5 mm 前後であり、厚さは中央部が 20~80 μm と薄く、周辺部は 50~300 μm とやや厚いもので、ばらつきが大きかった。これはアトマイズされた溶湯小滴が水冷銅ドラムの表面に叩き付けられ、外側に広がりながら凝固したからであると考えられる。冷却速度は既報⁽¹⁶⁾によりフレーク中央部で $10^5 \sim 10^6$ K/s と考えられる。

Fig. 2 には急冷凝固したままのフレークの中央部を透過電顕で観察を行った結果である。Mn+Cr 添加量が 6% である 2M4C と 4M2C 合金フレーク(a)では、晶出物は観察されず、強制固溶体だけの組織が認められた。また、6M1C 合金フレーク(b)では結晶粒界に若干晶出物が認められたが、その量は非常に少なく添加元素である Mn と Cr はほとんど強制固溶されていると考えられる。しかし、添加量の総量が 10% である 6M4C と 8M2C 合金フレーク(c)では α -Al と晶出物からなるセル組織が観察された。こ

Fig. 2 TEM micrographs of as rapidly solidified flakes, (a) 4M2C alloy, (b) 6M1C alloy, (c) 8M2C alloy.

のような組織観察から、本急冷凝固実験では、少なくとも Mn+Cr が 7 mass% 位までは完全固溶すると考えられる。各合金フレークを各温度で 7.2 ks 間等時加熱を行った後、硬さ変化を調べた結果を Fig. 3 に示す。いずれの合金も加熱温度の増加による硬さの低下は認められないものの、添加量の総量が 10% である 6M4C と 8M2C 合金フレークは加熱温度の増加とともに硬さは増加し、773 K では

Fig. 3 Change of hardness on isochronal heating (7.2 ks) of RS flakes.

8M2C 合金フレークが最も高い約 Hv160 以上の硬さを示した。これは、強制固溶された Mn と Cr の析出による硬化で、時効温度は著しい硬さ増加を示す 673 K 前後であることが分かる。

なお、673 K で加熱したフレークの組織変化を透過電顕で観察した結果を Fig. 4 に示す。急冷凝固したままで強制固溶体の組織を示した 2M4C と 4M2C(a), 6M1C(b) 合金フレークの加熱組織では、いずれも析出物が見られており、その析出物は、Mn+Cr が 7% 以下の合金ではセル組織を形成し、Mn+Cr が 10% の合金では全面にわたって析出していることが認められる。この析出物は、板状のものが MnAl_6 、塊状のものが G 相、針状のものが CrAl_7 であると考えられる⁽⁸⁾。一方、急冷凝固したままで、セル組織を形成した 6M4C と 8M2C(c) 合金フレークの加熱組織では、セル内に多量の析出物が生成していることが認められる。また、添加量の総量が同量の 2M4C と 4M2C または 6M4C、8M2C 合金フレークでは、Mn 量が多い合金は MnAl_6 の板状の析出物が多く観察されたが、Cr 量が多い合金では CrAl_7 の針状組織が多く観察された。

2. 熱間押出 P/M 材の特性

Fig. 5 は押出したままの P/M 材について、透過電顕で観察を行った結果を示す。いずれの P/M 材でも、673 K で加熱したフレーク (Fig. 4) においてよりも析出物が均一に分散している。この析出物は熱間押出温度である 673 K の加熱中に析出したもので、その大きさはフレークでの析出物 (Fig. 4) と比べて微細になっている。これは、押

Fig. 4 TEM micrographs of RS flakes after isochronal heating (7.2 ks) at 673 K, (a) 4M2C alloy, (b) 6M1C alloy, (c) 8M2C alloy.

Fig. 5 TEM micrographs of as-extruded P/M materials, (a) 4M2C alloy, (b) 6M1C alloy, (c) 8M2C alloy.

Fig. 6 Change of hardness on isochronal heating (7.2 ks) of P/M materials.

出によって導入された転位組織上に析出物が不均一に生成するためであると考えられる。

このような組織を有する各合金 P/M 材の時効加熱による硬さ変化を Fig. 6 に示す。押出したままの P/M 材硬さを Fig. 3 の急冷凝固したままのフレックと比較すると、いずれもフレックより高いレベルの硬さを示す。これは、加工によるひずみ硬化と押出の際の加熱による析出硬化のためであると判断される。なお、加熱温度の増加による硬さ変化では、Mn+Cr 添加量が 10% である 6M4C と 8M2C 合金 P/M 材においては 673 K で再び時効硬化が起こり、硬さはさらに上昇して約 Hv230 まで達している。しかし、他の合金 P/M 材の場合は、6M1C 合金で若干硬さが増加するものの、総添加量が 6% である 2M4C と 4M2C 合金は 773 K でむしろ若干軟化する傾向が認められる。

3. 時効硬化挙動

Fig. 7 には各合金のフレックと P/M 材の時効硬化曲線

Fig. 7 Age hardening curves of RS flakes and P/M materials at, (a) 573 K, (b) 673 K and (c) 773 K.

を比較しながら示す。いずれも、溶体化処理は行わず、急冷凝固したままのフレークと押出したままの P/M 材を 573 K, 673 K, 773 K で時効処理を行った結果である。いずれの時効温度においても、大きな時効硬化を示した合金は Mn+Cr 添加量が 10% である 8M2C と 6M4C 合金であり、中でも Mn 量が多い 8M2C 合金が最も大きい時効硬化を示し、673 K での最高硬さは約 Hv240 まで達して、非常に硬い P/M 材になる。また、フレークよりは P/M 材の方がより短時間で時効硬化が現れており、熱間押出のための加熱の際に析出が進行していることに対応している。また、フレークより P/M 材の方が到達する最高硬さも高くなっており、押出によって導入される転位組織による硬化に起因していると考えられる。なお、時効温度が高いと硬化は短時間で現れるが、最高硬さは低くなる傾向が認められる。573 K での時効硬化は遅く、本実験での時効処理時間の範囲では、まだ硬化する段階であり、時効処理をさらに続けることにより、より高い硬さが得られると予想される。一方、他の合金では 6M1C 合金がフレークにおいて若干時効硬化を示すものの、P/M 材での硬化は逆に小さくなっている。Mn と Cr の総添加量が 6% である

2M4C と 4M2C 合金の急冷凝固フレークはわずかな時効硬化が認められるが、P/M 材は全く硬化を示さず、時効時間が長くなるにつれてむしろ軟化を示す。このように本系合金の急冷凝固フレークではすべての試験合金が時効硬化を示したのに対し、押出 P/M 材では時効硬化を得るのに必要な Mn と Cr の総量は少なくとも 7% は必要であり、10% において大きな時効硬化が認められた。

各合金の時効硬化曲線に対応する組織変化を検討するため、673 K で 600 ks 間時効処理を施したフレークと P/M 材の組織を透過電顕で観察を行った。Fig. 8 がその結果の一部で、時効硬化を示さなかった 2M4C 合金と大きな時効硬化を示した 6M4C 合金のフレークと P/M 材を比較しながら示す。フレーク (a), (b) の場合、Fig. 4 の 673 K で 7.2 ks 間加熱を行ったフレークの組織と比較すると、いずれも析出物が著しく成長していることが分かる。また、Fig. 1 の本系合金の 673 K での平衡状態図から、2M4C 合金フレーク (a) では、 CrAl_7 (棒状) および 3 元系 G 相 (塊状) と思われる析出物が混じって分散しているのに対して、6M4C 合金フレーク (b) では、 CrAl_7 の棒状は見られなく、ほとんど 3 元系 G 相と思われる析出物のみが現れており、

Fig. 8 TEM micrographs of 673 K-600 ks aged RS flakes and P/M materials, (a) 2M4C RS flake, (b) 6M4C RS flake, (c) 2M4C P/M material, (d) 6M4C P/M material.

その量は 2M4C 合金フレークより遥かに多く、観察視野の 50%以上を占めているのが認められる。一方、P/M 材(c), (d)においても、Fig. 5 の押出したままの P/M 材の組織と比較して、大きく成長した析出物が認められる。なお、フレークと同様に 2M4C 合金 P/M 材(c)では、 CrAl_7 (棒状)と 3 元系 G 相(板状)と思われる析出物が、また、6M4C 合金 P/M 材(d)でも、ほとんどが 3 元系 G 相と思われる析出物が認められており、その量は 2M4C 合金

P/M 材に比べて多く、その大きさもフレークでの析出物より若干小さい。しかし、本系合金の析出粒子は、Al-Cu 系などの一般の時効硬化型合金における最高硬さ状態での析出物粒子に比べてはるかに粗大である。したがって、本系合金の時効硬化は析出物の粒子間隔にあまり依存しないものと考えられる。このため、時効硬化曲線において、過時効硬化をほとんど起こさないフラットな最高硬さを示すものと考えられる。

Fig. 9 X-ray diffraction patterns of various specimens, (a) 2M4C RS flake, (b) 8M2C RS flake, (c) 2M4C P/M material (as extruded), (d) 8M2C P/M material (as extruded), (e) 2M4C P/M material (673 K-600 ks aging), (f) 8M2C P/M material (673 K-600 ks aging).

以上のように、本系合金の時効硬化は主として3元素のG相の析出によってもたらされるものであり、十分な時効硬化が起きるためには、ある程度以上のMnおよびCr量が必要であると考えられる。また、大きな時効硬化を示した6M4Cと8M2C合金で、P/M材がフレックより高い最高硬さを示したのは、P/M材のマトリクスが、押出の段階で導入された転位組織による加工硬化の寄与が、P/M材の時効硬化曲線を上に押し上げるためと考えられる。

4. X線回折

X線回折結果として、ほとんど時効硬化を示さなかった4M2C合金と最も大きな時効硬化を示した8M2C合金についてFig. 9に示している。急冷凝固したままのフレックの場合、4M2C合金(a)では α -Alからの回折線のみが現れているのに対して、8M2C合金(b)では α -Alとともに CrAl_7 の回折線が若干現れている。この α -Alの回折線的位置からMnとCrの固溶量を求めると、4M2C合金フレックでの添加量はすべて強制固溶されており、8M2C合金フレックでは約9%のMn+Crが固溶されていると判断され⁽⁹⁾、8%Mnのほぼすべてと2%Crの半分程度が強制固溶されていると推定される。PolesyaとStepina⁽¹⁷⁾も、本系合金の急冷凝固による添加元素の固溶量は約9%まで可能であると報告している。また、これらの結果はFig. 2のフレック組織観察の結果と一致しており、8M2Cフレック(c)でセル境界に生成している晶出物が CrAl_7 であることを示唆する。

一方、押出したままのP/M材の回折結果(c),(d)においては、4M2C合金(c)の場合 CrAl_7 の回折が現れているのに対して、8M2C合金(d)では MnAl_6 と CrAl_7 およびG相からの回折が認められる。なお、 α -Alの回折線から測定した格子定数は、いずれも純Alの格子定数とほぼ一致した。この結果から強制固溶したMnとCrのほとんど全量が熱間押出の際、析出すると判断される。なお、673 Kで600 ks間時効処理を行ったP/M材では、4M2C合金P/M材(e)の場合、 CrAl_7 の回折ピークが低下しながらG相からの回折が顕著に現れている。一方、8M2C合金P/M材(f)では、 MnAl_6 と CrAl_7 の回折がすべて無くなり、G相の回折のみが α -Alの回折とともに大きく現れており、G相の生成量がきわめて多量であることと対応している。

このように長時間の時効処理によって形成する化合物はFig. 1に示した合金組成に対する平衡構成相と一致している。また、この結果から押出P/M材の時効硬化は、押出の際に析出した MnAl_6 と CrAl_7 のような2元系化合物が時効処理によって分解しながら拡散して3元素のG相を生成させるか、または準安定な2元系G相(MnAl_{12})が生成し、そのMnの一部がCrと置換⁽¹¹⁾して、安定な3元系G相に変化することによってもたらされると考えられ

る。このような現象はFig. 5とFig. 8での組織変化にも認められている。なお、総添加量が6%である2M4Cと4M2C合金でもG相からの回折線は現れているが、そのピークは低いことから、大きい時効硬化をもたらすには至らなかったと考えられる。したがって、本系合金の急冷凝固材が十分な時効硬化を示す添加量には臨界値が存在すると考えられ、その量はMnが6%以上、Crが2%以上であると思われる。

5. 示差熱分析

急冷凝固したままのフレックと押出したままのP/M材の析出挙動を調べるために行った、DSC熱分析結果をFig. 10とFig. 11に示す。Fig. 10の急冷凝固フレック

Fig. 10 DSC curves of as-rapidly solidified flakes.

Fig. 11 DSC curves of as-extruded P/M materials.

の 773 K 前後での発熱ピークは、強制固溶された Mn と Cr が析出して、 $MnAl_6$, $CrAl_7$ および G 相を形成することによってもたらされるものと考えられる。一方、Fig. 11 の P/M 材では、押出段階で既に析出した 2 元系化合物が分解することによってもたらされると思われる吸熱(R)が、573 K 前後に現れており、3 元系 G 相を析出することによってもたらされると考えられる発熱ピーク(P)が、673~773 K で現れている。また、いずれの合金 P/M 材での発熱ピーク(P)もフレークのそれより発熱量が少なく、P/M 材の方がより低い温度で発熱が現れている。なお、フレークと P/M 材ともに、Mn+Cr の添加量が多くなると発熱量は大きくなり、総添加量が同量の合金では Mn 量が多い合金がより大きな発熱量を示し、Mn 量の増加とともに発熱温度も低くなる傾向が認められる。張ら⁽¹⁸⁾も、固溶する Mn の量が増加すると析出する温度は低くなると報告している。一方、900 K 前後で認められている吸熱は G 相の再分解によるものであると考えられる。Clare⁽¹⁰⁾および大西ら⁽⁶⁾は 863 K 以上で G 相は不安定になって、 $MnAl_6$ と $CrAl_7$ に再分解すると報告している。G 相の分解による吸熱は、大きな時効硬化を示した 8M2C と 6M4C 合金で明瞭に現れているものの、2M4C 合金では認められなくなっている。また、Mn+Cr の総添加量が同量の合金では、Mn 量が多い合金がより大きい吸熱が現れている。

以上のような結果は、Fig. 7 の時効硬化曲線ともよく対応している。本系合金の急冷凝固材の時効硬化への寄与は、3 元系の G 相の析出によるものであることから、平衡状態図⁽¹³⁾ (Fig. 1) での α 相 + G 相の 2 相領域に対応する Mn/Cr 比で添加することが時効硬化の点から望ましい。しかし、時効硬化量が Mn+Cr の添加量に著しく依存しており、10% 以上と 7% 以下で著しい差を示したが、その理由についてはさらに詳細な実験的検討が必要である。

IV. 結 論

急冷凝固した Al-Mn-Cr 系合金の時効硬化は、Mn と Cr の量によって大きく影響を受けており、十分な時効硬化を示す添加量には臨界範囲が存在しており、Mn が 6% 以上、Cr が 2% 以上の範囲で総添加量が 10% 以上は必要

と思われる。また、平衡状態図における α 相 + G 相の 2 相領域に対応する Mn/Cr 比で添加することが時効硬化の点から望ましい。

なお、総添加量が 10% 以上の合金の時効処理においては、P/M 押出材が急冷凝固フレークよりも高い到達硬さを示した。一方、7% 以下では急冷凝固フレークは若干の時効硬化を示したが、逆に P/M 押出材は時効硬化を示さなかった。

本実験にご協力頂いた卒業研究生の村松宏剛、竹田直人の両君に深く感謝する。

文 献

- (1) T. S. Lundy and J. F. Murdock: *J. Appl. Phys.*, **33**(1962), 1671.
- (2) G. M. Hood and R. J. Schultz: *Phil. Mag.*, **23**(1971), 1479.
- (3) S. P. Midson and H. Jones: *Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals*, The Japan Inst. Metals, (1982), 1539.
- (4) 堀 茂徳, 佐治重興, 小林富夫: 日本金属学会誌, **37**(1973), 1134.
- (5) 堀 茂徳, 古城紀雄, 藤谷 渉: 軽金属, **31**(1981), 649.
- (6) 大西忠一, 中谷義三, 清水恭治: 軽金属, **22**(1972), 505.
- (7) 堀 茂徳, 谷口 靖, 古城紀雄, 田井英男: 軽金属, **37**(1987), 300.
- (8) P. Liu, G. L. Dunlop and L. Arnberg: *Inter. J. Rapid Solidif.*, **3**(1987), 147.
- (9) 申 熙 澤, 金子純一, 菅又 信: 日本金属学会誌, **55**(1991), 1159.
- (10) J. W. Clare: *Trans. AIME*, **215**(1959), 429.
- (11) K. Little, G. V. Raynor and W. Hume-Rothery: *J. Inst. Metals*, **73**(1947), 83.
- (12) J. Adam and J. B. Rich: *Acta Cryst.*, **7**(1954), 813.
- (13) G. V. Raynor and K. Little: *J. Inst. Metals*, **71**(1945), 493.
- (14) 村上陽太郎, 森 邦彦: 軽金属, **18**(1968), 339.
- (15) L. F. Mondolfo: *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Butterworths, London, (1976), 483.
- (16) 菅又 信, 磯村裕臣, 金子純一, 堀内 良: 軽金属, **37**(1987), 366.
- (17) A. F. Polesya and A. I. Stepina: *Fiz. Metal. Metalloved.*, **27**, No. 5, (1969), 885-889.
- (18) 張 沂 濱, 山根寿己, 高橋純造: 軽金属学会第80回春期大会講演概要, (1991), 5.