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：

KYUSHU UNIVERSITY

研究論文

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 Mg_2Si 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 Mg_2Si 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，343 K 時効による GP ゾーンはその後の 448 K 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).

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

	Mg	Si	Ti	Fe	Cu	Zn	Mn	Cr	Mg_2Si	excess Si	excess Mg
0.68B	0.43	0.29	≦0.01	0.07	≦0.01	≦0.01	≦0.01	≦0.01	0.68	0.04	
1.56B	1.01	0.57	≦0.01	0.16	0.31	0.02	0.02	0.09	1.56		0.02
2.68B	1.74	0.98	≦0.01	0.09	≦0.01	≦0.01	≦0.01	≦0.01	2.68		0.04
0.67S	0.42	1.17	≦0.01	0.08	≦0.01	≦0.01	≦0.01	≦0.01	0.67	0.92	
0.78S	0.49	0.44	≦0.01	0.16	≦0.01	≦0.01	0.03	≦0.01	0.78	0.15	

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%Mg_2Si 合金（0.68B。また，成分表示は，以降もすべて mass%），Al–1.56%Mg_2Si 合金（以降，1.56B），Al–2.68%Mg_2Si 合金（以降，2.68B），過剰 Si 合金として Al–0.78%Mg_2Si–0.15%Si 合金（以降，0.78S）および Al–0.67%Mg_2Si–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，813 K 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，30 s 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。30×20×5 mm 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，450 K までは平均 0.02 K/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 373 K–86.4 ks に固定し，二段目を 450 K 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，450 K で最長 1000 ks 保持した。この場合の昇温速度は，0.02 K/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 333，353，373，393 K，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，30×20×2 mm 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 98 N，押込み時間 15 s 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（1 A）を通電した際の電位差を記録した。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，200 kV である。

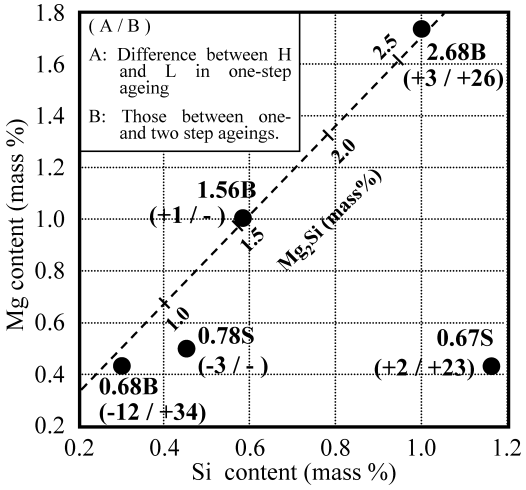

Fig. 1 Schematic illustration of chemical compositions of the Al–Mg–Si alloys used. The differences in Vickers hardness between the rapid and slow heating in one-step ageing treatments as well as those between the one-step and the two-step ageing treatments are shown as numerators and denominators, respectively.

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（373 K）および二段目（450 K）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

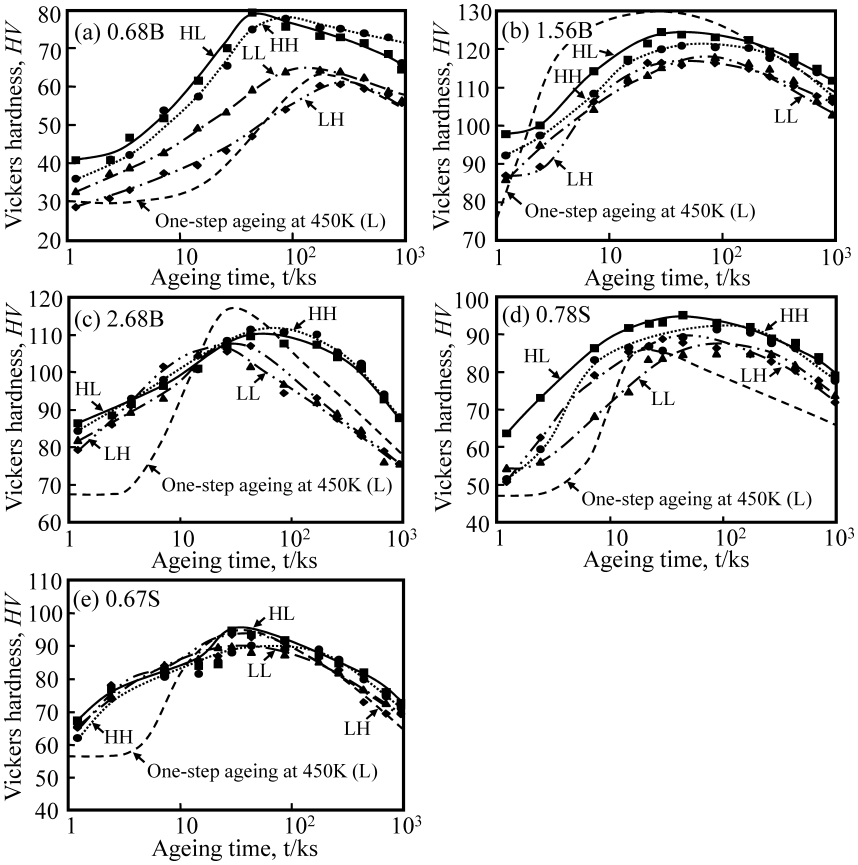

Fig. 2 Comparisons of age-hardening curves for one-step and two-step ageing treatments with high (H) or low (L) heating rate to the first and second ageing temperatures.

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 373 K 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 373 K 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

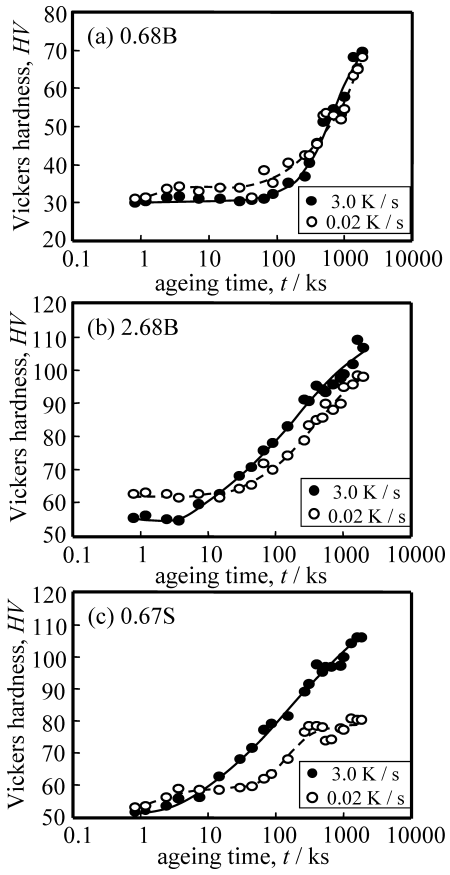

Fig. 3 Age-hardening curves for the first ageing at 373 K in alloys (a) 0.68B, (b) 2.68B and (c) 0.67S, representing the effects of heating rate to 373 K.

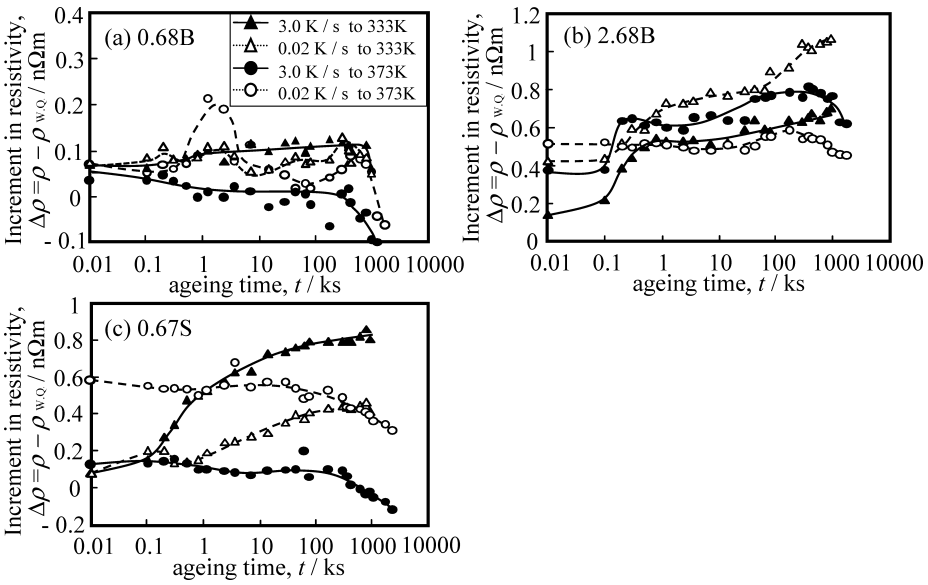

Fig. 4 Changes in electric resistivity, ρ, during the first ageing at 333 K and 373 K in alloys (a) 0.68B, (b) 2.68B and (c) 0.67S. (ρ is shown as increment from that measured after water quenching.) The effects of heating rate to the ageing temperature are demonstrated.

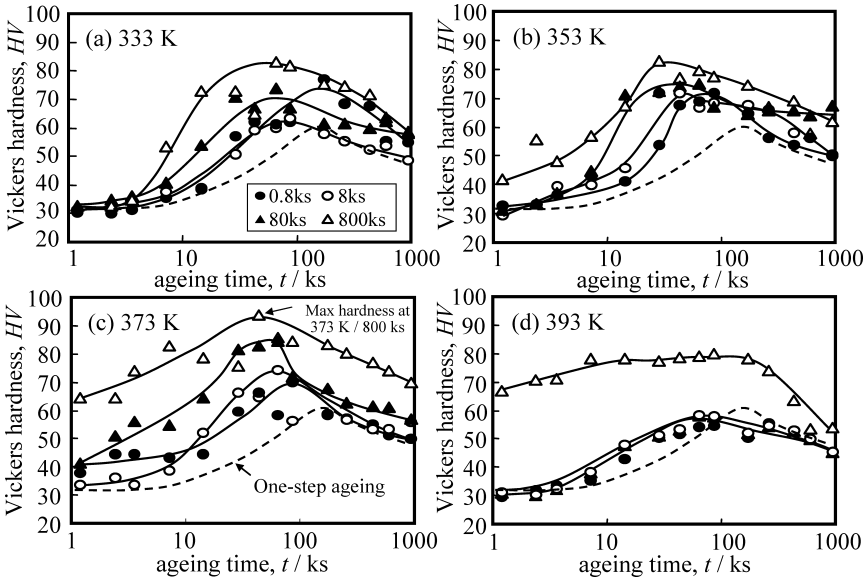

Fig. 5 Age-hardening curves at 450 K with first ageing at (a) 333 K, (b) 353 K, (c) 373 K and (d) 393 K in alloy 0.68B for 0.8, 8, 80 and 800 ks.

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，373 K 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 373 K–100 ks 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，373 K 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。333 K で短時間時効の場合には，450 K 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。373 K 材では，保持時間減少とともに 450 K 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。393 K 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 800 ks 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 373 K–800 ks 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 353 K の低温では 0.8 ks，373 K では 8 ks，393 K では 80 ks 材で最高の硬さを呈している。393 K 材を除き，450 K 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。450 K 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，393 K 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 450 K 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。Mg_2Si 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 373 K までの昇温速度を 3.0 K/s，0.02 K/s と変化させたときの TEM 明視野像の比較である。急

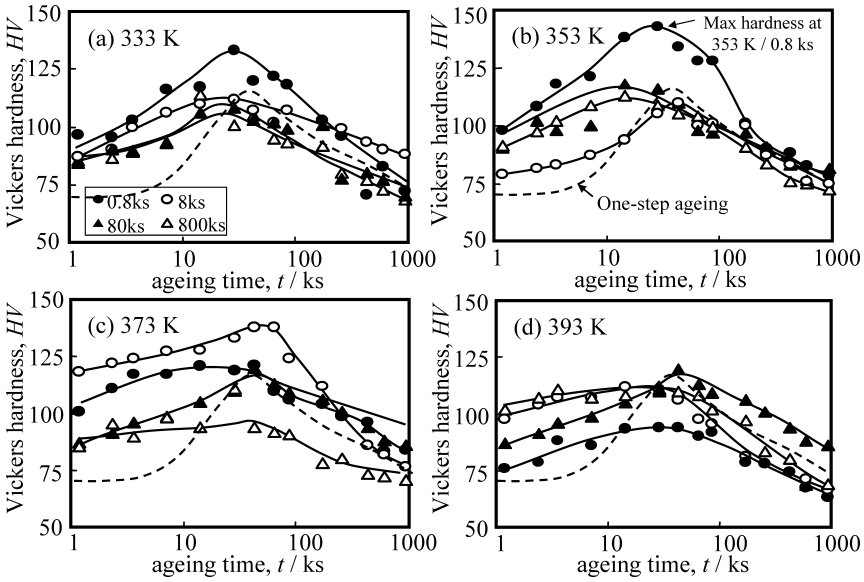

Fig. 6 Age-hardening curves at 450 K with first ageing at (a) 333 K, (b) 353 K, (c) 373 K and (d) 393 K in alloy 2.68B for 0.8, 8, 80 and 800 ks.

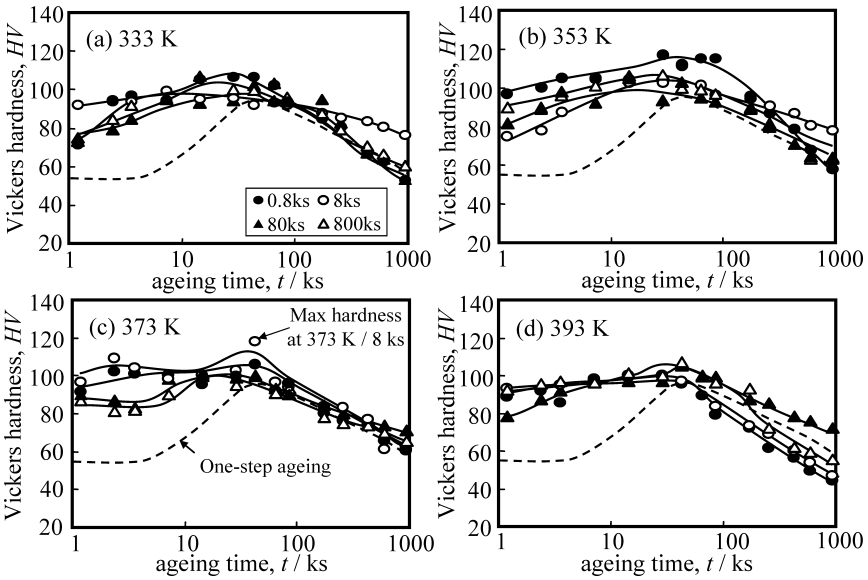

Fig. 7 Age-hardening curves at 450 K with first ageing at (a) 333 K, (b) 353 K, (c) 373 K and (d) 393 K in alloy 0.67S for 0.8, 8, 80 and 800 ks.

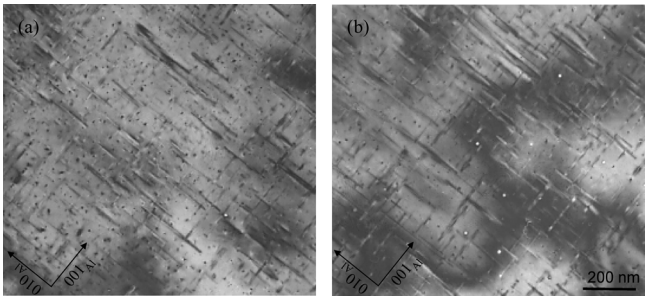

Fig. 8 Bright field TEM micrographs of alloy 2.68B, representing the effects of heating rate to 373 K in the alloy. Heating rates are (a) 3.0 K/s and (b) 0.02 K/s.

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 373 K–86.4 ks 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 373 K であり，333 K 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，333 K 以上での時効析出過程が 450 K 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 3 K/s 昇温の場合に見られるように，373 K 時効での硬化は 100 ks 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，373 K 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，343 K 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 333 K 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 373 K 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 323~363 K 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 Mg_2Si 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 333 K で短時間の一段目時効では，450 K 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 333 K 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，450 K 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，373 K 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 450 K 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，393 K 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 373 K 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，353 K–0.8 ks 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，333 K 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，333 K 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，333 K 保持中には顕著なクラス

タ形成が見られる。また，333 K までの低速昇温材ではクラスタ生成が顕著ではなく，373 K 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 373 K 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，333 K 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 373 K 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.
2）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.
3）T. Nishimura, H. Toda, M. Kobayashi, T. Kobayashi, K. Uesugi and Y. Suzuki: Int. J. Cast Met. Res., **21**（2008）, 114–118.
4）G. W. Lorimer and R. B. Nicholson: Acta Metall., **14**（1966）, 1009–1013.
5）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.
7）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.