二元アルミニウム合金とマグネシウム合金の 実測密度と多元系への拡張

小松 伸也*・池田 勝彦*・阿部 晴彦**

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 54, No. 10 (2004), pp. 407-411

Measured density of binary aluminum alloys and magnesium alloys expanded to multicomponent systems

Shin-ya KOMATSU*, Masahiko IKEDA* and Haruhiko ABE**

Equation representing dependence of density on composition was deduced for dilute binary solid solutions. The constants in an expression of $D/\text{kg m}^{-3}=D_0+\Delta D$ ($C/\text{mass}\%$) were obtained from Vegard's law. For an easy calculation from contents of commercial alloys expressed commonly in mass%, previously measured values of density were put in order, as functions of mass%. This expression was expanded to multicomponent systems and it has been clarified that the values of ΔD determined by measurement on binary alloys are also valid for Al-Zn-Mg and Al-Mg-Si-Cu systems. Using the present ΔD values, the density of rather widespread multicomponent alloys can be easily estimated, excepting Al-Si binary system which density is increased by solute Si and decreased by precipitation of elemental Si from Al(Si) solid solution. Effect of dislocations introduced by severe cold rolling is rather small. Only about 0.2% or 5 kg m^{-3} decrease of density was observed in a 87% cold rolled 6N01 alloy.

(Received October 23, 2003)

Keywords: density, aluminum alloys, magnesium alloys, concentration effect, dislocation effect, multicomponent systems

1. 緒 言

軽金属とは『密度 4.0 g/cm^3 (あるいは 5.0 g/cm^3) 以下のもの』とする定義がある¹⁾。高い比強度が材料選択の重要因子になる軽金属にとって、密度は大切な数値である。しかし、アルミニウムで 2.7, マグネシウムで 1.7, チタンで $4.5\times 10^3\text{ kg/m}^3$ といったように、密度は主成分で大体決まるため、合金元素の種類や添加量によってどのように変化するかは従来あまり議論されなかった。

アルミニウム合金の密度に及ぼす合金元素の影響としては、E. J. Hatch の記述が便覧²⁾ に引用されているが、変化量は % で表されており、スカンジウムは含まれていない。

著者らは長期間にわたって比抵抗測定を続けてきた。比抵抗に必要なサイズファクタの決定に、当初はマイクロメータで試料断面積を測定したが^{3), 4)} 誤差が大きく、 $\pm 5\%$ にものぼることがあった。試料密度を実測しておけば、試料の全長と質量から平均断面積が得られる。平均断面積から得られる密度-質量法サイズファクタ D.F.⁵⁾ を使うようになって、測定項目は増えたが D.F. に起因する誤差は $\pm 0.1\%$ 台に改善された。

サイズファクタ誤差は比抵抗測定で重要な誤差要因の一つである。これの有無の判定には、マティーセン則から誘導した抵抗比 R ($=\rho_{300}/\rho_{77}$) と比抵抗の関係⁶⁾ が有効である。

$\rho_{77}=\alpha/(R-1)+\beta$ の形で表されるマティーセン則経験式の勾配 α が理論値と一致しないことの原因として、個々の溶質が示すマティーセン則からのずれ (DMR) とノルトハイム則の修正を考え、測定温度と溶質濃度の比抵抗への影響を検討した⁷⁾。単純な二元系合金であっても、化学分析値と比抵抗用試料の合金元素含有量とのわずかな相違は避けられない⁷⁾。この変動を平均化するために意図的に組成を変えた合金の比抵抗を測定した⁶⁾。この過程で種々の二元合金の密度の組成依存性が蓄積された。

実測密度は各合金系の報告ごとになるべく記載してきたが、数値だけのものが多かった。この報告ではこれらを整理して一般に使用しやすい形にした。ついで、これらの数値が三元系以上の実用合金の密度推定に使用できるかどうかを実測値と比較して検討した。結果は、先に本会第 95 回春期大会で発表した⁸⁾が、重要な数値が誤記されていたので、ここに修正する。

2. 格子定数を使った密度の計算

面心立方晶の場合、単位構造胞中には 4 個の原子が存在する。固溶体中の平均的な原子 1 個の質量を m , 固溶体の格子定数を a と書くと、固溶体の密度 D は

$$D=4m/a^3 \quad (1)$$

* 関西大学工学部 (〒564-8680 大阪府吹田市山手町 3-3-35)。Faculty of Engineering, Kansai University (3-3-35, Yamate-cho, Suita-shi, Osaka, 564-8680).

** 関西大学大学院学生 [現在: 日本特殊陶業(株) (名古屋市)]。Graduate Student, Kansai University, [Present: Nippon Tokushu Togyo Co, Ltd., (Nagoya-shi, Aichi)].

で与えられる。 m と a は溶質の原子分率 X とともに、

$$m = m_0 [1 + (\Delta m / m_0) X] \quad (2)$$

$$a = a_0 [1 + (\Delta a / a_0) X] \quad (3)$$

のように変化する。ここで添字 0 は純金属の、 Δ は純金属からの変化量を意味し、A-B 二元系で溶媒 A の原子量を M_A 、溶質の原子量を M_B と書くと、 $\Delta m / m_0 = (M_B - M_A) / M_A$ となる。(3) 式はいわゆるベガードの法則⁹⁾で、Pearson の集録⁹⁾では最高 10 at% 程度まで直線関係が成立する系がある。

(1) 式の m と a に (2) 式、(3) 式を代入すると近似的に

$$\begin{aligned} D &\doteq 4m_0/a_0^3 \{1 + [(\Delta m / m_0) - 3(\Delta a / a_0)]X\} \\ &\doteq D_0 \{1 + [(\Delta m / m_0) - 3(\Delta a / a_0)]X\} \end{aligned} \quad (4)$$

が得られる⁵⁾。

最密六方晶でも同様にして、

$$D \doteq D_0 \{1 + [(\Delta m / m_0) - 2(\Delta a / a_0) - (\Delta c / c_0)]X\} \quad (5)$$

と近似できる¹⁰⁾。

この近似は、A-B 二元固溶体で X があまり大きくない場合には、原子 % と密度の関係をかなりよく表している。ただし高濃度固溶体や、原子量比が大きくて $\Delta m / m_0$ が大きくなる合金系では、質量 % で与えられた個々の合金組成から原子 % に換算し、(1)、(2) 式の m を厳密に計算する必要がでてくる。

溶質濃度に伴う固溶体合金の格子定数変化は、集録⁹⁾に詳しく集められており、Al との原子半径差が大きい Al-Mg 系¹¹⁾ や Al-Cu 系¹²⁾ では、格子定数が溶質濃度推定に使われた。このように溶質濃度と格子定数の関係が求められている二元系の希薄固溶体では (4)、(5) 式から密度を計算できる。

Table 1 に Pearson⁹⁾ の集録に集められたアルミニウム基固溶体の格子定数と溶質濃度の関係から求めた $\Delta a / a_0$ を、**Table 2** にはマグネシウム基固溶体の $\Delta a / a_0$ と $\Delta c / c_0$ を、それぞれの系の $\Delta m / m_0$ とともに示す。同時に、(4) 式、(5) 式の原子分率 X にかかる項と原子 % から質量 % の換算に必要な原子量の比、 M_A / M_B および、後に (6)~(8) 式で示す ΔD の、格子定数からの計算値もあわせて示した。

Table 1 の Al-Si 系では Si の原子量が Al より大きく、固溶した Si は格子定数を減少させるため、固溶体の密度は Si 濃度とともに増加する。この系では GP ゾーンは出現せず、過飽和固溶体から直接アルミニウムより密度の低い単体シリコンが析出するので、固溶状態の高い密度は、析出に伴って低下する。Si 析出状態の ΔD は、単体シリコンの密度、 $2.33 \sim 2.34 \times 10^3 \text{ kg m}^{-3}$ を使って複合則で算出した。

これらの ΔD の計算値を使えば、密度が実測されていない合金系でも、希薄合金であれば、ある程度信頼できる密度の推定が可能である。逆に格子定数変化が集録されていない系では、実測が必要になる。

一般に三成分以上の系の組成は質量 % で与えられ¹³⁾、実用合金は本来多元系で、それらの組成は質量 % で規格されている。二元希薄合金では原子量比の乗除で簡単に換算できるが、 ΔD が質量 % 当たりになっていれば、密度の計算は容易になる。

Table 1 Values of $\Delta a / a_0$ per atomic fraction, $\Delta m / m_0$ in equation (4) for aluminum base binary solid solutions and $\Delta D / (\text{kg m}^{-3} \text{ mass} \%^{-1})$ calculated by equation (7). $\Delta a / a_0$ values were read from Pearson's Handbook⁹⁾, Fig. 59 on p. 346.

solute	$\Delta a / a_0$	$\Delta m / m_0$	M_A / M_B	ΔD
Li	-0.00100	-0.743	3.8873	-74.83
Cu	-0.0927	1.355	0.4246	18.72
Ag	0.0015	2.998	0.2501	20.21
Mg	0.102	-0.0992	1.1101	-12.14
Zn	-0.0163	1.42	0.4126	16.36
Si	-0.0427	0.0409	0.9607	4.38(sol) -3.77(pcp)*
Ge	0.0467	1.69	0.3716	15.55
Cr	-0.206	0.9271	0.5189	21.65
Mn	-0.158	1.036	0.4911	20.02

sol: in solution, pcp: precipitated, *: calculated by rule of mixture.

Table 2 Values of $\Delta a / a_0$ and $\Delta c / c_0$ per atomic fraction, $\Delta m / m_0$ and $\Delta D / (\text{kg m}^{-3} \text{ mass} \%^{-1})$ calculated by equation (8) for magnesium base binary solid solutions. $\Delta a / a_0$ and $\Delta c / c_0$ values were read by present authors from Pearson's Handbook⁹⁾, Figs. 136 and 137 on p. 728 and 729.

solute	$\Delta a / a_0$	$\Delta c / c_0$	$\Delta m / m_0$	M_A / M_B	ΔD
Pb	0.0405	0.0989	7.52	0.1173	14.99
Li	-0.0323	-0.0726	-0.714	3.502	-35.17
In	-0.0348	-0.0015	3.724	0.2117	13.99
Cd	-0.0663	-0.0618	3.625	0.2162	14.38
Al	-0.120	-0.0982	0.110	0.9008	7.012
Zn	-0.139	-0.154	1.690	0.3717	13.73
Ag	-0.176	-0.2220	3.4380	0.2253	15.74

3. 実験方法

大気中の質量と水中重量の測定には床下に水槽を上下する装置を備えた電子天秤を使った。試料への気泡の付着を防ぐため、水槽には湯煎で脱気した脱イオン水を入れた。すべて室温でアルキメデス法で密度を測定し、水温による水の密度変化を補正した。試料を水中に吊るす線には、マンガン鋼極細線をはじめとするメタル系の各種の釣糸を使った。

アルミニウム合金試料では、試料体積ができるだけ大きい状態、主として厚さ 3 mm の圧延板で測定したが一部は 0.5 mm または 1.0 mm 厚の板も用いた。最大の試料寸法は、約 $3 \times 30 \times 200 \text{ mm}$ 程度である。一部の合金では 50, 87.5% 冷間圧延状態と焼なまし状態を比較し、数値としては焼なまし状態のものを採用した。

マグネシウム合金の鋳塊試料も、水槽に入る寸法に切出して測定した。試料の脱脂、洗浄は当然であるが、マグネシウム合金の場合は、わずかに水と反応して発生した水素が、気泡として試料に付着しないように注意した。

4. 実験結果と測定値の吟味

4.1 二元系合金での測定例と組成依存性

Fig. 1 に一例として Mg-Al 二元固溶体での Al 含有量と実

Fig. 1 Relation between Al content and measured density of Mg-Al binary alloys¹³⁾.

測密度の関係を示す¹⁴⁾。Mg-Al 系での $\Delta a/a_0$, $\Delta c/c_0$ および $\Delta m/m_0$ を使った個々の組成からの計算値を、回帰して破線で記入した。Table 1 の近似計算による ΔD よりやや大きくなる。鋳造ままの状態でも、溶体化処理材でも、大部分の試料の実測値は計算値にかなり近い。

実測値の回帰直線からの偏差は、最大で 1 kg m^{-3} 程度で、図中に示した回帰式の相関係数も十分に 1 に近い。したがって、この方法で実験的に求めた定数を使えば、 $\pm 1 \text{ kg m}^{-3}$ 以内の信頼度を持つ計算値が得られる。

(2) 式から (5) 式までの近似は一般に $X \leq 0.01$, すなわち溶質濃度 1 at% 以下、でよい近似として使えるとされている。しかし、Fig. 1 では約 9 at% まで、よい直線関係が得られている。比抵抗の場合は低濃度側のデータで引いた直線より明らかな低下が認められ、修正ノルトハイム則による取扱いが必要であった。格子定数の変化に対しても溶質濃度の二次項の寄与はほとんどなく、よい直線関係が得られている⁹⁾。格子定数や密度が、電荷のキャリアの散乱による比抵抗とは異なった溶質濃度依存性を示すことは、当然であろう。

Table 3 に二元系固溶体で実測し、(4) および (5) 式を

$$D/\text{kg m}^{-3} = D_0 + \Delta D(C/\text{mass}\%) \quad (6)$$

と mass% 当たりに書き直して整理した溶質単位濃度当たりの密度変化、 $\Delta D/(\text{kg m}^{-3} \text{ mass}\%^{-1})$ を、試料の組成範囲、回帰式の相関係数 r とともに示す。 ΔD は (4) 式および (5) 式の表現から、面心立方晶のアルミニウム基固溶体では

$$\Delta D \cong 10^{-2} (M_A/M_B) D_0 [(\Delta m/m_0) - 3(\Delta a/a_0)] \quad (7)$$

また最密六方晶のマグネシウム基固溶体では、

$$\Delta D \cong 10^{-2} (M_A/M_B) D_0 [(\Delta m/m_0) - 2(\Delta a/a_0) - (\Delta c/c_0)] \quad (8)$$

に相当する。

下線をつけた数値は先の講演概要¹⁵⁾ で誤記されていたものである。Table 3 中に添えた文献番号は、同一試料を使って求めた比抵抗の溶質濃度依存性を中心に発表したもので、試料の組成や密度測定時の状態の詳細は、それぞれの文献に詳しく書かれている。未発表の Al-Ge 合金は、0.9~3.6 mass% Ge とその間の 1.8, 2.6% の計 4 組成を、50% 冷間圧延状態

Table 3 Values of $D_0/\text{kg m}^{-3}$ and $\Delta D/(\text{kg m}^{-3} \text{ mass}\%^{-1})$ in equation (9), composition (C) range in mass% and correlation factor r of regression. The D_0 , ΔD and r were obtained from regression of density measured on various solid solutions of different composition.

solvent	solute	D_0	ΔD	C range	r	ref.
Al	Cu	2699	+19.4	0.46–4.04	0.9996	17)
	Mg	2699. ₈	−12.5	0.47–8.10	0.9985	16)
	Zn	2697	+17.9	0.80–59.5	0.9996	17)
	Sc	2699. ₉	+6.3 ₂	0.060–0.360	0.9917	21)
	Si	2698	+6.04 ₉	0.15–1.19	0.9935	4)
	Ge	2698. ₇	+15.7 ₄	0.90–3.60	0.9986	
	Ti	2699	+27.1 ₄	0.04–0.22	0.9619	19)
	Zr	2699. ₇	+20.4 ₄	0.05–0.25	0.9786	19)
	V	2698	+19.1 ₉	0.001–0.209	0.9897	20)
	Cr	2699	25.2	0.056–0.326	0.9908	
	Mn	2699. ₈	+21.6	0.038–0.746	0.9981	18)
	Fe	2700	+51.5 ₇	0.005–0.025	0.9535	4)
	Mg ₂ Si	2704	−11.8 ₄	0.52–1.44	0.9836	22)
Mg	Zn	1737	+18.3	2.26–10.2	0.998	10)
	Al	1734	+7.3 ₈	1.58–14.2	0.9996	14)
	Zr	1736. ₅	+15.3 ₄	0.196–0.586	0.9835	23)

Underlined values were mistaken in abstract of 98th annual meeting of Japan Institute of Light Metals (JILM), (2000), p. 245–246.

で、Al-Cr 合金は 0.056~0.326% とその間の 0.123, 0.211, 0.271% の計 5 組成を溶体化処理状態で測定した。

Table 1 および Table 2 で計算した ΔD と Table 3 の実測値を、両者に共通する合金系で比較すると、両者はかなりよく一致している。Fig. 1 の Mg-Al 合金の密度は鋳造材で測定されており、微細な気孔などの鋳造欠陥のために、実測密度は計算値より低くなった。 ΔD は Table 2 の計算値とほぼ一致し、気孔体積率が Al 含有量に無関係であることを示唆している。

アルミニウム合金の密度は、大部分圧延材で測定したので鋳造材よりは高くなっているであろうが、冷間圧延で導入された高密度の転位線が、密度を低下させる可能性がある。この点については、後に 4.3 節で検討する。

4.2 多元系への拡張

(6) 式が

$$D/\text{kg m}^{-3} = D_0 + \sum \Delta D^i (C^i/\text{mass}\%) \quad (9)$$

のように多元系まで拡張できれば、複雑な多元実用合金の密度も簡単に推定できる。**Fig. 2** は、**Table 4** に組成を示した高純 Al-Zn-Mg 三元系合金での実測密度と (7) 式による計算値を比較している。図中に記入した数字は Table 4 の試料番号である。

分析値からの計算結果と、実測値はかなりよく一致している。この場合には、(9) 式による多元系への拡張が可能で、Table 3 の ΔD が有効であることが明らかになった。

Fig. 3 では、鉄を含んだ 6063 相当の Al-Mg-Si 合金に銅を添加²⁴⁾ した試料の 83% 冷間圧延状態の実測値と銅添加量との関係を示す。添加量とともに密度は増加し、その勾配は Al-Cu 二元系で得たものとよく一致している。右図には板幅

Fig. 2 Comparison of calculated density according to equation (9) and values in Table 3 with measured values of high purity Al-Zn-Mg alloys.

Table 4 Chemical content/mass% (at%) of Zn and Mg in high purity Al-Zn-Mg alloys employed for density measurement in Fig. 3. Analysed content of other impurities, Fe, Si, Cu, Mn, Cr and Ti was below 0.01 mass%.

Alloy No.	Zn	Mg
1	6.17 (2.64)	1.22 (1.40)
2	9.02 (3.92)	1.83 (2.14)
3	10.92 (4.80)	2.07 (2.45)
4	4.34 (1.84)	1.71 (1.94)
5	6.62 (2.85)	2.59 (2.99)
6	8.30 (3.56)	3.28 (3.81)
7	3.17 (1.33)	2.37 (2.67)
8	4.73 (2.00)	3.71 (4.22)
9	6.04 (2.57)	4.77 (5.46)

ΔD^{Si} is calculated from changing lattice constant.
 $\Delta D^{\text{Mg}_2\text{Si}}$ is calculated from measured value on Al-Mg₂Si.

Fig. 3 Effect of Cu addition on measured density of Al-1.0%Mg₂Si alloys containing 0.16% Fe²³, compared with calculated values from the ΔD in Table 3 and the measured ΔD for Al-Cu binary alloys¹⁶⁾.

方向に三分割した同一試料での測定値を示した。試料採取位置による変動は平均値の $\pm 1 \text{ kg m}^{-3}$ 以内に収まっている。回帰直線の相関係数も充分 1 に近く、回帰直線と実測密度平均値との偏差も 0.1 kg m^{-3} の桁なので、これらの定数を使った密度の計算値は有効数字 4 桁までは十分に信頼できる。

Table 3 の Mg₂Si の ΔD を使った計算値は、実測値とよく一致したが、Al-Mg, Al-Si 二元系の ΔD を使った計算値は、密度にして 5.4 kg m^{-3} 、約 0.2% 実測値より大きくなった。冷間圧延で導入された高密度の転位線が、実測密度を低下させている可能性がある。

Table 1 の固溶状態の格子定数から算出した Si と Mg の ΔD から Mg/Si 質量比 1.73/1 として求めると、 $-6.63 \text{ kg m}^{-3} \text{ mass\% Mg}_2\text{Si}^{-1}$ となり、Table 3 の Mg₂Si の値からのものより高い密度計算値を与えることになる。これらの不一致の原因としては、通常 $X \leq 0.01$ とされる希薄固溶体の溶質分率の上限を越えた組成の二元系で決定された ΔD が、第一に上げられよう。ある格子点が溶質原子で占められる確率は X であり、FCC では $12X^2$ が統計的二原子クラスタの存在確率になる。同種または異種溶質原子間の吸引や反発相互作用を考慮した検討が、今後の課題である。

4.3 固溶・析出処理と冷間加工の影響

Al-Mg 二元合金での経験¹⁶⁾ から、溶質濃度が高いほど、圧延で増加する転位密度は高いと考えられる。Al-Sc 合金²⁵⁾ で同一圧延率での転位密度増加は、析出させた状態の方が大きいことを観察している。ただし、Al-5~8mass%Mg 合金でも 92% 冷間圧延状態の密度は焼なまし状態のものより $1.5 \sim 2.3 \text{ kg m}^{-3}$ 小さいだけであった¹⁶⁾。

Table 3 に示した Mg₂Si の ΔD は、析出物量が多いほど大きく増大する転位密度の影響で、焼なまし状態の数値よりやや低くなっていた可能性はあるが、それほど大きな低下ではないだろう。

焼なまし時に表面に生じる酸化被膜は、コランダムで $3.98 \sim 4.02 \times 10^3 \text{ kg m}^{-3}$ 、MgO で $3.58 \times 10^3 \text{ kg m}^{-3}$ といずれもアルミニウム合金より密度が大きい。このため焼なましによる密度増加の定量には酸化被膜の除去が必要であるが、焼なましした Al-3.8%Mg 合金でも高濃度合金と同程度 (約 0.2%) の密度増加が観察された⁵⁾。

Fig. 4 は図中に示した組成の 6N01 合金 T5 材に、623 K-3.6 ks 保持後炉冷の焼なましを施し、厚さ 4 mm から 0.54 mm まで 87% 冷間圧延した状態 (CR)、溶体化処理水焼入れ状態 (STQ)、表面酸化被膜除去後 (polish)、および最後にもう一度、623 K-3.6 ks 保持後炉冷の焼なましをしたとき (F.C.) の密度変化を示す。わずかに幅が異なる試料寸法と、研磨による減量も図中に示した。

CR 状態から STQ すると、約 6 kg m^{-3} の増加が認められる。転位密度減少と溶質濃度増加が原因と考えられるが、研磨による密度減少は 0.5 kg m^{-3} 程度で、酸化被膜の影響は大きくない。この試料をもう一度焼なますと、最初の状態と同程度にまで析出が進むが、密度の低下は $1 \sim 2 \text{ kg m}^{-3}$ 程度であった。

最終焼なまし状態と最初の CR 状態の数値とを比較すると、87% CR による密度低下は約 5 kg m^{-3} で、測定値の 0.2% 程度である。

α 鉄から γ 鉄への相変態で、BCC から FCC の結晶構造変

Fig. 4 Change in density of a cold rolled 6N01 alloy by heat treatments.

化だけから予測される体積減少より小さな数値が観測される。高温X線回折で求めた格子定数からも、BCC状態でのものよりFCC状態での鉄の原子半径が大きくなっていることが知られている²⁶⁾。化学平衡と同様に、この場合も状態変化を小さくする方向に変化が起きている。

析出によって溶質濃度が減っても、合金元素の原子が消滅したわけではなく、析出物として系内に残っている。固溶状態か析出状態かによる密度変化は、合金組成を変えたり、転位密度を増加させた場合のものより小さくなるのが当然であろう。

5. 結 言

原子分率を使った二元系希薄固溶体の密度の組成依存性を表す式を誘導し、これまでの測定値を現場で便利な質量%からの計算に使用できる数値で整理した。多元系への拡張を試み、Al-Zn-Mg, Al-Mg-Si-Cu系にはかなりの高精度で使用できることが明らかになった。

析出状態で密度が大きく変化することが予想されるAl-Si二元系を除いて、広範囲の合金で密度を推定できる。6N01合金の固溶状態での密度は析出状態より $0.5\sim 1\text{ kg m}^{-3}$ 高いが、変化率は0.02%しかない。90%程度の冷間圧延で増加した転位による密度の減少は、測定値の約0.2%、 5 kg m^{-3} 程度であった。

本研究では10年以上にわたる密度の測定値を集め、一般の使用に便利のように整理した。試料の作成や分析を快く引き受けて下さった各社と、この間教育研究資金を提供し続けて下さった軽金属奨学会に感謝する。本研究をまとめるため

の費用の一部は、関西大学工学部共同研究、平成13年度研究費によった。多数の学生諸君の長期にわたる実験への協力とあわせて感謝する。

参 考 文 献

- 1) 長倉三郎ほか編集：岩波理化学辞典，第五版，(1998)，399.
- 2) E. J. Hatch：藤川辰一郎 引用『新版アルミニウム技術便覧』，軽金属協会編，カロス出版，(1996)，p. 22.
- 3) 小松伸也，立松一穂，村上陽太郎，梶山 毅，松尾 守，村松俊樹：軽金属，**35** (1985)，526.
- 4) 小松伸也，池田勝彦，松尾 守，村松俊樹：軽金属，**41** (1991)，465.
- 5) 小松伸也，池田勝彦，田畑義昭，(故)合田剛久：軽金属，**44** (1994)，439.
- 6) 小松伸也，池田勝彦，生駒俊彦，河野洋一：軽金属，**43** (1993)，421.
- 7) 小松伸也，藤川辰一郎：軽金属，**47** (1997)，170, 396.
- 8) 長崎誠三編：改訂増補版金属用語集，日本金属学会，(1995)，p. 127.
- 9) W. B. Pearson: A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Pergamon Press, London, (1958), p. 261.
- 10) 小松伸也，池田勝彦，小川兼明：軽金属，**48** (1998)，484.
- 11) G. Siebel und H. Vosskuehler: *Z. Metallkd.*, **31** (1939)，359.
- 12) V. G. Kuznetsov and L. N. Guseva: *Izv. Akad. Nauk., SSSR. (Khim.)* (1940), 905. referred by 9) p. 335, 356.
- 13) G. Barrow, 藤代亮一訳：物理化学，第5版，東京化学同人，(1990)，415.
- 14) 小松伸也，池田勝彦，生駒俊彦，薄永 健，新谷智彦，内田博幸：軽金属，**45** (1995)，27.
- 15) 小松伸也，池田勝彦：軽金属学会第98回大会講演概要，(2000)，245.
- 16) 小松伸也，池田勝彦，河本知広，田畑義昭，谷本孝弘：軽金属，**48** (1998)，294.
- 17) 小松伸也，池田勝彦，行待秀晃，柳井雅也：軽金属学会第93回大会講演概要，(1997)，43.
- 18) S. Komatsu, M. Ikeda, K. Komoda, M. Nakaji and M. Matsuo: eds. K. Hirano, H. Oikawa and K. Ikeda, Science and Engineering of Light Metals, Proc. RASELM '91, JILM, Tokyo, (1991), p. 875.
- 19) 池田 毅，宮下龍成，丹羽正博，池田勝彦，小松伸也：軽金属，**48** (1998)，132.
- 20) T. Ikeda, T. Miyashita, T. Hirai, M. Ikeda and S. Komatsu: J. JILM, **49** (1999)，476.
- 21) 小松伸也，池田勝彦，村上 篤：軽金属学会第97回大会講演概要，(1999)，241.
- 22) 小松伸也，池田勝彦，太田敬丈，村上 篤：軽金属学会第96回大会講演概要，(1999)，145.
- 23) 小松伸也，池田勝彦，森 海彦，小林道弘：軽金属学会第90回大会講演概要，(1996)，279.
- 24) 阿部晴彦，小松伸也，桜井健夫，池田勝彦：軽金属，**52** (2002)，179.
- 25) 小松伸也，池田勝彦，村上 篤，荻原寛之：軽金属学会第100回大会講演概要，(2001)，159.
- 26) 石田清仁，大沼郁雄，早稲田嘉夫ほか編集：改訂6版金属便覧，丸善，(2000)，p. 473.