高温で溶体化処理した Al-2%Si 合金鋳物の 機械的性質に及ぼす Mg の影響

中山 栄浩*・二ノ宮克成**・大西 脩嗣***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 48, No. 7 (1998), pp. 340-345

Effect of magnesium content on mechanical properties of Al-2%Si casting alloy solution treated at high temperature

Yoshihiro NAKAYAMA*, Katsunari NINOMIYA** and Nobuaki OHNISHI***

The mechanical properties and aging processes were investigated for the Al-2%Si casting alloy containing various amounts of magnesium from 0.3 to 1.0%. The specimens were solution treated at high temperature and aged isothermally at the temperatures ranging from 418 to 473 K. Electrical resistivity measurement and differential scanning calorimetry showed that the formation of cluster increased with increase in magnesium content in the early stage of aging and the following aging processes were retarded by the formation of cluster. The peak value of proof stress and the aging time giving a peak value increased with increase in magnesium content. The elongation to fracture and absorbed energy of the specimens containing 0.6% Mg or more decreased remarkably, resulting from a crystallized Mg_2Si particle existing in the eutectic portion. Both fracture elongation and absorbed energy were larger for Al-2%Si-0.3%Mg alloy than for AC4CH alloy.

(Received November 27, 1997)

Keywords: Al-Si casting alloy, magnesium, solution treatment, aging treatment, mechanical properties

1. 緒 言

著者らは、代表的な Al-Si 系合金である AC4CH 合金の力学特性の更なる改善を目的に、鑄造組織、溶体化および時効処理条件の観点から検討^{1)~6)}を加えてきた。その結果、固相線温度直下の高温で短時間溶体化処理を施すいわゆる高温溶体化処理の採用により、引張りならびに衝撃破断特性が向上することを明らかにした^{1),2),4),5)}。これらの機械的性質の改善は、固溶量の増大および共晶 Si 粒子の球状・微細化に起因する^{1),2),4),5)}。Si 粒子の形状改善を主とする延性の改善は、他方では Si 粒子の低減により達成可能と思われる。Si 量の低減に伴い耐力などの機械的性質が低減することは周知の事実⁷⁾であるが、高温での溶体化処理を含めた適切な熱処理条件の採用あるいは Mg 量の調整により、韌性に優れ、適度の強度をもつ Al-Si 系合金が得られる可能性がある。従来の検討内容は、Mg 量を固定して Si 量が機械的性質に及ぼす影響に関するもの⁷⁾、および Si 量を 7% に固定し Mg 量の影響をみたもの⁷⁾が主であり、低 Si 合金の機械的性質に及ぼす Mg 量の影響を検討した報告はないように思われる。本研究では韌性の向上を第一目的として実験を進めた。具体的には、Si 量を 2% に低減した場合の強度低下を補うため、Mg 量を高めた Al-Si 系合金鑄造材を実験試料に選んだ。また、

AC4CH 合金の強度改善に効果的な高温溶体化処理を Al-2%Si 合金鑄造材にも適用し、各種力学特性との関連で検討を加えた。

2. 実験試料および実験方法

2.1 実験試料

AC4CH 合金の成分を基本とし、Si 量を約 2% に調整した Al-Si 系合金鑄造材を供試材とした。Si 量の低減に伴う強度低下を補うため Mg を最大で 1.0% まで加えた。成分の分析結果を Table 1 に示す。共晶 Si 粒子の形状改善を目的に Sr による改良処理を加えた。液相線温度より約 100 K 高温の 1023 K に加熱した溶湯を、423 K に予熱した JIS 舟金型に大気中で鑄込んだ。JIS14A 号に準じる引張試験片 (直径: 4 mm, 標点間距離: 18 mm) および JIS4 号相当のシャルピー衝撃試験片 (V ノッチ) は、鑄造方向と試験片長手方向が平行となるようにインゴットの中央部分から採取した。詳細は後述するが、溶体化温度は 829 K から 843 K の範囲に選り、引続き 418 K, 443 K および 473 K の温度で 2.5×10^6 s まで時効した。

2.2 実験方法

高温溶体化処理の実施に際し、熱分析を行い固相線温度を測定した。測定には高感度示差走査熱量計 (DSC) を用い、

* 山梨大学工学部機械システム工学科 (〒400-8511 甲府市武田 4-3-11)。Faculty of Mechanical System Engineering, Yamanashi University (4-3-11, Takeda, Kofu-shi, Yamanashi 400-8511)。

** 山梨大学大学院 (甲府市)。Graduate School, Yamanashi University (Kofu-shi, Yamanashi)。

*** 日立金属(株) (真岡市)。Hitachi Metals Ltd. (Moka-shi, Tochigi)。

Table 1 Analyzed results of chemical compositions

(mass%)

	Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr	Cu, Zn, Ni, Cr	Al
0.3%Mg	2.10	0.32	0.12	0.01	0.20	85 ppm	Tr	bal.
0.6%Mg	2.12	0.63	0.12	0.01	0.18	92 ppm	Tr	bal.
1.0%Mg	2.10	1.04	0.11	0.01	0.20	95 ppm	Tr	bal.
AC4CH	7.12	0.31	0.08	Tr	0.11	86 ppm	Tr	bal.

重量を10 mgに秤量した試料を10 K/min (0.167 K/s) の割合で昇温した場合の熱流を測定し、固相線温度を求めた。また、種々の条件で時効した試料に関して DSC の測定を行い、時効処理に伴い形成された析出物に関する検討を加えた。高温溶体化処理に伴う共晶 Si 粒子の形状変化は、画像解析装置により統計的に整理した。溶体化および時効処理に伴う固溶ならびに析出状態は、電気比抵抗の変化に基づき検討した。ここでは、直流四端子法により氷水中 (273 K) ならびに液体窒素中 (77 K) で比抵抗の測定を行い、これらの値の比 ($\rho_{273\text{ K}}/\rho_{77\text{ K}}$) を Resistivity Ratio (R. R. 値) として求め、析出状態などに関する検討に用いた。

引張試験は、1 条件当たり 3 本の試験片を用い、室温で実施した。インストロンタイプの試験機を用い、クロスヘッドスピードが 0.5 mm/min の条件 (初期ひずみ速度: 4.6×10^{-4} /s) で引張試験を行った。衝撃破断試験は容量が 98 J の計装化シャルピー試験機を用い、室温で行った。振上げ角は 142° で、1 条件当たりの試験片本数は 3 本である。

3. 結果および考察

3.1 高温溶体化処理と組織変化

著者ら^{1),2),4)~6)}が AC4CH 合金に関してこれまで報告した高温溶体化処理は、固相線直下約 6 K の温度まで約 30 分で昇温し、直後に氷水中に急冷する一連の操作を示す。本実験で用いた供試材は Mg 濃度が異なるので、各試料の固相線温度が変化することが考えられる。最初に、熱分析を行い各試料の固相線温度を測定した。Fig. 1 に示した測定結果をみると、固相線ならびに液相線温度は Mg 量の増大に伴いいずれも低下するようであるが、固相線温度の低下がより著しい。0.3%Mg 合金と 0.6%Mg 合金の固相線温度は大きく異なるが、0.6%Mg および 1.0%Mg 合金の固相線温度はほぼ一致する。従来の報告^{1),2),4)~6)}と同様に、固相線温度より約 6 K 低い温度を高温溶体化処理温度とし、0.3%Mg 合金で 843 K、0.6%ならびに 1.0%Mg 合金で 829 K とした。

各試料の溶体化温度まで約 30 分で昇温し、直後に氷水中に急冷した試料の組織写真を、溶体化処理前の組織と比較して Fig. 2 に示す。いずれの試料も共晶部に微細な共晶 Si 粒子が存在するが、Si 量を 2% まで低減しているため Si 粒子の絶対量は AC4CH 合金より少ない。高温溶体化処理を加えると、Si 粒子はやや粗大化するが丸みを増すようである。Mg を 0.6% 以上含む試料では、共晶 Si 粒子に加えてやや薄い色調で観察される晶出物が共晶部にネットワーク状に観察される。この晶出物は、高温溶体化処理を加えても固溶せず共晶部に残存する。EPMA の分析結果によれば、晶出物は Mg_2Si に対応すると思われた。

Fig. 1 Plots of solidus and liquidus temperatures against Mg content.

溶体化処理に伴う共晶 Si 粒子の形状変化を画像解析装置を用いて整理したところ、Table 2 に示す結果が得られた。表中の円形度係数は、真円で 1 となり形状が不規則なほど小さくなる値であり、この値を用いて Si 粒子の形状 (丸み) を評価することができる。高温溶体化処理を加えると、いずれの試料でも Si 粒子は約 30% 粗大化し、円形度係数は 0.61 から 0.68 程度へと増大する。このような Si 粒子の形状変化は、引張試験の破断伸びなどを改善すると思われる。

3.2 時効処理と析出状態

溶体化処理に伴う固溶状態ならびに時効処理に伴う析出状態について検討を加えるため、R.R. 値を測定し時効時間に対して Fig. 3 に示した。R.R. 値は固溶量の増大に伴い低下し、析出物の形成に伴い増大するため、固溶・析出状態を定性的に捉えるのに有用である。Fig. 3 では、図面が繁雑になることを避けるため、0.6 および 1.0%Mg 合金に関しては時効温度が 418 K のみの結果を示した。また、AC4CH 合金^{*1} を 418 K で時効した場合の R.R. 値も参考までに示した。溶体化処理材 (S. T. 材) では、Mg 量が高い試料で小さな R.R. 値を示すことから、Mg 量の増大に伴い固溶量は増加すると思われる。418 K の時効温度では、いずれの試料の

*1 以下、本研究で参考までに示す AC4CH 合金の各データは、高温 (843 K) で溶体化処理を施し、418 K で時効処理を行った試料に関するものである。

Fig. 2 Optical micro structures of as-cast and solution treated specimens.

Table 2 Measured results of mean size and spherical coefficient of eutectic Si particle

		0.3%Mg	0.6%Mg	1.0%Mg
Mean size of eutectic Si particle (μm^2)	As cast	1.64	1.80	1.54
	S.T.	2.18	2.42	2.07
Spherical coefficient of eutectic Si particle	As cast	0.61	0.61	0.62
	S.T.	0.68	0.68	0.69

R.R. 値も時効時間が 10^5 s を過ぎるあたりから増大するが、その増加量は高 Mg の試料で小さい。同等の Mg を含有する 0.3%Mg 合金と AC4CH 合金との比較では、R.R. 値の変化に差異がみられない。つまり、これら二つの合金では、ほぼ等しい状態で析出過程が進行していると考えられる。溶体化処理材と 418 K で 1.4×10^6 s 時効した試料の R.R. 値を比較して増加割合を求めると、0.3%Mg 合金では約 50% となるが、0.6 および 1.0%Mg 合金では約 35% と小さい。つまり、Mg 量の増大に伴う析出量の低減が示唆される。類似の結果は Al-7%Si-Mg 合金に関して藤木ら^{8),9)}により報告されている。彼らは報告の中で、時効の初期段階には電気比抵抗を増大 (R.R. 値を減少) する微細なクラスタが形成され、クラスタの生成量は Mg 量の増大に伴い増加すると述べている。一方、菅野ら^{10),11)}も Al-Si 二元系合金では比抵抗の増加に影響を与える高密度で微細なクラスタは形成されないが、Mg の添加に伴い微細なクラスタが高密度に形成され、この段階での比抵抗は増大すると報告している。Al-Si-Mg 系合金では、クラスタ、G.P. ゾーン、準安定相および安定相の析出により時効析出過程が進展すると考えられている¹²⁾。つまり、クラスタの生成量が多く安定であるほど、G.P. ゾーン以降の析出過程が遅れることになる。なお、クラスタの形成は比抵抗を増大するが G.P. ゾーン以降の析出過程では比抵抗は減少する。上述の報告に従い Fig. 3 に示した R.R. 値の変化をみると、高 Mg の試料で R.R. 値の増加が遅れることから、時効の初期段階で R.R. 値の低下を招くクラスタが形成された可能性が考えられる。この点に関する確認を行うため、0.3 および 1.0%Mg 合金に関して時効の初期段階 (10^5

Fig. 3 Changes in R.R. with aging time.

s 以下) における R.R. 値の測定を詳細に行い、Fig. 4 に示した。縦軸は溶体化処理材からの変化量 $(R.R. - R.R._{S.T.}) / R.R._{S.T.} \times 100(\%)$ で示した。時効の初期段階ではいずれの試料の R.R. 値も低下することから、クラスタの形成が示唆される。0.3%Mg 合金との比較では、1.0%Mg 合金の R.R. 値の低下が顕著であり、R.R. 値の変化が負から正の値に転じる時効時間も 0.3%Mg 合金では 2×10^4 s 程度であるが、1.0%Mg 合金では約 10^5 s と遅い。つまり、高 Mg 合金ではクラスタの生成量が多く安定であるため、その後の G.P. ゾーンなどの析出が遅れると考えられ、藤木および菅野らの報告と一致する結果が得られた。また、0.3%Mg 合金と同等の Mg を含有する AC4CH 合金の R.R. 値は、0.3%Mg 合金と大きな差異を示さないことから、2% を超える Si 量はクラスタの形成に大きな影響を与えないようである。

次に、Fig. 3 に示した 0.3%Mg 合金を例に、時効の進展に及ぼす時効温度の影響を検討する。時効温度を 418 K から

Fig. 4 Variations of R.R. in early stage of aging treatment.

473 K へと55 K 高めることにより、同一の R.R. 値に達するまでの時効時間は1/10から1/60程度に短縮される。時効温度に関するこのような R.R. 値の変化は0.6および1.0% Mg 合金でも同様であった。参考までに、R.R. 値が2.8に達する時効時間を時効温度に対してプロットし、Arrhenius の関係から見かけの活性化エネルギーを求めると、125.5 kJ/mol (0.3% Mg 合金)、104.8 kJ/mol (0.6% Mg 合金) および 125.3 kJ/mol (1.0% Mg 合金) が得られる。ばらつきも大きい、求めた活性化エネルギーは Mg 量に依存せず、アルミニウム中を拡散する Mg (131 kJ/mol) および Si (124 kJ/mol) の活性化エネルギーに相当する値となる。

析出状態に関する検討を進めるため、示差熱分析を行った。0.3および1.0% Mg 合金の溶体化処理材および418 K で時効した試料の DSC 曲線を Fig. 5 に示す。DSC 曲線上の吸熱および発熱反応は、Mg 量ならびに時効条件で特徴的である。まず吸熱反応について述べる。吸熱反応は時効初期段階あるいは熱分析の昇温過程で形成されたクラスタが再固溶する際の変化に対応すると考えられる。0.3% Mg 合金の S.T. 材では423 K を過ぎる温度付近に吸熱反応が現れるが、時効時間の延長に伴い吸熱反応は小さくなり、消失する。R.R. の結果からも明らかなように、時効時間の延長に伴いクラスタの生成量は減少するため、熱分析ではクラスタの再固溶に対応する吸熱反応が時効処理の進展に伴い低減すると思われる。1.0% Mg 合金の吸熱反応も0.3% Mg 合金とほぼ同様であるが、S.T. 材および時効初期段階（時効時間：28.9 ks）での吸熱反応量は0.3% Mg 合金より大きい。この結果は、Mg 量の増大に伴いクラスタの生成量が増加することを示唆しており、R.R. の測定結果と定性的に一致する。

次に、発熱反応に関して述べる。0.3% Mg 合金の S.T. 材には二つの発熱反応が認められるが、Mg 量が1.0%になると発熱反応は三つになる。1 番目の発熱反応はいずれの合金でも518 K 付近で測定される。菅野ら^{10), 11)}は Al-Mg-Si 系合金に関する研究の中で、G.P. ゾーンは513 K 付近で析出す

Fig. 5 Heat flow curves of 0.3% and 1.0% Mg specimen. (specimens were aged at 418 K)

ると報告していることから、本実験の518 K 付近で測定される発熱反応は G.P. ゾーンの析出に対応すると考えられる。G.P. ゾーンの析出に対応する発熱反応は時効時間が 7.2×10^5 s に至ると消滅する。詳細は後述するが、この時効時間は耐力のピーク時効に相当することからも、1 番目の発熱反応は G.P. ゾーンと関連することが示唆される。2 番目以降の発熱反応が測定される温度は、0.3および1.0% Mg 合金で一致しないが、いずれも準安定相の析出に関連すると思われる。特に、高 Mg 合金では形状の異なる 2 種類の準安定相が析出するという報告¹⁰⁾もあり、本研究で Mg 量の増加に伴い発熱反応が三つに増えることと定性的に一致するが、熱分析結果と析出物の形態に関しては更に系統的な検討が必要のように思われる。

Fig. 5 では時効温度が418 K の場合に関して示したが、443 K あるいは473 K で時効した試料の熱分析曲線にも418 K と類似の変化^{*2}が測定された。つまり、時効温度の上昇は析出を促進するが析出物の性状には大きな影響を与えないと思われた。

3.3 機械的性質

0.2%耐力の時効時間に対する変化を Fig. 6 に示す。図では418 K の時効温度を中心に示したが、0.3% Mg 合金に関しては473 K の結果もあわせて示した。418 K で時効した各試料の耐力は時効時間に対してピーク値をとる形で変化する。0.3% Mg 合金の耐力のピーク値（約230 MPa）は 7.2×10^5 s で得られるが、1.0% Mg 合金のピーク値（約335 MPa）は 1.44×10^6 s で測定されることから、Mg 量の増加に伴いピー

*2 1.0% Mg 合金では、時効温度が上昇すると準安定相の析出に関連する発熱反応の分離が若干不明瞭となる傾向が得られた点で0.3% Mg 合金とやや異なる。

Fig. 6 Changes in 0.2% proof stress with aging time.

ク値を示す時効時間は増大する傾向にある。このことは、R.R. および示差熱分析の測定結果で述べたように、Mg濃度が増大すると時効初期に形成されるクラスタ量が大となるため、G.P. ゾーン以降の析出物の形成が遅れることを裏付けているように思われる。S.T. 材からピーク時効材への耐力の増加割合を計算すると、0.3%Mg 合金では約90%であるが、0.6および1.0%Mg 合金では125%程度と大きい。換言すると、R.R. 値の増加が小さく析出総量が少ない高 Mg 試料で耐力の増加が大きい。TEM 観察などを行い析出物に関する検討を行う必要があるが、高 Mg 試料では析出総量は少ないが析出物の大きさおよび分布が転位運動を効果的に妨げる状態にあると推定される。AC4CH 合金と0.3%Mg 合金の耐力を比較すると、溶体化状態およびいずれの時効時間でも約40 MPaの差異がみられることから、この耐力の相違は時効生成物ではなく共晶 Si 量の違いに起因すると思われる。

0.3%Mg 合金を例に、耐力に及ぼす時効温度の影響を述べる。時効温度を418 K から473 K へと55 K 上昇した場合には、耐力のピーク値に至る時効時間は約1.5%まで効果的に短縮されるが、時効温度の上昇に伴いピーク値が低下しない点は意外な結果であった。

破断伸びの変化を Fig. 7 に示す。0.3%Mg 合金の S.T. 材の破断伸びは25%程度の大きな値を示すが、Mg 量が0.6および1.0%になると10から15%程度まで破断伸びは急激に低下する。Mg 量に依存する破断伸びの差異は、418 K 時効材でも同様に測定され、例えばピーク時効に対応する条件での破断伸びを比較すると、0.3%合金では約10%であるが、0.6および1.0%合金では3%以下となる。前述のように、0.6および1.0%Mg 合金では高温溶体化処理を加えても未固溶の Mg_2Si が共晶部にネットワーク状に存在する。中断試験および破断面の SEM 観察によれば、 Mg_2Si あるいは共晶 Si 粒子と母相との界面からき裂は発生・伝播する傾向が明らかであった。つまり、ネットワーク状に晶出した Mg_2Si が破断伸びを大きく低下した一因と考えられる。0.3%Mg 合金と AC4CH 合金の破断伸びを比較すると、亜時効状態では共晶部の少ない0.3%Mg 合金で10%程度大きな値を示すが、ピーク時効あるいは過時効状態では破断伸びの差異は小さくなる。

Fig. 7 Changes in elongation to fracture with aging time.

Fig. 8 Relations between 0.2% proof stress and elongation to fracture.

亜時効状態ではき裂の発生・伝播は主として共晶部で生じるため共晶組織が破断伸びに大きな影響を与えるが、析出物の形成が著しい過時効状態に至ると共晶部のみならず時効により母相中に形成された析出物を連結するような形でき裂が伝播するため共晶組織の影響は小さくなる。

時効温度の影響を0.3%Mg 合金についてみると、473 K の時効温度では時効の初期段階で破断伸びは大きく低下する傾向を示すが、破断伸びの最低値には時効温度の影響がみられない。

上述のように、耐力ならびに破断伸びは Mg 量あるいは熱処理条件により種々変化する。供試材の強度を客観的に評価する観点に立てば、両者のバランスが問題となる。そこで、時効温度が418 K の場合を例に、耐力と破断伸びとの関係を Fig. 8 に示す。強度ならびに靱性に優れた材料は図中の右上

Fig. 9 Changes in absorbed energy with aging time.

方にプロットされることになる。図中には、JIS 規格の値 (AC4CH-T6) および佃ら¹³⁾による AC4CH 合金の結果も比較して示した。時効の進展は、図中の右下方から左上方への変化に対応する。図に示した結果から、0.6および1.0%Mg 合金は高強度を有するものの靱性に劣ることが明らかである。0.3%Mg 合金と AC4CH 合金を比較すると、耐力が200 MPa 以下では0.3%Mg 合金の破断伸びが大きな値を示すことから、靱性に優れた試料と言えよう。また、佃らのデータおよび JIS 規格によるデータと比較しても、0.3%Mg 合金は優れた強度を有すると言える。

Fig. 9 に衝撃吸収エネルギーを示す。S.T. 材の吸収エネルギーを比較すると、0.3%Mg 合金では他の試料と比較して3倍から6倍程度の大きな値を示す。418 K 時効材では、すべての時効時間で0.3%Mg 合金の吸収エネルギーは著しく大きな値を示すことから靱性に優れた試料と言える。時効温度が473 K に上昇しても、依然として大きな吸収エネルギーが得られ、吸収エネルギーの最低値には時効温度の影響がみられない。

4. 結 言

Al-2%Si 合金鋳物を実験試料に選び、高温で溶体化処理

を施した場合の各種機械的性質および時効析出過程について、Mg 量との関連で検討を加え、以下の結論を得た。

(1) 電気比抵抗ならびに示差熱分析の測定結果によれば、高 Mg 試料では時効初期段階で形成されるクラスタが多く、G.P. ゾーン以降の析出物の形成が遅れることが明らかとなった。

(2) Mg 量の増加に伴い耐力のピーク値は増大するものの、ピーク値が得られる時効時間は長時間側にシフトする。時効温度を418 K から473 K へと55 K 上昇した場合には、耐力のピーク値が得られる時効時間は効果的に短縮されるが、ピーク値には時効温度の影響がほとんどみられない。

(3) Mg 量が0.6%以上の試料では、Mg₂Si 晶出物が共晶部にネットワーク状に存在するため、破断伸びおよび衝撃吸収エネルギーは小さな値となる。AC4CH 合金と比較すると、0.3%Mg 合金の破断伸びと衝撃吸収エネルギーはいずれの時効条件でも良好な値を示す。

(4) 破断伸びと耐力の関係に基づき強度バランスを評価すると、耐力が200 MPa 以下の亜時効条件では、0.3%Mg 合金は AC4CH 合金と比較しても優れている。

参 考 文 献

- 1) 古閑正明, 大西脩嗣, 飯塚康夫, 鷹合徹也, 中山栄浩: 軽金属, 43 (1993), 297.
- 2) 古閑正明, 鷹合徹也, 中山栄浩, 大西脩嗣, 飯塚康夫, 松村吉修, 三石芳久: 軽金属, 43 (1993), 612.
- 3) 古閑正明, 鷹合徹也, 中山栄浩, 大西脩嗣, 飯塚康夫, 松村吉修, 三石芳久: 軽金属, 44 (1994), 216.
- 4) 大西脩嗣, 鷹合徹也, 中山栄浩, 大森雅弘: 軽金属, 45 (1995), 447.
- 5) 大西脩嗣, 鷹合徹也, 中山栄浩, 二ノ宮克成: 軽金属, 46 (1996), 365.
- 6) 大西脩嗣, 鷹合徹也, 中山栄浩, 大森雅弘: 铸造工学, 68 (1996), 891.
- 7) 佃 誠, 原田雅行, 鈴木敏夫, 小池進: 軽金属, 28 (1978), 109.
- 8) 藤木俊介, 佃 誠, 小池 進, 福井 泉: 軽金属, 33 (1983), 712.
- 9) 藤木俊介, 佃 誠: 津山高専紀要, 21 (1983), 33.
- 10) 鈴木 寿, 菅野幹宏, 白石泰久: 軽金属, 28 (1978), 233.
- 11) 菅野幹宏, 鈴木 寿, 白石泰久: 軽金属, 28 (1978), 553.
- 12) G. Thomas: J. Inst. Metals, 90 (1961), 57.
- 13) 佃 誠, 小池 進, 原田雅行: 軽金属, 28 (1978), 8.