九州大学学術情報リポジトリ Kyushu University Institutional Repository

Al-Mg-Si系合金の時効硬化挙動に及ぼす急速昇温の 効果

戸田,裕之 豊橋技術科学大学

本江, 真之 豊橋技術科学大学大学院

角海, 和宏 豊橋技術科学大学大学院

中山, 栄浩 山梨大学医学工学総合研究部

他

https://hdl.handle.net/2324/1812257

出版情報:軽金属. 59 (10), pp.569-575, 2009-10-01. 軽金属協会 バージョン: 権利関係: 軽金属 第59巻第10号(2009),569-575

Al-Mg-Si系合金の時効硬化挙動に及ぼす急速昇温の効果

戸田 裕之*·本江 真之** ·角海 和宏** 中山 栄浩***・小林 正和*・小林 俊郎*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 59, No. 10 (2009), pp. 569-575

Effects of up-quenching on age-hardening behaviors in Al-Mg-Si alloys

Hiroyuki TODA*, Masayuki MOTOE**, Kazuhiro KADOUMI** Yoshihiro NAKAYAMA***, Masakazu KOBAYASHI* and Toshiro KOBAYASHI*

Inspired by a success in applying a fluidized bed furnace to high-temperature solution treatments, the present authors have attempted to modify the age-hardening characteristics of Al–Mg–Si alloys by utilizing its superior heating rate. Two-step ageing treatments have been applied to five kinds of alloys with different Mg₂Si and excess Si contents. Heating rates for the first and the second ageing treatments have been varied as well as ageing temperature for the first ageing treatment. It has been clarified that the rapid heating to the first ageing temperature enhances strength compared to the standard T6-temper for all the alloys tested, especially for a balanced alloy with a low Mg₂Si content. It has been confirmed that small precipitates are formed in high density in such cases. In most cases, the improvements in hardness have been observed by adding the ageing treatment at 353 or 373 K for only 0.8 ks before the ordinary ageing at 450 K. We attribute this to the suppression of unfavorable clusters which ordinarily form below those temperatures during heating. (Received April 24, 2009 Accepted July 20, 2009)

Keywords: two-step ageing, age-hardening, Al-Mg-Si alloy, up-quenching, clusters

1. 緒 言

鉄鋼材料の高温熱処理では流動層炉が普及してきている¹⁾。 流動層炉では、急速昇温および炉内温度の均一制御が可能と なる。著者らは、これを利用しアルミニウム合金の溶体化熱 処理を極限的に高い温度で実施することで、溶体化処理時間 の短縮と力学的性質向上が達成できることを報告した^{2),3)}。 一方、アルミニウム合金の時効硬化処理には大気炉などを用 いるのが一般的である。そこで、流動層炉やオイルバスなど で可能となる、急速昇温および保持温度の均一・安定化を想 定して本研究を発案した。

ところで、よく知られる通り Al-Mg-Si 系合金には二段時 効の正負の効果が見られる。この説明として、古くは前駆相 の熱力学的安定性⁴⁾ や核生成プロセスの速度論⁵⁾ による説 明がなされた。その後、一段目の時効中に生成する前駆相の 観察を通じた現象の解明が試みられている^{6)~8)}。Maruyama らは、343K時効による GP ゾーンはその後の 448K時効で成 長するのに対し、室温で生じる Mg-Si クラスタはその後の GP ゾーン生成を抑制するとしている⁶⁾。室温で生じるクラス タは臨界サイズ以下のため昇温時に復元し、その後は空孔の 枯渇により時効析出が抑制されるというのが彼らの説明であ る。Serizawa らは、およそ 343 K を境にしてクラスタ(1)、ク ラスタ(2) なる異なるクラスタが生成し、前者は通常の時 効温度でも安定なのに対し、後者は β "相になり時効硬化に 貢献するとしている⁷⁾。一方、松田らは、複雑な二段時効は 生成するクラスタの種類にはよらず、一段目時効で優勢な相 の構造的安定性によると結論している⁸⁾。例えば、293~343 K の時効では不安定な単層 GP ゾーンが生成し、423 K 時効では 安定な多層 GP ゾーンや析出物が観察されるとしている。

これらいずれの報告を見ても、室温~343 ないし 373 K での 生成相の制御が材料特性を大きく左右することがわかる。し たがって、通常の大気炉の非常に低い昇温速度に鑑み、時効 処理を流動層炉やオイルバスで行うか、またはその温度域の みを急速昇温で通過するような二段時効処理により、時効析 出過程をより好ましい方向に制御できるのではないかという 発想が本研究の出発点である。

2. 供試材並びに実験方法

2.1 供試材

供試材は、5種類の Al-Mg-Si 系合金の圧延板材であり、 Mg:Si=2:1 に近いバランス合金、および Mg:Si=2:1 からシ リコン過剰側にずれた過剰 Si 合金を選定した。試料の組成、

* 豊橋技術科学大学生産システム工学系(〒 441-8580 愛知県豊橋市天伯町雲雀ヶ丘 1-1)。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (1-1 Hibarigaoka, Tenpaku-cho, Toyohashi, Aichi 441-8580). E-mail: toda@pse.tut.ac.jp

** 豊橋技術科学大学大学院(豊橋市)〔現在:(㈱豊田自動織機(本江),古河スカイ(㈱(角海)〕。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (Toyohashi, Aichi) (Present: Toyota Industries Corp. (MOTOE), Furukawa-Sky Aluminum Corp. (KADOUMI)〕.

^{***} 山梨大学医学工学総合研究部 (甲府市)。Science Department of Research, Interdisciplinary Graduate School of Medicine and Engineering, University of Yamanashi (Kofu, Yamanashi).

	Mg	Si	Ti	Fe	Cu	Zn	Mn	Cr	Mg ₂ Si	excess Si	excess Mg
0.68B 1.56B 2.68B 0.67S	0.43 1.01 1.74 0.42	0.29 0.57 0.98 1.17	≤ 0.01 ≤ 0.01 ≤ 0.01 ≤ 0.01	0.07 0.16 0.09 0.08	≤ 0.01 0.31 ≤ 0.01 ≤ 0.01	≤ 0.01 0.02 ≤ 0.01 ≤ 0.01	≤ 0.01 0.02 ≤ 0.01 ≤ 0.01	≤ 0.01 0.09 ≤ 0.01 ≤ 0.01	0.68 1.56 2.68 0.67	0.04	0.02 0.04
0.78S	0.49	0.44	≦0.01	0.16	≦0.01	≦0.01	0.03	≦0.01	0.78	0.15	

 Table 1
 Chemical compositions of the Al-Mg-Si alloys used (mass%)

バランス組成からのずれ,名称などをまとめたものを Fig. 1 に示す。バランス合金として Al-0.68% Mg₂Si 合金(0.68B。ま た,成分表示は,以降もすべて mass%),Al-1.56% Mg₂Si 合 金(以降,1.56B),Al-2.68% Mg₂Si 合金(以降,2.68B),過 剰 Si 合金として Al-0.78% Mg₂Si-0.15% Si 合金(以降,0.78S) および Al-0.67% Mg₂Si-0.92% Si 合金(以降,0.67S)がある。 これらは,母合金から溶製後,均質化処理(813 K,180 ks), 熱間圧延により厚さ 2.0 mmの板材とした。得られた合金の 成分分析結果を Table 1 に示す。なお、供試材は純三元合金 ではないため、Mg や Si の一部は他の元素と結合して金属間 化合物として分散している点には注意が必要である。

2.2 時効硬化処理と時効カーブの測定

溶体化処理には塩浴を用い,813K で 18.0 ks だけ等温保持 した。炉から取出した後は直ちに氷水中に焼入れし,30s後 には時効処理を開始した。急速加熱の時効処理には、シリ コーン油浴のオイルバスを用いた。また、低速昇温ではあら かじめ目的温度に保持した大気炉に投入した。30×20×5mm の試験片中央に熱電対を挿入して計測した平均昇温速度は, オイルバスで約 3.0 K/s, 大気炉では 373 K まで 0.028 K/s, 450Kまでは平均 0.02K/s であった。3.1節の予備実験では, まず時効処理の一段目を 373K-86.4ks に固定し、二段目を 450K で最長保持時間 1000 ks とした。高速昇温,低速昇温を それぞれ H, Lと表記する。そして, 例えば一段目の時効温 度まで高速昇温し、そこから二段目の時効温度まで低速昇温 した試料は, HL 材と呼ぶ。ほかも同様に, LL, LH, HH 材 と表記する。比較用の一段時効材は、450K で最長 1000 ks 保 持した。この場合の昇温速度は、0.02K/sである。これによ り、各時効温度までの昇温速度の組合せの影響を把握する。 3.3節の実験では、二段時効硬化への一段目時効の影響を把 握するため,一段目時効の温度を333,353,373,393K,同 じく保持時間を 0.8, 8, 80, 800 ks とそれぞれ変化させて実 験を行った。その後, 0.02 K/s で 450 K まで加熱し, 最長保持 時間 1000 ks の二段目時効処理を施した。そして、この中か ら最適な一段目時効条件を選定し、評価した。

硬さ測定用の試料は、30×20×2mmの直方体である。時効 処理開始からの硬さの変化を、押込み荷重 98N、押込み時間 15s の条件でビッカース硬さ計を用いて計測した。

2.3 電気比抵抗とミクロ組織観察

電気比抵抗を電圧・電流発生器とデジタル・マルチメータ (エーディーシー社製 R6244 および R6871E)を組合せて測定 した。試料は、板厚 2.0 mm、板幅 30 mm、長さ 80 mm の棒状 である。まず、溶体化処理直後にスポット溶接で試料に測定 用エナメル線を取付け、時効処理中にそのつど、炉から取出 して電気比抵抗を計測した。測定は直流四端子法により、温 度 77 K で試料に一定電流(1A)を通電した際の電位差を記



Fig. 1 Schematic illustration of chemical compositions of the Al–Mg–Si alloys used. The differences in Vickers hardness between the rapid and slow heating in one-step ageing treatments as well as those between the one-step and the two-step ageing treatments are shown as numerators and denominators, respectively.

録した。なお,試験片断面積は,試験片の全長と質量,密度 から求めた。電気比抵抗は,溶体化処理後の電気比抵抗で差 分して表示している。また,ミクロ組織観察には,透過型電 子顕微鏡を用いた。観察時の加速電圧は,200kV である。

3. 実験結果

3.1 一段時効材および二段時効材の時効硬化と昇温速度

一段目(373K)および二段目(450K)の時効温度への昇 温速度を変化させた場合の二段目時効中の時効硬化曲線を Fig. 2に示す。バランス組成の低濃度合金である0.68B材で は、一段目高速昇温の場合、低速昇温の場合と比較して最高 時効までの時間が短縮されているが、中濃度の1.56B材では 同程度、高濃度の2.68B材では逆に遅延する結果となってい る。過剰Si合金では、時効硬化の速さは大差ない。また、す べての合金で一段目高速昇温の場合の方が、低速昇温の場合 より最高時効時の硬さが向上している。二段目時効の昇温速 度の影響は、0.68B材以外ではほとんどない。図中には、一 段時効材(低速昇温材)のデータも付記している。0.68B材、 0.78S材では、HH材、HL材の最高硬さが一段時効材を上 回っている。また、0.67S材では同程度、その他のものでは 一段時効材の硬さの方が高くなっている。

Fig.1には,一段時効材の昇温速度の影響を図中の括弧内 の左側に合せて示している(図中A)。これは,一段時効材 で急速昇温の場合の硬さから低速昇温の場合の硬さを引いた ものである。低濃度のバランス合金では急速昇温によって硬



Fig. 2 Comparisons of age-hardening curves for one-step and two-step ageing treatments with high (H) or low (L) heating rate to the first and second ageing temperatures.

さが低下する傾向が見られ,それ以外のものでは多少の増減 はあるものの大きな影響は認められない。よって,以降の検 討は二段時効材についてのみ行う。

3.2 一段目時効温度および昇温中の時効析出挙動

以降の検討を行う合金を、一段時効に対する優位性の違い と広く組成を振るという観点から、0.68B材、2.68B材、0.67S 材に絞り、一段目時効の温度および時間をそれぞれ4水準に 変化させて詳細に検討する。

Fig. 3 は,一段目時効温度である 373K での時効硬化曲線 である。いずれの場合も,時効処理開始直後の硬さは,時効 温度への昇温中の時効析出により低速昇温材の方が高い。と ころが,いずれの合金でも保持中に両者の硬さが逆転してい る。また,0.68B 材では 100 ks 程度までは硬さの上昇が小さ く,それ以降急激に上昇している。一方,2.68B 材の高速昇 温や0.67S 材では,保持開始後,間もなく硬さが上がりはじ めている。これらを勘案し,3.3節の実験での一段目時効の 保持時間として,保持開始直後の0.8 ks,2.68B 材の高速昇温 でも依然として硬さの上昇が少ない8 ks,0.68B 材で硬さの上 昇が始まる直前の80 ks,および全試料で硬さ向上が見られた 800 ksを選定した。

Fig. 4 は,333 および 373K まで高低二水準の速度で昇温 したときの電気比抵抗変化である。電気比抵抗の増加: $\Delta \rho$ はクラスタの生成,その減少は GP ゾーンなどの形成に対応 することが知られている^{9),10)}。時効開始直後(0.01 ks 経過 時:図の左端)の $\Delta \rho$ 値を見ると,2.68B で 3.0 K/s–333 K 材 を除くほかの3種,および 0.67S の 0.02 K/s–373 K 材で $\Delta \rho$ が



Fig. 3 Age-hardening curves for the first ageing at 373 K in alloys (a) 0.68B, (b) 2.68B and (c) 0.67S, representing the effects of heating rate to 373 K.



Fig. 4 Changes in electric resistivity, ρ , during the first ageing at 333K and 373K in alloys (a) 0.68B, (b) 2.68B and (c) 0.67S. (ρ is shown as increment from that measured after water quenching.) The effects of heating rate to the ageing temperature are demonstrated.



Fig. 5 Age-hardening curves at 450 K with first ageing at (a) 333 K, (b) 353 K, (c) 373 K and (d) 393 K in alloy 0.68B for 0.8, 8, 80 and 800 ks.

正に大きく振れており,一段目時効温度(333 ないし 373 K) までの昇温中にクラスタが生成したことがわかる。373 K 保 持中は,ほとんどの試料で比抵抗の大きな変化はなく,0.67S 材と0.68B 材の数百 ks 以降では,GP ゾーンの生成を示す比 抵抗の低下が見られる。一方,2.68B を 373 K で時効した場 合,緩やかな電気比抵抗の上昇を見た後,数百 ks 以降低下 に転じている。333 K 保持中は,0.68B 材ではその傾向は不明 瞭だが,クラスタ形成が進行していると判断される。

Fig. 3 と対比すると、0.67S 材では、373K 保持初期からの GP ゾーン形成と保持開始直後からの硬さ上昇とが、また 0.68B 材では、数百 ks 以降の GP ゾーン形成と 373K-100ks 以降の硬さ上昇とが、それぞれよく対応している。2.68B 低 速昇温材では、373K で電気比抵抗の変化に乏しく硬さ変化 と対応しない。これは、中山らの論文の Fig. 7 でも認められ る傾向である ¹⁰⁾。

3.3 二段時効材の時効硬化に及ぼす一段目時効条件の影響

Fig. 5~Fig. 7 は,各一段目時効温度・時間で熱処理した各合金をその後,二段目時効温度に保持したときの時効硬化曲線である。これらは,いずれも一段目時効温度まで急速昇温し,そこから二段目時効温度までは低速昇温したものである。 まず,Fig. 5 の 0.68B 材に 333 K の一段目時効を施した場合, 一段目 800 ks 保持の場合に二段目時効開始直後から硬さの上 昇が見られ,最高到達硬さが最も高くなっている。これを含め,いずれの温度でも 800 ks 時効の場合に最高硬さが得られ ている。この内,333 K を除く3条件では,450 K での最初の 硬さ測定時に硬さがほかの時間に比べてすでに高くなってい る。また,333 K 材でも最も早い時期から硬さの立上がりが 見られる。333Kで短時間時効の場合には、450K一段時効材 (点線で付記)の硬化曲線とも、硬さ、最高時効までの時間 で大差ない結果となっている。373K材では、保持時間減少 とともに450Kでの時効後の最高硬さが低下し、最高硬さに 達するまでの時間も長くなっている。393K時効は、一段目 時効でほぼ時効析出が完了したと見られる800ks材を除き、 二段時効の場合の硬さが一段時効より劣る「負の効果」が見 られる唯一の条件である。最も高い硬さが得られた373K-800ks材は、すべての合金で最も一段時効に対する硬さの向 上効果が大きい。

Fig. 6の 2.68B 材では, これと対照的に短時間の一段目時 効で高い硬さが得られている。333 および 353Kの低温では 0.8ks, 373K では 8ks, 393K では 80ks 材で最高の硬さを呈 している。393K 材を除き, 450K での初期硬さが高い試料で 最高硬さが得られている点は, Fig.5 と同じである。450K 一 段時効材の曲線は、点線で付記している。また、大抵の場合、一段目時効温度で長時間時効した場合に、二段時効の負の効果が現れている。加えて、393K時効では、ほぼすべての条件で二段時効の負の効果が認められる。Fig. 7 の 0.67S 材も傾向は似ているが、二段時効と一段時効の差は比較的小 さく、一段目時効条件にも比較的鈍感である。

Fig. 5~Fig. 7 の結果を 450K 一段時効材との最高硬さの差 という観点で, Fig. 1 の図中の括弧内の右側の数字(図中 B) として示している。これは, Fig. 5~Fig. 7 に示された二段時 効材の最大硬さから,同じく図中に示された一段時効材の最 高硬さを引いたものである。Mg₂Si 濃度や過剰 Si の有無にか かわらず,いずれの条件でも,一段時効より二段時効の場合 に硬さが高くなる条件が存在する。

Fig. 8は, 2.68B材で 373Kまでの昇温速度を 3.0K/s, 0.02K/s と変化させたときの TEM 明視野像の比較である。急



Fig. 6 Age-hardening curves at 450 K with first ageing at (a) 333 K, (b) 353 K, (c) 373 K and (d) 393 K in alloy 2.68B for 0.8, 8, 80 and 800 ks.



Fig. 7 Age-hardening curves at 450K with first ageing at (a) 333K, (b) 353K, (c) 373K and (d) 393K in alloy 0.67S for 0.8, 8, 80 and 800 ks.



Fig. 8 Bright field TEM micrographs of alloy 2.68B, representing the effects of heating rate to 373K in the alloy. Heating rates are (a) 3.0K/s and (b) 0.02K/s.

速昇温材の方が時効析出物の密度が高く,かつ平均的に微細 であることがわかる。これ以外の合金でも,同様の傾向が認 められた。

4. 考 察

4.1 二段時効材での昇温速度の効果

一段目時効条件を 373K-86.4ks に固定した Fig. 2 の予備的 実験では、二段時効材の方が一段時効材よりも最高硬さが劣 る場合も見られた。しかし、HL 材のみを抜出し、時効温度 や時効時間の効果を精査した Fig. 5~Fig. 7 では、すべての合 金で最適条件の二段時効材が一段時効材を最高硬さで上回る 結果となった。最高硬さをもたらした一段目時効温度は、353 ないしは 373K であり、333K 時効でも一段時効を上回る最高 硬さをもたらす条件がすべての合金で存在する。このことよ り、333K 以上での時効析出過程が 450K でのそれと一致ない し整合しており、低温での予備的時効が時効析出物の均一微 細な分布をもたらすと考えられる。

次に, Fig.3の一段目時効開始直後の硬さ(左端のデータ) に注目すると,一段目の時効温度まで低速昇温した場合に, 高速昇温よりわずかに硬さが高くなる傾向が認められた。こ れは、一段目時効温度への昇温中に生成するクラスタによる 硬化が原因である。また、一段目時効温度まで高速昇温の場 合,いずれの合金でも一段目低速昇温より二段目時効中の最 高到達硬さが向上する。これは、昇温中に生成するクラスタ による負の効果が抑制された結果と考えられる。Fig.3(a)の 0.68B 材で、特に 3K/s 昇温の場合に見られるように、373K 時効での硬化は 100ks 程度の潜伏時間の後に顕著に見られ る。Fig. 3 (b) の 0.02 K/s 昇温材で, 0.68B 材と同じような潜 伏時間が見られるのは,昇温過程でのクラスタ生成により, 373K保持中のGPゾーン生成に資する過飽和固溶原子が不足 したためと推察される。以上の考察は、343Kを境にして別 種のクラスタ(低温側:クラスタ(1),高温側:クラスタ (2))が生成し、前者は通常の時効温度でも安定なのに対し、 後者は β"相に変化し時効硬化に貢献するとの里らの報告に 整合する ^{7),11)}。一方で,Maruyama ら ⁶⁾ や松田ら ⁸⁾ の報告で は昇温後に復元が生じるとされる。本研究の範囲では、一段 目時効温度への昇温直後に硬さや電気比抵抗の低下など、そ れに対応する現象は明瞭には認められない。

Fig.4は、低速昇温中ないし 333K 保持中にクラスタが生成 することを有意に示唆する。一方、Fig.4(b) で 2.68B 材を 373K で時効する場合、低速昇温材で電気比抵抗は顕著な増 減は示さないものの, Fig. 3 で示した硬さは上昇傾向を見せ ている。前述のように,中山らの報告でも 323~363Kの低温 時効で電気比抵抗に大きな変化は見られていない¹⁰⁾。これ は,この程度の温度範囲ではクラスタと GP ゾーンなどの生 成が同時に進行し,比抵抗に及ぼす両者の正負の効果が相殺 されるためと思われる。

ところで, Fig. 2 では,低濃度バランス合金では高速昇温 により最高時効までの時間が短縮され,中濃度バランス合金 ではほぼ不変,高濃度バランス合金では逆に遅延されるとい う傾向が見られた。また,過剰 Si 合金ではその様な傾向は認 められなかった。これは,松田らが報告するように,擬二元 系合金の Mg₂Si 濃度の違いで生成される析出物が異なり¹²⁾, かつそれらの生成過程の速度論が昇温段階におけるクラスタ 生成の有無により影響されることを示唆しているが,詳細は 不明である。

4.2 一段目時効条件が二段時効時の最高硬さに及ぼす影響

Fig. 5~Fig. 7 では、低濃度バランス合金で一段時効に対す る優位性が最も高くなった。また、低濃度バランス合金では、 一段目時効で 373 K-800 ks と長時間保持の場合に最高の硬さ が得られている。一方,同じく 333K で短時間の一段目時効 では、450Kでの一段時効と最高硬さに大差ない結果となっ た。実際, Fig. 4 (a) の電気比抵抗にも, 低速昇温中および 333K保持中(~数百ks)の顕著な変化は見られていない。 他方, 393 K-800 ks の一段目時効条件では, その後 450 K での 時効硬化は乏しく, それより短い一段目の保持時間では, 450K での一段時効より硬さが低くなっている。これらの事 実は、時効硬化に有効に寄与する β"相の前駆相として振る 舞うクラスタや GP ゾーンは、373K 程度で長時間時効した場 合に均一微細に生成してその後の450K での時効硬化を促進 するが、それより短時間ないしはより低温での時効では、前 駆相として充分な密度ないしサイズに達しないものと推察さ れる。また、393Kでの一段目時効では、β"相自体が直接析 出するので、低速昇温の一段時効より β" 相の密度やサイズ の点で不利となるのではないかと推定される。

次に、高濃度バランス合金の 2.68B 材では、Fig. 4 で 373K 以下で顕著なクラスタ生成傾向が認められる。ところが、Fig. 6 で二段目時効中に最高時効をもたらすのは、353K-0.8ks と ごく短時間時効の場合である。Fig. 4 からわかるように、こ の条件ではまだクラスタの生成過程の半ばである。これは、 その後の時効で GP ゾーンや β "相に遷移する種類ないし形態 のクラスタが一段目時効で生じる場合でも、前駆相として必 要な量やサイズにはある限度があり、必要以上に長時間の一 段時効は好ましくないとも考えられる。八太らは、バランス 合金の二段時効について検討し¹³⁾、高濃度合金となるほど、 GP ゾーンや β "相の前駆相とならないクラスタが生成しやす いと結論している。本研究の結果は、この様な観点での説明 とも矛盾しない。

最後に、過剰 Si 組成の場合、一段時効と二段時効の差が 比較的小さく、かつ一段目時効条件にも鈍感であることが、 Fig. 7 よりわかる。Fig. 4 (c) では、333K までの昇温速度に よらず一段目時効開始直後(図の左端)の電気比抵抗は小さ な値を取っており、333K 以下の低温でのクラスタ生成傾向 は乏しいと思われる。一方、333K 保持中には顕著なクラス タ形成が見られる。また、333Kまでの低速昇温材ではクラ スタ生成が顕著ではなく、373Kまでの低速昇温材ではクラ スタ形成が顕著であることから、333から373Kまでの範囲の 低速昇温過程でクラスタ生成が生じていると判断できる。こ の傾向は、Fig.3(c)の硬さ上昇傾向と整合しており、333K 以上で生じるクラスタが硬化をもたらしており、それ以下の 温度で生成する別種、ないしは性状の異なるクラスタの存在 あるいは影響は認められない。里らは過剰Si合金を373Kで 時効し、彼らがクラスタ(2)と呼ぶクラスタのサイズが増 加し、Mg/Si比も一定値に漸近することを報告している¹¹⁾。 本研究の結果は、彼らがクラスタ(1)と呼ぶ初期クラスタ の生成過程の活性化度合いや、Fig.3、Fig.4で確認されたク ラスタと後続する析出相の接続性などがバランス合金と過剰 Si合金とで異なるとも受取れる。しかし、現在の所、これら を考察するための知見は得られていない。

5. 結 言

5種類のバランス組成および過剰 Si 組成の Al-Mg-Si 系合 金を用い,一段時効および二段時効処理で時効温度まで急速 昇温する効果を調べた。一段時効では顕著な効果は認められ なかったものの,一段目時効温度まで急速昇温する二段時効 処理では,いずれの合金でも一段時効より硬さが向上する時 効条件が存在した。これは,時効処理温度まで低速昇温した 場合に生成しその後の時効硬化に寄与しないクラスタの生成 が,急速昇温により抑制できるためと考えられる。特に,低 濃度のバランス合金でその効果が最も大きくなった。二段時 効処理は工業的にもコスト高をもたらすが,ごく短時間の処 理で,かつ通算の時効時間がほぼ同様ながら大きな効果が得 られる合金も存在した。低温短時間の時効処理を通常の時効 硬化処理に追加することは,実用的にも検討に値するものと 結論される。

謝辞

材料調製と成分分析は,旭テック(㈱山田 徹氏,山口友 康氏,西川直樹氏による。心より感謝致します。

参考文献

- 1) 森 知成:熱処理, 37 (1997), 161-167.
- 入之内豊,戸田裕之,酒井崇之,小林俊郎,王 磊:軽金属, 55 (2005), 159–163.
- T. Nishimura, H. Toda, M. Kobayashi, T. Kobayashi, K. Uesugi and Y. Suzuki: Int. J. Cast Met. Res., 21 (2008), 114–118.
- G. W. Lorimer and R. B. Nicholson: Acta Metall., 14 (1966), 1009– 1013.
- D. W. Pashley, M. H. Jacobs and J. T. Vietz: Philos. Mag., 16 (1967), 51–76.
- 6) M. Maruyama and K. Hono: Acta Mater., 47 (1999), 1537–1548.
- A. Serizawa, S. Hirosawa and T. Sato: Metall. Mater. Trans. A, **39A** (2008), 243–251.
- 8) 松田健二, 池野 進: 軽金属, 50 (2000), 23-36.
- 9) 菅野幹宏, 鈴木 寿, 白石泰久: 軽金属, 28 (1978), 553-557.
- 10) 中山栄浩,中西茂紀:軽金属, 55 (2005), 199-203.
- 11) 里 達雄: 軽金属, 56 (2006), 592-601.
- 12) 松田健二, 池野 進: 軽金属, 53 (2003), 457-462.
- 13) 八太秀周, 松田眞一, 吉田英雄: 軽金属, 56 (2006), 667-672.