Cu 添加 6063 アルミニウム合金の時効挙動に及ぼす 溶体化処理温度の影響

中村 貴彦*・藤山 真一*・野口 雅弘**
小松 伸也***・櫻井 健夫****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 59, No. 3 (2009), pp. 134-139

Effect of solution treatment temperature on aging behavior of Cu added 6063 aluminum alloy

Takahiko NAKAMURA*, Shin-ichi FUJIYAMA*, Masahiro NOGUCHI**
Shin-ya KOMATSU*** and Takeo SAKURAI****

Effects of solution treatment temperature, T_{ST} , and Cu addition on aging behavior of 6063 alloy at 448 K and room temperature were investigated through changes in resistivity ρ and hardness HV. Calculated complete dissolution temperature of Mg and Si, T_{CD} , was about 760 K for present alloys. Above 773 K, ρ_{STQ} , the ρ immediately after the solution treatment and water quenching, increased slightly. Most of the increment could be explained by increase in equilibrium solute Fe concentration. Therefore, it is concluded that increase in quenched-in vacancy concentration with the T_{ST} will be small. Solution treatment at 748 K, below the T_{CD} , lowered maximum hardening by the aging at 448 K, also maximum resistivity increment in initial stage of aging at 448 K and the ρ increment by aging at room temperature until 3 Ms. Maximum age-hardening at 448 K slightly increased with T_{ST} above 773 K. However, hardening by 448 K-1.2 ks aging, simulating bake-hardening, showed small dependence on T_{ST} above 773 K. Resistivity increment by aging at room temperature for 3 Ms decreased largely by solution treatment at 748 K. Because elevation of the T_{ST} beyond 773 K gave only small effect on the resistivity increment by aging at room temperature, rate of cluster formation will be suppressed more largely by solute concentration than excess vacancy concentration.

(Received September 1, 2008 Accepted November 25, 2008)

Keywords: 6063 aluminum alloys, aging behavior, resistivity, hardness, Cu addition, solution treatment temperature

1. 緒 言

Mg, Si 含有量の多い Al-Mg-Si 系合金では、溶体化処理焼入れ後の室温時効で生じたクラスタが、その後の人工時効による硬化を低減させる室温予備時効の負の効果の原因であるとされている¹⁾。例えば 6061 アルミニウム合金では、数時間の室温時効で負の効果が現れる²⁾。

これまで、6063 合金に添加した 0.72% までの Cu は、848 K からの急冷後にはほぼ全量が固溶しており、473 K での時効硬化は Cu 添加量とともに増大して、過飽和度の上昇が析出物を微細化したと説明された³⁾。6063 合金では、室温 1 日の予備時効から 448 K で時効すると、予備時効で増加した比抵抗はなかなか減少せず、耐力の極大値が現れる 259 ks 付近まで予備時効なしの場合より高かった⁴⁾。極大耐力値は、予備時効なし材とほぼ一致し、言い換えると、比抵抗値が予備時効なし材より高いクラスタの残存期間中は予備時効なし材よ

り耐力が低かった。

Al-Mg-Si 系合金での負の効果の出現を防止するには、室温時効によるクラスタ生成を何らかの方法で抑制できればよい。この方法の一つに、溶体化処理焼入れで凍結される過剰空孔濃度を低減することが挙げられる。Al-Cu, Al-Zn などの二元系合金では、低温時効速度は溶体化処理温度の低下とともに減少する^{5),6)}。しかし、Al-Mg-Si 系時効性合金の平衡固溶度は、同一温度で比較すると、Al-Zn-Mg 系合金などより低い⁷⁾。言い換えると、合金元素含有量（原子 % の和）を同じにしたときの完全固溶温度は、Al-Zn-Mg 系合金などより高く、溶体化処理温度を大幅に低下させることは難しい。Al-Mg-Si 系合金を Mg と Si の完全固溶温度より低温で溶体化処理すると、高温で拡散係数が大きいいため短時間で析出が進む。その結果、溶質濃度の低下が時効温度での過飽和度を減少させて硬化相粒子の粗大化を招き、時効硬化量が小さくなることが予想される。

* 関西大学大学院生 (〒564-8680 大阪府吹田市山手町 3-3-35)。Graduate Student of Kansai University (3-3-35 Yamate-cho, Suita-shi, Osaka 564-8680).

** 関西大学学生 (吹田市) [現在: 和伸工業(株) (堺市)]。Student of Kansai University (Suita-shi, Osaka) [Present: Washin Kogyo Co., Ltd. (Sakai-shi, Osaka)].

*** 関西大学化学生命工学部 (吹田市)。Faculty of Chemistry, Materials and Bioengineering, Kansai University (Suita-shi, Osaka).

**** (株)神戸製鋼所 真岡製造所 (真岡市)。Kobe Steel Ltd. (Mooka-shi, Tochigi).

Table 1 Chemical compositions and temperatures, T_{CD} ⁸⁾ for complete dissolution of Mg and Si (mass%)

Alloy	Mg	Si	Cu	Fe	Ti	Al	T_{CD}/K
6063+0%Cu	0.65	0.34	–	0.18	0.02	Bal.	761±18
6063+0.47%Cu	0.65	0.36	0.47	0.18	0.02	Bal.	764±19, –18
6063+0.72%Cu	0.66	0.35	0.72	0.17	0.02	Bal.	764±18

以上のような困難は予想されるが、本研究では、Cu 添加量の異なる 6063 合金について、448K および室温時効挙動に及ぼす溶体化処理温度の影響を検討した。

2. 実験方法

厚さ 50×幅 145×長さ 250mm の鋳塊を、厚さ 45mm まで面削し、823K-7.2ks の均質化処理を施し、厚さ 6mm まで熱間圧延した。昇温速度 40K/3.6ks で 643K まで昇温し、7.2ks 保持する中間焼なまし後に、厚さ 0.6mm まで冷間圧延した。この冷間圧延板から長軸が圧延方向と平行な 3×180mm の比抵抗測定用試片および硬さ測定用試片を採取した。

合金の分析組成と (1) 式⁸⁾ から計算した Mg および Si の完全固溶温度 (complete dissolution temperature; T_{CD}) を Table 1 に示す。

$$T_{CD}/K = \frac{(1.06 \pm 0.01) \times 10^4}{12.1 \pm 0.2 - \ln[\{Mg\}^{1.73} \{Si\}]} \quad (1)$$

$\{Mg\}$ と $\{Si\}$ はそれぞれの添加量 (mass%) を表す。Cu 添加は本合金の実測 T_{CD} をほとんど上昇させない⁹⁾。

溶体化処理温度 (T_{ST}) は T_{CD} 以下の 748K、 T_{CD} 以上の 773K と 848K の 3 通りとした。横型大気炉中で、所定の T_{ST} に 3.6ks 保持後、氷水中に焼入れ (STQ) し、アルコールで洗浄後、液体窒素中に浸漬した。焼入れから液体窒素浸漬までの時間は 10s 以内であった。STQ 後は 448K または室温で累積的に時効し、硬さと比抵抗の変化を追跡した。

硬さ測定では、所定時間の時効後に試片から長さ約 5mm の小片を切り取り、RD-ST 面を 1.5mm 程度研磨除去し、鏡面に仕上げた。荷重 0.98N (0.1kgf)、負荷時間 15s でマイクロビッカース硬さ (HV0.1) を 10 点測定し、最大・最小を除く 8 点を平均した。切取った試片は研磨および測定中に 0.6ks 程度室温にさらされるが、残余は切断直後に液体窒素へ再度浸漬して室温時効を抑制した。

直流四端子法で測定した電気抵抗と、受取状態で測定した密度質量法サイズファクタ¹⁰⁾ から比抵抗 ρ を求めた。液体窒素中 77K での抵抗を測定し、測定中に室温時効がほとんど進行しない場合のみ測定誤差検出のためにケロシン浴中 300K でも測定した。密度質量法サイズファクタを用いた 77K での比抵抗は ρ_{D77} と表記してきたが、本報の比抵抗はすべて ρ_{D77} であるため、添字を省略し ρ と表記する。

3. 実験結果と考察

3.1 溶体化処理焼入れ直後の状態

Fig. 1 に各合金の STQ 直後の ρ と HV を溶体化処理温度 T_{ST} の関数として示す。HV の値は試片ごとの変動が大きいですが、773K を境界として高温側では勾配が小さい。Fig. 1 (b) の ρ は HV より変動が少なく、 T_{CD} 以下での溶体化処理では

Fig. 1 Changes in hardness HV_{STQ} (a) and electrical resistivity immediately after solution treatment and quenching ρ_{STQ} (b) with temperature of solution treatment, T_{ST} .

溶質 Mg, Si 濃度の減少が大きく影響している。

Fig. 2 に 773K での STQ 直後の ρ 平均値と T_{ST} を 748K および 848K としたときの ρ との差を T_{ST} の関数として示す。前報⁹⁾ の数値を使った (2) 式、(3) 式から計算した各種溶質が平衡濃度まで固溶したときの温度と ρ の関係 (T - ρ 曲線) も 773K の ρ との差として破線で記入した。

$$Mg_2Si \quad \delta\rho_{(T)}/n\Omega m = 986 \exp(-3882/T) \quad (2)$$

$$Fe \quad \delta\rho_{(T)}/n\Omega m = 2.62 \times 10^5 \exp(-1.09 \times 10^4/T) \quad (3)$$

773K ST と 848K ST の ρ_{STQ} の差は Fe の平衡固溶量の差に起因する ρ 変化の約 0.47n Ω m よりも、最大で約 0.2n Ω m 大きい。これが凍結空孔濃度の増加によると考えられる。熱平衡空孔濃度の計算式¹¹⁾ および Koike ら¹²⁾ の諸定数を用いれば、773K と 848K の熱平衡空孔濃度の差から計算した ρ 変化量は、0%Cu で 0.75n Ω m、0.47%Cu で 0.92n Ω m、0.72%Cu で 1.02n Ω m となり^{11),12)}、0.2n Ω m に比べ 3~5 倍大きい。Al-0.5at%Mg-0.5at%Si 合金でも 823K と 773K の熱平衡空孔濃度

Fig. 2 Relation between T_{ST} and the difference of ρ_{STQ} from the average value ($n=4$) after solution treatment at 773 K and water quenching.

の差による ρ 変化量は $0.54 \text{ n}\Omega\text{m}$ と計算されたが、本研究同様、実測された ρ の差は約 $0.2 \text{ n}\Omega\text{m}$ であり、空孔は焼入れ時にある程度消滅したと考えられている¹³⁾。

748 K ST では T_{CD} 以下のため Mg_2Si 析出物が残留し、 ρ 実測値は 773 K ST での値より $0.76 \sim 0.90 \text{ n}\Omega\text{m}$ 減少した。この ρ 減少量のうち Fe の影響を (3) 式から約 $0.10 \text{ n}\Omega\text{m}$ とすれば、残り $0.66 \sim 0.80 \text{ n}\Omega\text{m}$ は Mg_2Si 析出物による。 Mg_2Si の単位濃度あたりの比抵抗への寄与 $\Delta\rho$ として $6.01 \text{ n}\Omega\text{m}/\text{mass}\%$ ⁹⁾ を用いれば $0.11 \sim 0.13 \text{ mass}\%$ の Mg_2Si が残留したことになる。

Cu 添加量と STQ 状態の ρ の関係を Fig. 3 に示す。比較のために先の研究³⁾ に使用した合金の 848 K からの STQ 状態のデータも記入した。本研究の測定点数は少ないが、回帰直線の勾配は文献³⁾ のものとほぼ一致した。全体に約 $0.4 \text{ n}\Omega\text{m}$ 低くなった原因は不明である。 T_{ST} が 748 K のものは 848 K のものより全体に約 $1.3 \text{ n}\Omega\text{m}$ 低くなった。勾配も約 4% 減少し、Cu 添加材では 748 K で Cu が析出した可能性はわずかにある。

3.2 448 K 時効への影響

Fig. 4 に一例として 0.47%Cu 添加合金の HV と ρ の 448 K 等温時効による変化を示す。HV は 120 ks 付近で極大値を示した。 T_{CD} 以下の 748 K ST 材の HV は全域にわたって 848 K ST 材と 773 K ST 材より低く、Mg および Si 溶質濃度減少による過飽和度の低下や固溶体硬化量の減少が影響している。溶質濃度、すなわち固溶体硬化量の比較になる STQ 状態での差より時効状態での差の方が大きい。このことは 748 K での析出による Mg, Si 溶質濃度の低下が 448 K 時効初期の過飽和度を低下させ、単位体積あたりの析出核の個数が減少したと考えれば理解できる。一方、848 K ST 材の HV は 773 K ST 材より高いが、差はわずかである。HV ピーク付近の 448 K-120 ks で 6 程度の差があるが、HV は測定箇所が測定ごとに異なるため溶質濃度その他の変動による分布幅が最大 5 程度あり、平均値として 10 程度以上の差がないと、有意とは判定しにくい。時効硬化に関しては空孔濃度よりも溶質濃度の影響が大きい。

Fig. 4 (b) の ρ 変化では、Fe や Mg, Si の溶質濃度差に起因する ρ_{STQ} の差は時効を進めてもさほど変化せず、凍結空孔濃度が高い 848 K ST 材での析出の促進や、溶質濃度や過飽

Fig. 3 Relation between Cu content and ρ_{STQ} after water quenching from 848 K or 748 K. n means number of specimens for the measurements.

Fig. 4 Changes in HV (a) and ρ (b) of 6063+0.47%Cu alloy during aging at 448 K after water quenching from various T_{ST} .

和度の低い 748 K の析出速度の低下などは明確ではなかった。848 K の Run2 を行った理由については、後に Fig. 6 を用いて説明する。

Fig. 5 Increment in HV from the STQ state, $\delta HV(t) = HV(t) - HV_{STQ}$, by aging at 448K for 120ks or 1.2ks as a function of T_{ST} . 120ks or 1.2ks is corresponding nearly to maximum hardening or to bake hardening (B. H.).

Fig. 5 に 448K で 1.2ks または 120ks 時効したときの STQ 状態からの硬化量 (δHV) を T_{ST} に対してプロットした。1.2ks は塗装焼付を想定した時間で、120ks は HV がほぼ極大になる時間である。STQ からの変化量である δHV でプロットすることで STQ 状態での固溶硬化量の差をキャンセルし、析出硬化量のみを比較できる。

δHV は 1.2ks, 120ks いずれも T_{ST} とともに増加しており、析出硬化量は溶質濃度や凍結空孔濃度の増加によって上昇したと思われるが、 T_{CD} 以上の T_{ST} では δHV の増加は 10 以下で、空孔濃度増加の影響は少ない。Cu 添加材の 1.2ks 時効では 748K ST 材のみが大きく低下しており、初期時効硬化速度が速い³⁾とされる Cu 添加材では、Mg および Si 溶質濃度の減少は Cu 添加の効果著しく低下させている。

Fig. 6 に STQ 状態からの ρ 変化量 ($\delta\rho$) を時効初期のみ拡大して示し、Fig. 4 のスケールでは困難な 448K 時効での G. P. ゾーン生成による ρ 増加量を評価した。748K, 773K, 848K-Run 1 と T_{ST} が高いほど 448K 時効での G. P. ゾーン生成による ρ 増加量が大きく、 T_{CD} 以上の 773K と 848K でも大きな差が見られることから、当初、G. P. ゾーン生成は溶質濃度だけでなく凍結空孔量にも依存すると考えた。しかし、他の二合金 0%Cu と 0.72%Cu では 748K のみ ρ 増加量が低く、773K と 848K の ρ 増加量はほとんど変わらなかった。0.47%Cu の 848K ST 材で Run 2 を行ったところ、773K とほぼ変わらない ρ 増加量を示した。Run 1 と Run 2 で異なる ρ 増加を示した原因は Fig. 4 の ρ_{STQ} の違いによると考えられる。Run 1 の ρ_{STQ} が Run 2 より約 0.16nΩm 高かったことから、Run 1 の試片の Mg, Si, Cu 含有量、すなわち溶質濃度がわずかに高かったことが 448K 時効での ρ 増加量を上昇させたと考えられる。G. P. ゾーン生成による ρ 増加量の上昇は凍結空孔濃度だけが增加する場合はごくわずかで、溶質濃度増加による影響の方が大きい。

Fig. 6 Change in the difference in resistivity of 6063 + 0.47%Cu from the STQ state, $\delta\rho(t) = \rho(t) - \rho_{STQ}$, during aging at 448K.

Fig. 7 Relation between T_{ST} and maximum resistivity increase from STQ state, $\delta\rho_{MAX} = \rho_{MAX} - \rho_{STQ}$, by aging at 448K (upper) or decreased resistivity by aging for 120ks, $\delta\rho(120ks) = \rho(120ks) - \rho_{STQ}$ (lower).

448K 時効で現れる ρ の極大値または最大値の STQ 状態からの差、 $\delta\rho_{MAX} (= \rho_{MAX} - \rho_{STQ})$ と、HV 極大値が現れる 120ks での $\delta\rho_{120ks} (= \rho_{120ks} - \rho_{STQ})$ の T_{ST} による変化を Fig. 7 に示す。 $\delta\rho_{MAX}$ は Fig. 6 でも見られたように、 T_{CD} 以下での溶体化処理で急減する傾向がある。Cu 添加量が多いものほど G. P. ゾーン生成による ρ 増加量が大きくなることはすでに報告されている^{3),4)}。0%Cu の 748K ST 材は、448K の最初の測定点である 0.06ks から ρ が低下し、増加が見られなかったため、0.06ks 時効の値を () をつけて表示した。

120ks 時効での $\delta\rho$ を比較すると、極大硬化時での析出による ρ 減少量、すなわち析出量が比較できる。Cu 添加によ

Fig. 8 Relation between resistivity immediately after the STQ, ρ_{STQ} , and maximum increase in HV, $\delta HV_{MAX} = HV_{MAX} - HV_{STQ}$ (a) or in ρ , $\delta \rho_{MAX} = \rho_{MAX} - \rho_{STQ}$ (b), by aging at 448K.

て0.2% 耐力で評価した硬化量が増大したにもかかわらず析出による ρ 減少量は小さくなった³⁾が、Fig. 7でもCu添加量が多いほど120ksでの ρ 減少量は小さい。 $\delta \rho_{120ks}$ は T_{CD} を挟む748K ST材と773K ST材ではほとんど差がなく、848K ST材の $\delta \rho_{120ks}$ は773Kに比べ0.13~0.25 nΩm少ない。僅差ではあるが最もHVの高かった848K ST材のMg₂Si析出総量は773K ST材に比べ0.02~0.04 mass% 少ないことになる。析出量が少ないのに硬化量は大いことは、析出物が微細でその数密度（単位体積あたりの個数）が高いと考えられる。過剰空孔がG. P. ゾーンから析出相への遷移を促し、時効初期の核形成時にほぼ決定されると思われる極大硬化時の析出粒子数を増加させた可能性がある。

ρ の値にはすべての格子欠陥の寄与が含まれるため、3.1節での ρ_{STQ} や本節の $\delta \rho$ で過剰空孔と溶質の濃度変化の寄与を分離することは、本研究の条件では困難である。しかし、空孔と溶質のいずれも、その存在が ρ を増大させることに変わりはない。

Fig. 8は、 ρ_{STQ} と448K時効での δHV_{MAX} および $\delta \rho_{MAX}$ との関係を示す。両者はいずれも ρ_{STQ} とよい直線関係にある。448K時効初期のG. P. ゾーン生成による ρ 増加は、Fig. 7に示した T_{ST} との関係では複雑な説明が必要だったが、これは773Kと848Kでの溶質および凍結空孔濃度の変化が小さいためである。しかし、 ρ_{STQ} との関係では、溶質と空孔濃度の和は、Fig. 8 (a)の448K-120ks付近で現れる δHV の極大値に影響している。また、Fig. 8 (b)の448K時効初期のG. P. ゾーン生成にも明らかに影響している。したがって、極大硬化時の析出粒子数は時効初期の核生成段階で決定されると思われる。

Fig. 9 Effect of T_{ST} and Cu content on resistivity change from the STQ state, $\delta \rho(t) = \rho(t) - \rho_{STQ}$, during aging at room temperature.

Fig. 10 Relation between $\delta \rho(3Ms)$ by aging at room temperature for 3Ms and T_{ST} (a) or ρ_{STQ} (b).

3.3 室温時効への影響

高温での拡散係数 D と温度との関係¹⁴⁾を室温まで外挿して試算した平均拡散距離 $\sqrt{Dt}$ は、最も速いMg原子の室温86.4ks(1日)でも、Alの最短原子間距離0.286nmに達せず、室温時効に過剰空孔は不可欠である。この意味で、急冷時に凍結された過剰空孔濃度の高低は低温時効にこそ強く影響すると思った。

Fig. 9に室温時効による比抵抗増加曲線を ρ_{STQ} からの増加量 $\delta \rho$ として示す。 ρ 増加は T_{ST} が高いほど大きい、773Kと848Kの差はわずかであった。溶質濃度が減少している748Kでは室温時効によるクラスタ生成量は著しく減少した。低温時効速度に大きく影響すると思われる空孔濃度の増加による加速は室温時効でも顕著ではなかった。 ρ 増加の少ない748K ST材はMg₂Si析出物からのpunch out転位も凍結空孔を減少させるであろう。6063合金では凍結空孔量は、焼入れ時に空孔を捕捉する溶質濃度に強く依存していると考えられる。

Cu添加合金の848K ST材は、すでに報告⁴⁾されているように、約20ksまでは無添加材に比べ ρ 増加が小さく、20ks以降から逆転してCu添加材の ρ 増加量の方が大きくなった。

いまだ詳細な機構は不明だが、773K, 748K ST 材でも同様の結果が得られた。

Fig. 10 に室温時効 3Ms での $\delta\rho$ と T_{ST} (a) および ρ_{STQ} (b) との関係を示す。0.47%Cu は 0.72%Cu と無添加材の間に位置し、既報⁴⁾の通り長時間の室温時効による ρ 増加は、Cu 添加量とともに増大した。Fig. 10 (a) で、 T_{CD} 以下の 748K ST 材では、3Ms での $\delta\rho$ が 773K ST 材より 0.4nΩm 低く、この低下は Cu 添加量によらずほぼ一定である。STQ 時の Mg, Si 溶質濃度が 0.11~0.13mass% 減少 (Fig. 3) するだけで、無添加材では $\delta\rho$ がほぼ半減しており、STQ 時の溶質濃度は室温時効によるクラスタ生成に強く影響する。Fig. 10 (b) では、 ρ_{STQ} と $\delta\rho$ には概してよい直線関係があり、溶質 + 空孔濃度が室温でのクラスタ生成に影響している。848K ST 材のプロットがやや低く、右にそれているのは Fe の固溶量が増加したが、室温時効への影響は大きくないためである。

4. 結 言

(1) 溶体化処理焼入れ直後の比抵抗は、完全固溶温度 T_{CD} 以下の 748K からの焼入れでは、主に、Mg と Si の溶質濃度減少のため低下し、一方、 T_{CD} 以上では溶質 Fe 原子と凍結空孔の濃度増加のためわずかに上昇した。

(2) T_{CD} 以下の 748K から焼入れ後の 448K 時効では、G. P. ゾーン生成による比抵抗最大増加量と時効硬化量が 773K 以上からの焼入れより低下し、溶質濃度減少の影響は大きい。一方、 T_{CD} 以上では、G. P. ゾーン生成による比抵抗増加量および時効硬化量の溶体化処理温度上昇に伴う増加はわずかで、空孔濃度増加の影響は小さかった。

(3) 室温時効でのクラスタ形成による比抵抗増加も T_{CD} 以下の 748K からの焼入れ後では明確に低下し、 T_{CD} 以上ではわずかに上昇した。

謝 辞

本研究の遂行にあたり、社団法人日本アルミニウム協会より平成 18, 19, 20 年度アルミニウム研究助成があったことを記し、感謝の意を表す。

参 考 文 献

- 1) 里 達雄：軽金属, **56** (2006), 592-601.
- 2) 八太秀周, 田中宏樹, 松田真一, 吉田英雄：軽金属, **54** (2004), 412-417.
- 3) 阿部晴彦, 小松伸也, 池田勝彦, 櫻井健夫：軽金属, **52** (2002), 179-184.
- 4) 阿部晴彦, 小松伸也, 浜岡真人, 池田勝彦, 櫻井健夫：軽金属, **56** (2006), 88-93.
- 5) 木村 宏：幸田成康監修, 「合金の析出」, 丸善, (1972), 165-192.
- 6) C. Panseri and T. Federighi: Acta Met., **8** (1960), 217-238.
- 7) L. A. Wiley: Metallurgy, Structure and Phase Diagram, Metals Handbook 8th ed., Vol. 8 AMS (1973), 396-398.
- 8) 中村貴彦, 岩間紳時, 小松伸也：軽金属, **58** (2008), 644-649.
- 9) 阿部晴彦, 中村貴彦, 小松伸也, 池田勝彦, 櫻井健夫：軽金属, **58** (2008), 199-204.
- 10) 小松伸也, 藤川辰一郎：軽金属, **47** (1997), 170-181.
- 11) 高村仁一：「材料強度の基礎」, 京都大学学術出版会, (1999), 34-44.
- 12) M. Koike, K. Furukawa, J. Takamura, H. Hira and F. Nakamura: "Point Defects and Defect Interactions", Univ. Tokyo Press, (1982), 457-460.
- 13) 小松伸也, 村松俊樹：軽金属, **50** (2000), 518-526.
- 14) 藤川辰一郎：新版アルミニウム技術便覧, 編集 軽金属協会, カロス出版, (1996), 1275.