Al-Mg₂Si 共晶合金の圧延材の性質*

金子 純一**

Properties of rolled sheet of Al-Mg₂Si monovariant eutectic alloys*

UDC 669.715'721'782-12 : 539.4

KANEKO Junichi**

Rolled sheets were prepared for two Al-Mg₂Si monovariant eutectic alloys; alloy E of the Al-Mg₂Si quasi-binary eutectic composition and alloy M containing excess Mg, and their metallography, annealing behaviors, age hardening and tensile properties were examined.

The completely annealed specimens showed relatively high strength due to the presence of fine dispersion of Mg₂Si particles. The Al matrix of alloy E were found to be age-hardened, whereas that of alloy M showed no age hardening at all. This marked difference in the Al matrix of the two alloys is considered to be caused by a rapid decrease of the maximum solid solubility of Mg₂Si in Al with increasing the amount of excess Mg. The tensile strength at room temperature was about 33 kg/mm² in both alloys. The specimen of non-heat treatable alloy M showed thermally more stable strength at 150–250°C. Taking excellent hot workability into account, Al-Mg₂Si monovariant eutectic alloys were concluded to have a possibility of practical application as wrought aluminum alloys.

(Received April 21, 1975)

1. 緒 言

共晶組成のアルミニウム合金はシルミンに代表されるように、鋳物用としてはいくつかの実用合金があるが、展伸材として実用化されている例はほとんどない。共晶反応によつて通常の凝固冷却速度で微細な二相組織が得られるので、その加工材は高温において異常に大きい均一伸びすなわち超塑性を示すことから、いくつかのアルミニウム共晶合金でこの現象が調べられている^{1), 2), 3)}。しかし、アルミニウム合金としての種々の性質を考慮すると、これらの共晶合金が超塑性を応用した実用材料となるまでには解決すべき問題が多く残されているように思われる。

Al-Mg₂Si の擬二元系は 12.9wt%Mg₂Si (以下組成はすべて wt% で示す) で 595°C において擬二元共晶反応が知られている⁴⁾。この擬二元共晶反応による一方向凝固によつて、アルミニウムのマトリックス中に棒状および板状の Mg₂Si 相が凝固方向に配列した組織の共晶複合材料が得られる⁵⁾。また、この合金は通常の金型鋳造により微細な Mg₂Si 相の晶出粒子を均一に分散させた組織が得られ、この鋳塊は加工性が良好であり、容易に熱間・冷間圧延によつて板材とすることができる。この板材は

400°C 以上で超塑性現象を示す⁶⁾。

Mg₂Si 相は CaF₂ 型の結晶構造をもつ融点 1102°C、比重 1.99 の安定な金属間化合物として知られ、平衡状態図から、擬二元共晶組成の合金は体積分率 14.2% の Mg₂Si 相を晶出しながら凝固するものと見積られる。したがつてこの合金の比重は 2.56 と純 Al よりも約 5% 軽い。アルミニウムは 1.85% Mg₂Si の最大固溶限を有し、温度の低下とともに固溶限が減少するので 6063 合金などに代表される時効硬化型合金を形成する。したがつて、Al-Mg₂Si 共晶合金の圧延材では、そのマトリックスである Al 固溶体は時効硬化することも期待できる。

本実験で用いた圧延材の試料では、1 μ の order の Mg₂Si 晶出粒子を分散させた Al 固溶体のマトリックスから成つていた。したがつて、分散強化型合金特有の強度のゆるやかな温度依存性が期待できる。Al 基合金においては、300°C 付近での強度に関しては時効硬化は有効でなくなるので、SAP などの例にもあるように分散強化が最も有効である。急冷凝固によつて化合物を微細に分散させた Al と遷移金属元素との合金もこのような観点から研究されており、ある程度の成果を収めている^{7), 8)}。しかし、このように粉末冶金や splat cooling などの高価で手間のかかる加工法によらずに、Al-Mg₂Si 共晶合金

* 軽金属学会第44回春期大会 (48-5) にて一部発表した。

** 科学技術庁金属材料技術研究所 (東京都)。National Research Institute for Metals (Tokyo)。

においては通常の凝固冷却速度と容易な熱間加工による分散強化型の合金を得ることが可能であり、さらに超塑性を応用した加工すらも期待できよう。

本報告は以上のように種々の利点の考えられる Al-Mg₂Si の monovariant 共晶合金の圧延材について、その実用化の可能性を調べることを目的として、金属組織、再結晶軟化特性、時効硬化特性、室温および高温での引張り特性について調べた結果を述べたもので、Al-Mg₂Si 擬二元共晶組成の合金(合金E)とこれより monovariant 共晶線に沿って Mg を過剰に添加した組成の合金(合金M)の二つを試料とし、Mg₂Si を最大固溶限以下の量含有する合金(合金S)と一部比較しながら実験を行なった。

2. 試料および実験方法

Al-Mg₂Si の擬二元共晶組成の合金Eと、これより monovariant 共晶線に沿って Mg を過剰に添加した合金Mを溶製した。なお、Si を過剰にした組成のものは凝固中に粗大な Si を晶出することがわかったため、良好な性質を示す圧延材は得られないものと組織的に判断された。溶解に用いたのはいずれも99.99%以上の純度の材料で、高周波誘導炉により合金を溶製した。鋼製のブックモールドを用いて厚さ 20 mm の鋳塊に鋳造し、面削してから 400℃で厚さ 3 mm まで熱間圧延した。つぎに中間焼鈍を入れながらこれを冷間圧延して厚さ 1 mm にして、これを本実験の試料とした。合金の化学分析値は、合金Eは Mg 8.19%, Si 4.86%, Fe 0.01%で擬二元共晶組成にかなりよく一致しており、合金Mは Mg 10.18%, Si 4.22%, Fe 0.01%で Al-Mg₂Si の monovariant 共晶線よりいくぶん Mg₂Si 側にはずれた組成であつた。試料の組成を Al-Mg-Si 三元系の状態図⁹⁾の上にプロットしたのがFig. 1である。時効硬化特性などの比較のために、最大固溶限以下の Mg₂Si を添加した合金Sを用いたが、その組成は Mg 0.82%, Si 0.63%, Fe 0.07%であつた。

合金Eの鋳塊の鋳造組織をPhoto 1に示す。このように Al-Mg₂Si 共晶合金の金型鋳造組織は Na で改良処理

Fig. 1 Alloy compositions of the specimens shown on the Al-Mg-Si ternary phase diagram.

したシルミンの組織とじやつかん類似した組織を呈しているが、写真のようにコロニー組織をとっており、本合金は鋳物用合金としても応用の可能性が考えられよう。

つぎにこれを圧延した材料の金属組織をPhoto 2に示す。これらは冷間圧延材を550℃で 80 minの加熱により焼鈍・溶体化したものの組織で、凝固時に生成した Mg₂Si 晶出粒子がほぼ均一にマトリックス中に分布している。両合金を比較すると合金Mの方がいくぶん Mg₂Si 晶出粒子が微細であるが、これは凝固時の分散状態の差および熱間加工中の高温に保たれていた時間の差などに起因すると思われる。ここで、平均的な Mg₂Si 晶出粒子の径は合金Eで 1.2μ, 合金Mで 0.9μ, 平均的な粒子間距離は前者で 1.9μ, 後者で 1.5μ 程度と見積もられる。また、Al固溶体であるマトリックスの結晶粒径は 10~15μの範囲であつた。

実験方法としては、再結晶軟化特性については冷間圧延材を200~500℃の温度範囲で等温加熱したときの硬さの変化の測定を行なった。時効硬化特性については、550℃で 80 min の溶体化処理を行ない、水焼入れして、120, 150, 180, 210, 240, 270℃においてそれぞれ時効硬化曲線を求めた。300℃以上における加熱には±3℃にコントロールされた管状電熱炉を用いて大気中で行ない、270℃以下の加熱は±1℃に保たれたシリコン油浴中で行なった。引張試験に用いた試験片は 1 mm 厚の板材か

Photo 1 Metallographic structure of alloy E in the as cast state.

Photo 2 Metallographic structure of rolled sheet specimens, (a) alloy E, (b) alloy M.

ら引張方向が圧延方向になるように加工したもので、平行部の幅6mm長さ40mmのものである。引張試験は室温と150~250℃の高温で行なったが、150~250℃の場合は±1℃に保たれたシリコン油浴中で試料を引張った、高温試験に先だつてそれぞれの試験温度で1000hr加熱した試験片を用いた。引張速度は1mm/minで歪速度にして $4.2 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ であつた。一条件につき3本の試験片を用い、その平均値によつて測定値を示した。

3. 実験結果と考察

3.1 再結晶軟化特性

Al-Mg₂Si 共晶合金の圧延材は Mg₂Si相の晶出粒子が微細均一に分布した分散強化型合金の金属組織を示しており、分散強化型合金特有の熱的安定性を示すことが期待される。この点を実験的に検討するための一方法として、冷間圧延材の加熱による軟化曲線を200℃から50℃間隔に50℃までの範囲にわたつて求めた。なお、比較のために、Mg₂Si 晶出粒子を含まない最大固溶限以下の Mg₂Si を含有する合金 S についても平行して実験を行なった。得られた軟化曲線の一例として、300℃での加熱による場合をFig. 2に示した。次に1hr加熱したときの硬さを加熱温度に対して示したのがFig. 3で、これより再結晶温度の最も低いのが合金Eで、次いで合金Mであり、

Fig. 2 Hardness changes during annealing at 300°C for cold-rolled specimens.

Fig. 3 Hardness after annealing for 1 hr at various temperatures.

合金Sが最も高い再結晶温度を示している。このことは、Mg₂Si 晶出粒子は再結晶防止作用のないことを示しており、むしろこのような分散強化型合金の加工材では分散粒子周辺に内部応力が偏在するので、このような部分から再結晶を起こしやすくなっているものと考えられる。しかし、マトリックスの再結晶粒の粗大化に対しては有効に働くようで、550℃で80 min加熱して完全に再結晶軟化したあとの結晶粒は10~15μ程度の大きさであり、透過電顕観察によるとほとんどの晶出粒子は結晶粒界に存在していた。

以上の結果から、Mg₂Si相の晶出粒子を分散させている合金EおよびMでは、冷間圧延材の硬さは高いばかりでなく再結晶軟化後の硬さも合金Sに比べてかなり高い値を示すことがわかる。

3.2 時効硬化特性

冷間圧延材を550℃で80 min加熱して溶体化をはかった後水焼れした。Al-Mg-Si系の合金では高温時効に先だつての室温での保持は時効硬化能に負の効果を与えることが知られているので、水焼入後の試料はすべて液体窒素中に保存した。高温時効は120℃から30℃間隔に270℃まで行なつて時効にともなう硬さの変化を測定した。得られた時効硬化曲線のうち120℃のものをFig. 4、180℃のものをFig. 5に示した。このように合金Mは時効によつてほとんど硬化しないが、擬二元共晶組成である合金Eは明らかな時効硬化を示している。時効によつて到達した最高硬さを時効温度に対して示したのがFig. 6で、150℃以下の時効では合金Eが合金Sよりも高い硬さに

Fig. 4 Age-hardening curves at 120°C.

Fig. 5 Age-hardening curves at 180°C.

Fig. 6 Variation of maximum hardness with aging temperatures.

到達している。しかし、焼入直後の硬さの差を考えると、いずれの時効温度においても時効によって硬化した量は合金Sの方が合金Eよりも大であり、時効温度が高くなると合金Eの硬化量はかなり急激な減少を示している。また、最高硬さに達するまでの時効時間についても、合金Eが合金Sよりも短時間である。このように、合金Eにおいて時効硬化能が合金Sに比べて低いのは、 Mg_2Si 相の晶出粒子の成長が時効中に起こって、マトリックス中のMg, Siの溶質原子を吸引してしまうためと考えられる。

Photo 3は210°Cで最高硬さまで時効した合金E試料の透過電顕組織の一例である。写真で黒く見える Mg_2Si 晶出粒子の周辺ばかりでなく上方および左方に見える結晶粒界付近はすべて Mg_2Si 相の中間相である棒状の析出物 β' 相は観察されないで、いわゆる無析出帯となつている。また、結晶粒界に不均一核生成した粒界析出物も観察されず、焼入時に粒界付近に存在していた過飽和な溶質原子は粒界拡散によって Mg_2Si 晶出粒子に時効処理中に吸引されたことは明らかと思われる。合金E試料では、約14%の体積分率の Mg_2Si 晶出粒子を含み、10~15 μ のマトリックスの結晶粒径から成つているので、このような無析出帯の体積分率はかなり大きく、その部分が時効硬化に寄与しないことになる。無析出帯の幅は時効

温度の上昇とともに増大するので、合金Eの時効硬化量は合金Sに比べて時効温度の上昇とともに急激に減少していてFig.6の実験結果をうまく説明することができる。また、無析出帯の幅は時効時間とともに当然増加していくので、このような場合最高硬さに達する時間は短くなるものと考えられる。

時効硬化性を全く示さなかつた合金Mの時効処理後の透過電顕組織を示したのがPhoto 4で、 Mg_2Si 晶出粒子とマトリックスの結晶粒界が明らかなのであるが、マトリックス中には析出物は全く観察されない。また、この写真の示すように、合金EおよびMにおいて再結晶させた試料では、 Mg_2Si 相の晶出粒子はほとんどすべて結晶粒界に存在しているのが観察された。晶出粒子の表面近くのみマトリックスは薄膜試料の電解研磨中に優先的に腐食されるためPhoto 3, 4に示されているように、晶子粒子周辺でマトリックスが貫通している部分はかなり観察された。

このように無析出帯の幅が大きくなるとき、予備時効によって無析出帯の狭い状態に析出させてから高温時効を行なうことによって、無析出帯を予備時効なしのときに比べて狭くなることがAl-Zn-Mg系の二段時効現象において知られている^{10), 11)}。Al-Mg-Si合金についてはこのような観点からの研究はないように見受けられるが、Photo 3のような場合を考えると予備時効によって時効硬化量が増加することも考えられる。そこで合金Eの試料について二段時効を行なつてその効果を調べてみた。その結果を示したのがFig. 7で、予備時効処理として室温、60°C、100°Cでそれぞれ24hrの加熱を行なつたものと、予備時効処理のないものを最終時効温度210°Cで比較したものである。これより、予想通りに予備時効によって最高到達硬さは上昇し、正の二段時効効果があることがわかる。合金Eを550°Cで溶体化して焼入れてマトリックスを過飽和固溶体としたとき、1.4%位の Mg_2Si を固溶しているものと見積もられる⁹⁾。Al-1.4% Mg_2Si 合金では、室温の予備時効は負の二段時効効果をもたらすことが知られている^{12), 13), 14)}、本試料のように無析出帯による時効硬化量の低下がかなり大きいようなときには、

Photo 3 Electronmicrograph of alloy E aged at 210°C to maximum hardness.

Photo 4 Electronmicrograph of alloy M aged at 210°C for 1 hr.

Fig. 7 Effect of pre-aging on age hardening curves at 210°C for alloy E.

同じ二段時効条件でも二段時効効果が正になるものと考えられる。すなわち、無析出帯が狭くなることによる硬さの上昇が、マトリックス粒内の二段時効による硬さの低下よりも大きいような場合である。

3.3 引張性質

時効硬化性を示した合金Eについて、それぞれの時効温度で最高硬度まで時効した試料を室温で引張試験した結果を**Fig. 8**に示した。時効処理をすることにより0.2%耐力 25kg/mm²、抗張力 30kg/mm² 以上に強化されるが伸びは7%程度に低下している。また、耐力や抗張力の時効温度依存性は硬さほど顕著でない。時効硬化性を示さない合金Mの試料では、冷間圧延材で0.2%耐力30kg/mm²、抗張力 33kg/mm² で伸び5%程度であったが、550°Cで80min加熱した後では耐力 13kg/mm²、抗張力 26kg/mm² に低下し伸びは約15%に上昇する。とくに耐力の低下が著しく、このような分散強化型の合金では耐力を高く保つためには、加工を与えるかマトリックスを時効硬化することが有効であることがわかる。

210°C で最高硬度まで時効した合金Eの引張試験に

Fig. 8 Tensile properties at room temperature of alloy E after aged to maximum hardness at various aging temperatures.

Photo 5 Fractograph of alloy E aged at 180°C for 4 hr and tensile-tested at room temperature.

よる破断面を走査電顕により観察したのが**Photo 5**で、晶出粒子に対応する多数のディンプルが観察される。一つのディンプルは必ずしも一つの晶出粒子には対応せず、ディンプルの底部をよく見ると二、三個の晶出粒子に対応する形態を呈しているものも見出される。いずれにせよ、Mg₂Si 相そのものは機械的強度がアルミニウムよりもかなり強いので、晶出粒子そのものが破断するとは考えられない。したがって、Mg₂Si 相晶出粒子とマトリックスの界面かその近傍のマトリックスで破断のはじまるものと考えられこれらが internal necking を起こしてから互いに連結されていきやがて全体の破断に至る。

高温での引張試験は、前述のように完全軟化状態での硬さが高い値を示した合金Mの試料についてのみ行なった。高温における強さとその熱的安定性を調べるのが目的であるので、高温引張試験に先立つてそれぞれの試験温度で1000hrの加熱を行なった試験片を用いた。試験結果を示したのが**Fig. 9**である。合金Mは時効硬化を示さず、晶出粒子の分散強化とマトリックスの固溶体強化によつて強さが支配されていると考えられるが、Fig. 9に示される強さの温度依存性は時効硬化型のアルミニウム合金とは異なり、比較的弱い温度依存性を示している。

Fig. 9 Tensile properties of alloy M as a function of the testing temperature. Each specimen was heated at the test temperature for 1000 hr.

また、伸びは200℃以上から急激に増加しはじめているが、500℃付近でも伸びは高々200%であり超塑性を示さず、超塑性を示す合金Eとは対照的である⁶⁾。

Fig. 10 は室温から300℃までの温度範囲において他のいくつかの耐熱性のすぐれたアルミニウム合金と抗張力を比較して示したものである。時効硬化型のアルミニウム合金としては比較的高い高温強度を発揮する2024合金と比較すると、このように合金Mは強さの温度依存性がゆるやかである。しかし、Al-8.0%Al₂O₃の分散強化合金である SAP-930 と比較してみると、それよりは温度依存性が高い。Fig. 10 には Ahlborn らによつて報告されている Al-8%Fe合金をsplat coolingした試料についての結果⁷⁾も示してあるが、この場合は試験温度での保持時間が短いのでこのようにSAPに近い温度依存性を示している。しかし、これも他の測定点と同じように試験温度で1000hrの加熱を加えれば、強さの温度依存性はいくぶん増大し、高温での抗張力は低下することも考えられる。また、Al-8%Fe合金をsplat coolingによらないで通常の冷却速度、すなわち本実験の試料とほぼ同じ水準の冷却速度で凝固させたときは、同図に示されているようにきわめて低い強さしか得られていない。Al-8%Fe合金については、splat coolingの方法をさらに改良することにより機械的性質が更に改良された材料を得ることができると報告されているが⁸⁾、製造方法はますます高価ので手間のかかるものになってくる。

合金Mでは分散強化型合金と固溶体合金の両方を兼ねそなえた挙動を示すと考えられ、Al-Mg系などの固溶体合金に比べて耐クリープ性が良いと考えられる。一方、合金Eでは時効によつて硬化するが、強さの温度依存性

Fig. 10 Comparison of the tensile strength between room temperature and 300°C with some other aluminum alloys after 1000 hr at the test temperature.

は他の時効硬化型のアルミニウム合金と同様に高く、200℃以上で急激に低下していき、400℃以上では超塑性域に入るのきわめて低い強度ときわめて高い延性を示すようになる⁶⁾。

3.4 考察

以上の実験結果より、Al-Mg₂Si monovariant 共晶合金でも、擬二元共晶組成の合金EとMgを過剰に添加した合金Mとは全く異なつた性質を示すことがわかる。この相異は Photo 2 に示した Mg₂Si 晶出粒子の分散状態の差によるものではないことは明らかである。Al-Mg-Si 合金では Mg₂Si よりも過剰 Si 側で時効硬化性が高く過剰 Mg 側では Mg₂Si の最大固溶限が Mg 量とともに減少するため時効硬化性も低下していくことが知られている。Al-Mg₂Si 共晶合金についてもこのことがマトリックスについて適用され、そのために過剰の Mg を含む合金Mは時効硬化性を示さなかつたものと考えられる。合金Mの場合、過剰 Mg 量は2.9%であり、これとじやつかんの Mg₂Si の固溶量に相当する Mg がマトリックスに固溶され強化に寄与しているわけである。しかし、monovariant な共晶線に沿つて過剰 Mg を添加していくことは Mg₂Si 晶出粒子の量を減少させることになりそれだけ分散強化を低下させる。この意味では、monovariant な共晶線に沿わずに Si 量を変えずに Mg 量だけを増加させることによつて、Mg₂Si 晶出粒子の量の減少をおさえることができる。しかしこのようなとき、合金組成が monovariant 共晶線からはずれるので均一で微細な凝固組織の鋳塊を得ることが困難になつてこよう。本実験に用いた合金Mの組成は、Fig. 1 に示したように、このような考えに基づいて共晶線から少し Mg₂Si 側にはずれた組成になつている。いずれにせよ、過剰 Mg の量を変化させることによつて強化機構がこのように変化していくので、この系統の合金では、種々の特性に見合った合金組織を有する組成を選ぶことが可能である。

5%以上の Mg を含む Al-Mg 系の合金や Si 量の多い Al-Mg-Si 合金においては応力腐食割れが起ることが知られているが、Al-Mg₂Si 共晶合金ではどうか。実際に実験を行なつていないので確かではないが、Al 合金においては応力腐食割れは結晶粒界に不均一核生成した析出相が原因となつており、Photo 3, 4 に示したように、Al-Mg₂Si 共晶合金では粒界析出物は観察されず、粒界近の溶質原子は粒界に前もつて存在している晶出粒子に吸引されており、このような場合、耐応力腐食性はむしろ良好であると考えられる。

Al-CuAl₂ 共晶合金の一方向凝固した試料についてはアルミニウム相の時効挙動が報告されており^{15), 16), 17)} 時効中に CuAl₂ 相の成長が起りその界面付近に無析出帯が形成されることが示されている。合金Eにおいても無

析出帯が観察されたが、晶出粒子とマトリックスの結晶粒が小さいために、無析出帯が時効硬化の低下に寄与する割合がかなり大きくなるものと考えられる。たとえば、Photo 3 で210℃で最高硬さまで時効したとき、無析出帯の中は粒界から約1 μ あるので、平均結晶粒径を10 μ とすると体積分率にして約50%、15 μ とすると約35%が試料中の無析出帯に相当する。これより低温で時効したときは無析出帯の幅は狭くなるが、いずれにせよその強度の低下への寄与は無視できない大きさであろう。Al-Mg-Si 合金に Fe, Mn, Cr などの遷移元素を添加したときに、負の二段時効効果が減少することが報告されており、これら遷移元素が Al, Si と化合物を形成するために Mg₂Si の析出量が減少することに起因すると説明されている¹⁴⁾。しかし、本実験の結果と合わせて考えると、そのような場合も化合物との界面に形成される無析出帯が一つの原因になっているものと思われる。また、これら遷移元素の添加によつて Al-Mg-Si 合金の焼入感受性は増すが¹⁴⁾、合金 E の圧延材試料についても高い焼入感受性を示すと考えられる。

本実験に用いた試料は高純度合金であつたが、さらに他の添加元素を加えたり、また鋳塊の鋳造方法や加工法に改良を加えたり、加工熱処理を応用したりすることによつて機械的性質の改善された材料を得ることが可能と思われるが、今後の課題としたい。

4. 結 言

Al-Mg₂Si の擬二元共晶組成の合金 E と共晶線に沿つて Mg を過剰に添加した合金 M の圧延材について、実用化の可能性を調べることを目的として、金属組織、再結晶軟化特性、時効硬化特性、室温および高温での引張特性について調べた。

これら合金の圧延材は焼鈍軟化した状態でも、Mg₂Si 相晶出粒子による分散強化により比較的高い強度を示した。合金 E では時効硬化性を示し、マトリックスをさらに強化することができる。合金 M では時効硬化性を示さない。この顕著な差はアルミニウムマトリックス中への

Mg₂Si の最大固溶限が過剰 Mg 量とともに急激に減少するためと考えられた。両合金とも室温での拡張力は30 kg/mm² 余りであつたが、非時効特性の合金 M は150~250℃ においてかなり熱的に安定な強度を示した。きわめて良好な熱間加工性と合せて考えると、Al-Mg₂Si 共晶合金は展伸材として可能性のある合金であると思われた。

終わりに、本実験に協力された東海大学生黄炳源氏に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) D. L. Holt and W. A. Backofen: Trans. ASM, **59** (1966), 755.
- 2) E. E. Underwood: Trans. Met. Soc. AIME, **224** (1962), 914.
- 3) R. Horiuchi, A. B. El-Sebai and M. Otsuka: Scripta Met., **7** (1973), 1101.
- 4) E. H. Dix, F. Keller and R. W. Graham: Trans. AIME, **93** (1931), 404.
- 5) 金子: 日本金属学会誌, **37** (1973), 780.
- 6) M. Otsuka, Y. Miura and R. Horiuchi: Scripta Met., **8** (1974), 1405.
- 7) H. Ahlborn and D. Merz: Aluminium, **47** (1971), 671.
- 8) G. Thursfield and M. J. Stowell: J. Materials Sci., **9** (1974), 1944.
- 9) H. W. L. Phillips: Equilibrium Diagrams of Aluminium Alloy Systems, Aluminium Development Assn. (London), Bulletin, 25 (1961).
- 10) P. N. T. Unwin, G. W. Lorimer and R. B. Nicholson: Acta Met., **17** (1969), 1363.
- 11) A. J. Cornish and M. K. B. Day: J. Inst. Metals, **97** (1969), 44.
- 12) H. Zoller and A. Ried: Aluminium, **41** (1965), 626.
- 13) 大根田, 志村, 竹内: 軽金属, **19** (1969), 41.
- 14) 馬場, 高島: 軽金属, **19** (1969), 90.
- 15) D. R. Spalding, R. E. Villagrana and G. A. Chadwick: Phil. Mag., **20** (1969), 471.
- 16) C. G. Rhodes and G. Garmong: Met. Trans., **3** (1972), 1861.
- 17) A. D. Banchik and A. F. Bonfiglioli: Phil. Mag., **30** (1974), 691.