Al-Mg-Si 合金の二段時効およびそれによぼす Au 添加の影響*

—Al-Mg-Si 合金の時効によぼす Au 添加の影響 (第2報) —

望月 博**・藤川辰一郎***・平野 賢一***

Effects of Au addition on two-stepped ageing of Al-Mg-Si alloys*

—Effects of Au addition on ageing of Al-Mg-Si alloys (2nd report)—

UDC 669.715'721'782'21:621.785.6.7

MOCHIZUKI Hiroshi,** FUJIKAWA Tatsuichiro*** and HIRANO Kenichi***

Effects of Au addition (0.004~0.25wt%) on two-stepped ageing of Al-1.4wt%Mg₂Si pseudo-binary alloy were investigated by measurements of hardness, tensile tests, and electron microscopy.

It was reconfirmed that the effect of two-stepped ageing on deterioration in strength of this alloy was due to the coarsening of acicular G.P. zones. The effects of pre-ageing time on the maximum hardness attainable by the two-stepped ageing were investigated in detail and the results were explained with respect to the change in number of G.P. zones formed before and during the final ageing.

It was found that the strength after final ageing at 160°C was improved by the addition of Au, when the pre-heating had been made at 0°C. The above effect would be attributed to the retardation of the reaction during pre-ageing by the addition of Au.

(Received April 1, 1971)

1. 緒 言

第1報で Al-1.4wt.%Mg₂Si 合金の直接時効によぼす Au 添加の影響を調べた結果を報告した¹⁾。本報では同じ合金系について二段時効をした場合に対する Au 添加の影響を調べた結果を報告する。

二段時効の現象は実用上重要であるばかりでなく、最近、これを過飽和固溶体の分解過程を解明するための手がかりにしようとする試みもなされている。

市販の Al-Mg-Si 合金では、Al-Zn-Mg 合金^{2,3)}とは反対に、焼入れ後、室温で予備時効した後に高温で時効すると、直接時効によつてえられる機械的性質より劣ることが示されている²⁻⁷⁾。この二段時効による劣化を防ぐために、二段時効の特性に影響をおよぼす因子が種々の面から研究されてきた⁸⁻¹³⁾。その中で添加元素の影響については Pashley¹²⁾および馬場ら^{9,10)}によつて調べられ、特に馬場ら^{9,10)}によつて、Mn, Cr, Zr, あるいはFeなどの遷移金属の添加が予備時効による負の効果の度合を減少させ、逆にAg, Cu, Beなどは劣化を増大させることが報告されている。

二段時効の実験は多く行なわれているが、それらと並行してその機構を解明しようとする努力もなされてきた^{12,14,15,16)}。二段時効の問題は過飽和固溶体の分解過程と本質的に関連し、特に核生成とその安定性、臨界核の大きさとその温度依存性、G.P. 帯と中間相の関係などが問題となる。さらに現象としては二段時効は低温時効の復元の問題とも密接な関係を有する。このように二段時効の特性には多数の因子が関与しているため、妥当性のある仮定に基づいて、すべての実験結果を矛盾なく説明できるモデルはまだ確立されてはいない。

本研究は、Al-1.4wt.%Mg₂Si 合金の二段時効によぼす Au 添加の影響を調べるために行なつたものであり、その結果、特に予備時効時間依存性の機構を解明しようとしたものである。

2. 実験方法

試料は第1報¹⁾と全く同じものを用いた。二段時効の実験は Al-1.4wt.%Mg₂Si 合金、および直接時効において影響が大きいことが示された 0.084wt.%Au 添加合金、また靱性が著しく改善されることが示された 0.25wt.

* 軽金属学会第38回春期大会 (45-5-12) にて発表した。

** 東北大学大学院工学研究科 (仙台市) (現在: 日本軽金属株式会社) Graduate School, Tohoku University (Sendai) (at present, Nippon Light Metal Co., Ltd.)

*** 東北大学工学部 (仙台市) Faculty of Engineering, Tohoku University (Sendai)

%Au 添加合金の三種類の合金について行なった。予備時効温度としては0°C, 70°C, 100°C および 130°C を選び、各温度において予備時効時間を種々変えた。最終時効温度としては160°Cを選んだ。硬度測定を主な測定手段とし、電顕観察は0°Cにて予備時効後、160°Cにて最終時効した試料についてのみ行なった。

3. 実験結果

3.1 0°Cにて予備時効し、160°Cにて最終時効した場合

Fig. 1 は Al-1.4wt.% Mg₂Si 合金についての結果で、0°Cにて予備時効し、160°Cにて最終時効をした場合には、予備時効時間 (t_{A1}) が0.05 日と短い場合にも著しく強度が劣下し、最高硬度で比較すると、直接時効の場合に対して約 5 (DPHN) だけ低下する。 t_{A1} が長くなると劣下の程度はさらに著しくなるが、その程度は徐々に

Fig. 1 Effects of pre-ageing time (P. A. T.) at 0°C on age-hardening of Au-free Al-1.4 wt.% Mg₂Si alloy at 160°C.

Fig. 2 Effects of pre-ageing time at 0°C on age-hardening of Al-1.4 wt.% Mg₂Si-0.084 wt.% Au alloy at 160°C.

飽和の傾向を示し、 t_{A1} が 5 日と 10 日ではほぼ同じになる。

Fig. 2 は 0.084wt.% の Au を添加した合金についてえられた結果である。 t_{A1} が 0.05 日ないし 0.1 日と比較的に短い場合には、二段時効による劣下がほとんどみられない。しかし t_{A1} が長くなると Au を添加しない場合と同様に劣下が見られる。**Fig. 3** は 0.025wt.% の Au を添加した場合の結果である。0.084wt.% Au の場合よりも、0°C 予備時効による劣下の程度がさらに減少し、 t_{A1} が 0.1 日までの間ではむしろ硬度の増加が見られる。しかしこの場合でも t_{A1} が長くなると硬度が劣下することが示された。

t_{A1} および Au 添加量の影響を明確に示すため、**Fig. 4** に 160°C にて 1 日直接時効した時の値を基準として、0°C で予備時効した後 160°C で 1 日時効した時の硬度値を t_{A1} に対してプロットした。Au の添加によつて 0°C 予備時効による硬度の劣下がおさえられることがわかる。**Fig. 5** は 160°C での最終時効でえられる最高硬度の t_{A1} による変化を示したものであるが、**Fig. 4** と同じような Au の影響が現われている。**Fig. 4** および **Fig. 5** には 0°C にて直接時効した場合の硬度の変化をも示してあるが、Au の添加によつて 0°C における時効が抑制されていることがわかる。**Fig. 6** はこれを電気抵抗の測定によつて調べた結果である。0.25wt.% の Au を添加した合金の方が電気抵抗の増加し始める時期がおそくなっている。これより Au の添加によつて G.P. 帯の形成が抑制されることがわかる。

3.2 70°Cにて予備時効し、160°Cにて最終時効した場合の結果

Fig. 7 (a) は 70°C にて予備時効した後、160°C にて最終時効を行なった場合の最高硬度の t_{A1} による変化を示す。Al-1.4wt.% Mg₂Si 合金では、 t_{A1} が 0.05 日から 3

Fig. 3 Effects of pre-ageing time at 0°C on age-hardening of Al-1.4 wt.% Mg₂Si-0.25 wt.% Au alloy at 160°C.

日の間では最終時効によつてえられる硬度はほとんど劣下せず一定であるが、さらに予備時効を長くすると劣下が始まる。0.084wt.% の Au を添加した場合、Au の効果はほとんどみられない。0.25wt.% の Au を添加した場合には、最高硬度の低下する t_{A1} の時期がおそくなる。さらにこの場合には直接時効でえられる最高硬度と比較して二段時効によつて硬度は増加している。

3.3 100°C にて予備時効し、160°C にて最終時効した場合の結果

Fig. 7 (b) に 160°C における最終時効でえられる最高硬度におよぼす予備時効時間、 t_{A1} の影響を、直接時効でえられる最高硬度を基準として、それと比較して示し

Fig. 4 Effects of pre-aging time at 0°C on hardness of Al-1.4 wt.% Mg_2Si alloys with or without Au addition, aged at 160°C for 1 day Agehardening curves at 0°C are also shown for comparison.

Fig. 5 Effects of the pre-aging time at 0°C on hardness to maximum of Al-1.4 wt.% Mg_2Si alloys with or without Au addition aged at 160°C. Age-hardening curves at 0°C are also shown for comparison.

Fig. 6 Resistivity changes of Al-1.4 wt.% Mg_2Si and Al-1.4 wt.% Mg_2Si -0.25 wt.% Au alloys during ageing at 0°C. R_0 : as-quenched value of resistivity. R_t : the value after ageing. Resistivity is measured at liquid nitrogen temperature.

Fig. 7 Changes in maximum hardness of Al-1.4 wt.% Mg_2Si alloy with or without Au addition, with pre-aging time at (a) 70°C, (b) 100°C, and (c) 130°C.

た。Al-1.4wt.%Mg₂Si 合金では t_{A1} が 0.04~0.5 日の場合には最高硬度は直接時効した場合とほとんど変わらないが、 t_{A1} をさらに長くすると劣下が始まり、硬度は極小を示し、さらに t_{A1} が長くなると再び増大し、 t_{A1} が 10 日および 15 日では逆に硬度は直接時効した時より大きくなる。

このような t_{A1} による硬度の変化を、馬場らも^{9,10)} Al-1.13wt.%Mg₂Si-0.03Mg 合金 および Al-1.31wt.%Mg₂Si-0.03Mg 合金について、90°C にて予備時効した後、175°C で最終時効した場合に観察している。0.084wt.% の Au を添加したときの t_{A1} による最高硬度の変化は、添加しない場合とほとんど同じである。ただ Au の添加によつて、 t_{A1} が 1.0 日から 7 日の間で起こる硬度の一時的低下の程度が少なくなっている。この傾向は、さらに Au 量を多くして 0.25wt.%Au にした場合にははつきり現われ、その場合には硬度の一時的低下は全くみられなくなる。さらにこの合金では二段時効による最高硬度が

直接時効した時のそれに比べて常には大きくなることが示された。

3.4 130°C にて予備時効し、160°C にて最終時効した場合の結果

Fig. 7 (c) に 130°C にて予備時効した後、160°C にて最終時効を行なった場合の最高硬度の t_{A1} による変化を示した。3 種の合金とも、 t_{A1} の増大につれて、最高強度が増大し、しかも直接時効のそれに比べて大きくなっている。Au 添加の影響は 0.084wt.% ではほとんどみられないが、0.25wt.% では大きな影響が現われ、 t_{A1} を 10 日とした場合には最高硬度が直接時効の場合にくらべて 10(DPHN) だけ大きくなる。

3.5 電顕観察の結果

0°C の予備時効温度で所定の予備時効をした後、160°C にて 1 日間の最終時効をした試料について電顕観察を行なった。この二段時効処理による硬度変化は **Fig. 4** に示してある。

(a) $t_{A1} = 0$

(b) $t_{A1} = 0.05$ day.

(c) $t_{A1} = 0.1$ day.

(d) $t_{A1} = 1.0$ day.

Photo. 1 Electron micrographs of a thin foil of Al-1.4 wt.%Mg₂Si alloy aged at 160°C for 1 day after pre-ageing at 0°C for t_{A1} .

Photo. 1 は Al-1.4wt.%Mg₂Si 合金の電顕写真である。(a)は直接時効したものであり、(b)は0.05日予備時効した後、最終時効したものである。写真面は {100} 面であり針状の G.P. 帯が<100>方向に均一に分布している。黒点が多数みられるが、これは写真面に垂直な針状 G.P. 帯である。(c)は0.1日予備時効、(d)は1.0日予備時効した後、それぞれ最終時効したものである。(b)、(c)および(d)を比べると t_{A1} が長くなるにつれて針状 G.P. 帯が粗大化することがわかる。これは t_{A1} が長くなると強度の劣下が著しくなることに対応している。

Photo. 2 は 0.084wt.% の Au を添加した場合である。**Photo. 1** の場合と同様に t_{A1} の増加につれて、針状 G.P. 帯の分布があらくなっており、最終時効でえられる硬度の低下に対応している。

Photo. 3 は 0.25wt.% の Au を添加した場合である。0°Cで0.1日の予備時効をしても、しなくても最終時効でえられる G.P. 帯の大きさ、および分布には変化がほとんどみられない。これは二段時効によつて硬度がほとんど低下しなかったことに対応している。

Photo. 1~3 において同一の予備時効処理で比較すると、0.25wt.% の Au を添加した場合には針状 G.P. 帯が最も微細に分布し、Au を添加しない合金では最もあい分布をしていることがわかり、硬度測定の結果とよく対応している。

4. 考 察

予備時間 (t_{A1}) の増加とともに最終時効でえられる強度が一時的に低下し、さらに t_{A1} を増すと再び上昇することは馬場ら^{9,10)} によつても示されたが、本実験の結果によつてその傾向が一そうはつきり確められ、またこれに対する予備時効温度の影響も明らかになった。このような事実は二段時効の機構として提唱されている従来のモデル^{12,14,15,16)} の何れによつても説明することができない。また従来のどのモデルにおいても最終時効で新たに形成する G.P. 帯 (その数を N_R とする) をほとんど考慮していない。著者はこの点を考慮し、同時に予備時効で生成した G.P. 帯 (その数を N_P とする) のうち最終時効で安定に存在できるもの (その数を N_S とする) を

(a) $t_{A1} = 0$

(b) $t_{A1} = 0.05$ day.

(c) $t_{A1} = 0.1$ day.

(d) $t_{A1} = 10$ days.

Photo. 2 Electron micrographs of a thin foil of Al-1.4 wt.%Mg₂Si-0.084 wt.%Au alloy aged at 160°C for 1 day after pre-ageing at 0°C for t_{A1} .

考慮したモデルを試みた¹⁷⁾。二段時効によつて機械的性質が改善されるか否かは、 $(N_s + N_R)$ と直接時効した場合に最高強度の状態で存在する G.P. 帯の数 (N_D) との大小関係で定まると考えた¹⁷⁾。

以下に著者のモデルによつて本研究の結果がかなりよく説明できることを示す。

4.1 Al-1.4wt%Mg₂Si 合金の場合

(1) 0°Cにて予備時効した場合

t_{A1} が短い場合、二段時効によつてえられる強度は直接時効の場合にくらべてほとんど劣下していないが、その後 t_{A1} が長くなるにつれて劣下する (Fig. 5)。この結果はつぎのように説明される。 t_{A1} が短い場合には予備時効の間に生成した G.P. 帯 (0°C で形成されるものは 160°C で形成される針状 G.P. 帯とは別の形状のクラスターであるかも知れないが、ここでは G.P. 帯と総称する) は最終時効温度 (T_{A2}) においてすべて不安定であり、完全に復元してしまうため予備時効は最終時効に対してほとんど影響を与えない。この結果、 $N_R \approx N_D$ となり二段時効によつて強度は劣下しない。 t_{A1} が長くなると、予備時効で生成した G.P. 帯のうち、 T_{A2} で安定に存在するものがでてくる。その数 N_s は t_{A1} が長くなるにつれて増加し、これにつれて T_{A2} で新たに生成する G.P. 帯の数 N_R は t_{A1} の増加とともに減少する。0°C での予備時効によつて生成する G.P. 帯は T_{A2} にて復元しないとしてもその大きさはきわめて小さく強度への寄与が小さいものと考えられる。一方、溶質原子の大部分はこのような G.P. 帯の形成のため消費されてしまうので、 N_R はきわめてわずかとなる。結局、この期間での t_{A1} の増加にともなう強度の劣下は $(N_s + N_R)$ が N_D より小さく、しかも N_s が強度にほとんど寄与しないためであ

ると考えられる。

(2) 70°Cにて予備時効した場合

t_{A1} を 0.05 日から 10 日まで変化させた結果、0.05 日より 3 日までは最終時効後の強度はほとんど劣下しないが、 t_{A1} が 3 日以上になると劣下を生じ、5 日から 10 日までの間では劣下の程度が飽和する傾向を示す (Fig. 7 (a))。この結果はつぎのように解釈される。 t_{A1} が 0.05 日 ~ 3 日の範囲で強度の劣下を生じなかつたのは、0°C にて短時間の予備時効を行なつたときとは異なり、 $(N_s + N_R)$ が N_D とほとんど等しいためと考えられる。それゆえ、70°C で t_{A1} をさらに短くした場合について実験を行なえば、0°C の場合と同様にまず $N_s \approx 0$ で $N_R \approx N_D$ の予備時効の影響がない時期、それに続く、 $(N_s + N_R) < N_D$ による強度の劣下する時期、さらに劣下の最大を経て再び劣下が少なくなる時期がえられるはずである。つぎに t_{A1} が 3 日以上になると強度が劣下する現象について考えてみる。これは T_{A2} で新たに生成する G.P. 帯 (この場合には中間相と考えた方が妥当であろう) が不均一生成をするためと考えられる。すなわち、 T_{A2} で新たに G.P. 帯を形成するとき、低下した母相の溶質濃度に対応する均一核生成の臨界温度 (T_c) が T_{A2} より低くなり、 T_{A2} において不均一核生成が起これ、 N_R が急激に減少する。この結果、 $(N_s + N_R) < N_D$ となり、強度の劣下を生じると考えられる。これと関連した実験事実として Pashley ら¹²⁾ は Al-1.2wt.%Mg₂Si 合金を室温で 2 週間予備時効した後、160°C にて 1 日間最終時効した試料について電顕観察を行ない、 T_{A2} において不均一核生成が起きたためと考えられる非常に大きさの異なる析出物の混在した組織を報告している。

(3) 100°Cにて予備時効した場合

(a) $t_{A1} = 0$

(b) $t_{A1} = 0.1$ day.

Photo. 3 Electron micrographs of a thin foil of Al-1.4 wt.%Mg₂Si-0.25 wt.%Au alloy aged at 160°C for 1 day after pre-aging at 0°C for t_{A1} .

$T_{A1} = 100^\circ\text{C}$ の場合、最終時効でえられる最高硬度におよぼす t_{A1} の影響は Fig. 7(b) に示されているが、これは Fig. 8 のような模式図によって説明することができる。 $t_{A1} = 0.04 \sim 0.5$ 日の範囲では強度の劣下がほとんどみられないが、 t_{A1} が長くなると劣下が始まる。これは 70°C で予備時効した場合と同じように説明される。ただ $T_{A1} = 100^\circ\text{C}$ の場合には劣下し始める t_{A1} の時期が早くなっている。これは T_{A1} が高いために最終時効の際に不均一核生成を起こすことができる溶質濃度に達する予備時効時間が早くなったためと考えられる。 t_{A1} を長くして7日以上にすると最終時効でえられる強度が劣下しなくなり、 $t_{A1} = 10$ 日では強度は逆に増大し、 $t_{A1} = 15$ 日でもほぼ同様な結果となる。これは $(N_s + N_R)$ が増大して $N_D < (N_s + N_R)$ となったためと考えられ、この $(N_s + N_R)$ の増大は主として N_s の増大に起因するものと考えられる (Fig. 8)。

(4) 130°C にて予備時効した場合

Fig. 7 (c) で示された結果は、 $T_{A1} = 100^\circ\text{C}$ にて $t_{A1} = 10$ 日の場合と同様に、 $(N_s + N_R)$ が N_D より大きくなるためとして説明される。 $T_{A1} = 70^\circ\text{C}$ および 100°C の場合には t_{A1} がある中間の大きさのところで強度が劣下することが示されたが、 $T_{A1} = 130^\circ\text{C}$ の場合にはこの現象がみられなかった。これは実験した予備時効時間が長すぎたためか、あるいは不均一核生成による強度の劣下よりも、 N_s の増加による強度の増大の方が大きくなったためと考えられる。

Fig. 8 Number of G.P. zones and strength of two-stepped age-hardened alloy schematically shown as functions of pre-ageing time.

4.2 Al-1.4wt.%Mg₂Si 合金の二段時効におよぼす Au 添加の影響

まず、Au の添加による 0°C 時効の抑制効果 (Fig. 5 および 6) について考察する。抑制効果の原因としてつぎの二つが考えられる。

- (a) Au と空孔との結合エネルギーが大きいために G.P. 帯の形成が抑制される。
- (b) Au の添加によつて結晶粒界、転位などの空孔の消滅場所 (シンク) の密度が増大し、G.P. 帯の形成をおくらせる。

Au と空孔との結合エネルギーとして報告されている値¹⁸⁾、 $(0.38 \pm 0.04 \text{ eV})$ は Mg と空孔¹⁹⁾ $(0.18 \pm 0.03 \text{ eV})$ 、および Si と空孔¹⁹⁾ $(0.26 \pm 0.03 \text{ eV})$ のそれより大きい。しかし本実験によつて抑制の程度が小さいことが示されたことを考慮すると、(b) の機構によつて 0°C 時効における G.P. 帯の形成が抑制されたものと考えた方がよい。

つぎに二段時効におよぼす Au 添加の影響について考察する。

(1) 0°C にて予備時効した場合

Au の添加によつて 0°C における予備時効時間 t_{A1} を Au 無添加の場合より長くしても 160°C にて1日間最終時効した場合の強度が劣下しなくなることが示された (Fig. 5)。これは Au の添加によつて 0°C での予備時効における反応 (G.P. 帯の生成および安定化) が抑制されるために、二段時効において $N_s \approx 0$ で $N_R \approx N_D$ の状態が続く期間 (t_{A1}) が長くなったためと考えられる。しかし Au の添加による予備時効の影響のない期間の増大の程度が Au 添加による 0°C 時効における G.P. 帯の形成の抑制の程度より大きいことについてはさらに検討の必要がある。本系合金において 0°C 近傍の時効生成物 (G.P. 帯あるいはクラスターのようなもの) についてはまだ明らかでなく、その安定性や復元挙動にも不明な点があり今後の研究課題として残されている。また本合金の加工硬化率は Au の添加によつてかなり変化するので時効状態、特に予備時効の状態をかたさの値のみで比較することには問題がある。

Fig. 9 および Fig. 10 は $T_{A1} = 0^\circ\text{C}$ 、 $t_{A1} = 3.5$ 日、 $T_{A2} = 160^\circ\text{C}$ の場合の硬度および 0.2 % 耐力の測定結果である。硬度測定の結果では 0.25wt.% の Au を添加した合金において、最高硬度で比較するとほとんど劣下は起こらず、Au を添加しない合金では、DPHN で約 18 だけ劣下している。一方、0.2 % 耐力の測定結果によると、両合金とも約 3 kg/mm^2 だけ劣下している。硬度と 0.2% 耐力の関係について同じ傾向の結果が、 $T_{A1} = 100^\circ\text{C}$ 、 $t_{A1} = 1.0$ 日、 $T_{A2} = 160^\circ\text{C}$ の場合にもえられた。これらの結果は、0.25wt.% の Au を添加した合金を直接時効したものの加工硬化率が、二段時効したもの

Fig. 9 Effects of Au addition on hardness during two-stepped age-hardening of Al-1.4 wt.% Mg₂Si alloy at 160°C after pre-ageing at 0°C for 3.5 days.

のそれよりも小さいためであると考えられる。この点を考慮して、0°Cにて予備時効した場合の二段時効の硬度測定の結果から0.2%耐力を推定すると、0.25wt.%のAuを添加した合金は硬度で測定した場合よりも幾分短い t_{A1} において二段時効後の強度の劣下が起こることになる。したがって、0.25wt.%のAuを添加した合金において0°Cにて予備時効した場合の二段時効の挙動はAuの添加によって0°C時効における反応が抑制されるためとして説明することができるように思われる。

つぎに0.25wt.%のAuの添加によって t_{A1} の短い時にかえつて二段時効後の硬度が増大する原因について考察する。これは $N_D > (N_S + N_R)$ となるためではなく、 $N_S = 0$ で $N_R \approx N_D$ であるが、すでに述べたように加工硬化率が変化することに起因すると考えられる。

(2) 70°C, 100°Cおよび130°Cにて予備時効した場合

0.084wt.%のAuを添加しても、二段時効における強度変化にはほとんど影響しないが、0.25wt.%のAuを添加すると大きな影響がある(Fig. 7)。この0.25wt.%Auの場合の結果は一方では(1)で述べた加工硬化率の変化に起因し、他方ではAuの添加によって T_{A2} における不均一核生成が起こりにくくなるためと考えられる。

5. 総 括

Al-1.4wt.%Mg₂Si合金の二段時効におよぼすAu添加の影響を実験的に調べた結果をまとめるとつぎのようになる。

(1) 従来のモデルそのままでは予備時効時間の影響を説明することが困難であるが、適当と思われるモデルを設定することによって説明した。

(2) 二段時効による強度の劣下は、針状のG.P.帯が粗大化することと、その分布があらくなることに対応している。

(3) Auの添加によって0°Cで予備時効し、160°Cにて

Fig. 10 Effects of Au addition on proof stress during two-stepped age-hardening of Al-1.4 wt.% Mg₂Si alloy at 160°C after pre-ageing at 0°C for 3.5 days.

最終時効した場合の強度の劣下が抑制されることが示された。これは主として、Au添加により0°C時効における反応が抑制されたためと考えられるが、この点に関してはさらに今後の研究が必要と思われる。

本研究を助成して下さいた軽金属奨学会に対し深く感謝する。また本研究の過程において種々有益な討論をして下さった浅野和彦氏に謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 望月, 藤川, 平野: 軽金属, **21** (1971) 505
- 2) H. Borchers and M. Kainz: Z. Metallkde. **52** (1961) 685.
- 3) H. A. Hall: J. Inst. Metals **93** (1964-65) 364.
- 4) H. Cordier and W. Gruhl: Z. Metallkde. **56** (1965) 669.
- 5) M. L. Gayler and G. D. Preston: J. Inst. Metals **1** (1929) 191.
- 6) I. R. Harris and P. C. Varley: J. Inst. Metals **82** (1953-54) 379.
- 7) 三島: 軽金属 **5** (1955) 52.
- 8) H. Zoller and A. Ried: Aluminium **41** (1965) 626.
- 9) 馬場, 高島: 軽金属 **19** (1969) 90.
- 10) Y. Baba and A. Takashima: Trans. JIM **10** (1969) 196.
- 11) D. W. Pashley, J. W. Rhodes and A. Sendorek: J. Inst. Metals **94** (1966) 41.
- 12) D. W. Pashley, M. H. Jacobs and J. T. Vietz: Phil. Mag. **16** (1967) 51.
- 13) 大根田, 志村, 竹内: 軽金属 **19** (1969) 41.
- 14) W. Lorimer and R. B. Nicholson: Acta Met. **14** (1966) 1009.
- 15) 軽金属学会パネル・ディスカッション: 軽金属 **17** (1967) 382.
- 16) 浅野, 藤川, 平野: 日本金属学会報 **7** (1968) 457.
- 17) 望月, 平野: To be published.
- 18) M. Doyama and J. S. Koehler: Bull. Am. Phys. Soc. **119** (1964) 295.
- 19) J. Takamura: Lattice Defects in Quenched Metals, Academic Press (1965).