Al-Sc 合金における Al_3Sc 析出粒子の整合性^{*1}

岩村 信吾^{1,*2} 中山 勝² 美浦 康宏³

¹九州大学大学院工学府材料物性工学専攻

²久留米高専材料工学科

³九州大学大学院工学研究院材料工学部門

J. Japan Inst. Metals, Vol. 66, No. 10 (2002), pp. 982-988

© 2002 The Japan Institute of Metals

Coherency between Al_3Sc Precipitate and the Matrix in Al-Sc Alloys

Shingo Iwamura^{1,*2}, Masaru Nakayama² and Yasuhiro Miura³

¹Department of Materials Physics and Chemistry, Kyushu University, Fukuoka 812-8581

²Department of Materials Science and Engineering, Kurume National College of Technology, Kurume 830-8555

³Department of Materials Science and Engineering, Kyushu University, Fukuoka 812-8581

Coherency of the Al_3Sc precipitates in Al-0.2Sc, Al-3.0Mg-0.2Sc and Al-2.5Cu-0.23Sc was investigated by quantitative analysis of spherically symmetrical strain contrasts around the precipitates in the TEM images. Measurement of coherency strain was made utilizing the equations developed by Ashby and Brown and assuming negligible solutions of Mg and Cu in the Al_3Sc phase.

Elastic strain at the Al/ Al_3Sc interface in the binary alloy is almost independent of particle size. The strain in the ternary Al-Mg-Sc alloy tends to be smaller than that in the binary alloy, and shows negligible dependence on particle size. The critical radius for coherency-semicoherency transition as defined to be the critical radius where misfit dislocations appear, ranges from 20 nm to 40 nm in the binary alloy, while that in the Al-Mg-Sc ternary alloy ranges from 40 nm to 80 nm. For the Al-Cu-Sc alloy, coherency strain becomes slightly smaller with the growth of the Al_3Sc precipitates, and the critical radius falls on the same range as that for the binary alloy. The results above show that the addition of Mg or Cu enhances stability of the Al_3Sc precipitates.

(Received May 20, 2002; Accepted August 5, 2002)

Keywords: aluminum-scandium alloy, Al_3Sc precipitate, coherency, misfit

1. 緒 言

遷移元素は少量の添加でアルミニウム合金の性質、組織に影響を与えるが、中でもスカンジウムは全ての遷移金属元素の中で最軽量である上に種々の性質(強度, 耐熱性, 溶接性, 再結晶組織, 凝固組織など)を大幅に改善することが知られている^{1,2)}。これらの効果を担っているのは、時効により母相 Al と整合に析出する球状 Al_3Sc 相である。そのため、この粒子の性質に関する研究が多く行われている³⁻⁹⁾。しかし、粒子の母相との整合性に関する研究はほとんどなされておらず、不明な点が多く残されている。粒子の母相との整合性は運動転位と粒子の相互作用や移動粒界に対する粒子によるピン止め力といった重要な問題に大きな影響を与える。

析出物の形状が球状の場合、母相との整合性は球対称歪場に起因する、いわゆる Ashby-Brown コントラスト(Fig. 1)を観察することにより調べることができる。また、このコントラストから整合性に関する定量的な情報を得る方法も Ashby と Brown^{10,11)} によって提唱されている。この方法を用いて、Baumann ら¹²⁾は、Al 合金中の Al_3Li 球状整合粒子

の母相との整合歪を決定し、第 3 元素の影響により整合歪に変化が生じることを報告している。Ashby と Brown による整合歪の決定法は、必ずしも簡単ではなく、歪コントラストの解析に様々な注意を要するが、粒子と母相の整合性を定量的に評価できるという点で優れている。

本研究では Ashby と Brown の解析方法を用い、母相 Al

Fig. 1 Ashby-Brown contrast in the Al-Sc alloy aged at 733 K for 10^5 s.

^{*1} 2002 年 3 月 28 日日本金属学会春期大会において発表

^{*2} 九州大学大学院生 (Graduate Student, Kyushu University)

Table 1 Chemical composition of the specimens (mass%).

	Si	Fe	Cu	Mg	Sc
Al-Sc	<0.01	<0.01	0.0012	—	0.20
Al-Mg-Sc	0.019	0.003	0.001	3.08	0.202
Al-Cu-Sc	0.020	0.01	2.56	<0.01	0.230

中の Al_3Sc 粒子についての整合性を定量的に評価した．また，母相に Mg および Cu が添加された際の整合性の変化についても調査した．

2. 実験方法

用いた合金は Al-0.2 (mass%) Sc, Al-3.0Mg-0.2Sc, Al-2.5Cu-0.23Sc である．その組成分析表を Table 1 に示す．溶製したそれぞれの合金インゴットを熱間および冷間圧延により 3 mm 厚の板とし，この板から 3 mm × 3 mm × 6 mm の直方体試料を切り出した．次にこの直方体試料をパイレックスガラス管にアルゴンガスとともに封入し，913 K (Al-Sc 合金)，873 K (Al-Mg-Sc 合金および Al-Cu-Sc 合金)において 2 h の溶体化処理後，氷水中に焼き入れた．これらの試料を再びパイレックスガラス管にアルゴンガスとともに封入し，温度 673 K ~ 733 K，時間 $10^3 \sim 10^6$ s で時効し，平衡相 Al_3Sc を析出させた．時効処理後の試料からマイクロカッターにより厚さ 300 μm の薄板を切り出し，263 K に保持した硝酸メチル溶液を用いて，ツイングジェット電解研磨法により透過電子顕微鏡試料を作製した．用いた電子顕微鏡は九州大学超高压電子顕微鏡室の JEM-200CX (加速電圧 200 kV) である．記録媒体には，露光量に比例した濃度出力特性を持ち，定量解析に適しているという理由からイメージングプレート (IP) を用いた．

3. 整合歪の評価方法

3.1 Ashby-Brown コントラストの原理¹⁰⁾

Ashby-Brown コントラストは，整合球状粒子周りに存在する球対称な整合歪場により現れる像である．無限に広い，等方弾性体マトリックス中に，粒子が存在している場合，粒子周りの歪場の強度は次式で表される¹³⁾．

$$\left. \begin{aligned} \mathbf{u} &= \frac{\varepsilon r_0^3}{r^2} & r \geq r_0 \\ \mathbf{u} &= \varepsilon \mathbf{r} & r \leq r_0 \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

ここで， $\mathbf{u}$ は半径方向の変位ベクトル， r_0 は粒子半径， r は粒子の中心からの距離， ε は粒子/母相界面における半径方向の歪である．この歪場を通過した電子線の透過波の振幅 A_0 および回折波の振幅 A_g は完全な 2 波条件下では結晶の深さ z の関数として次式のように表される¹⁵⁾．

$$\left. \begin{aligned} \frac{dA_0}{dz} &= -\frac{\pi}{\xi_g'} A_0 + \pi \left(\frac{i}{\xi_g} - \frac{1}{\xi_g'} \right) A_g \\ \frac{dA_g}{dz} &= \pi \left(\frac{i}{\xi_g} - \frac{1}{\xi_g'} \right) A_0 + \left(-\frac{\pi}{\xi_0'} + 2\pi i(s_g + \beta') \right) A_g \\ \beta' &= \frac{d}{dz} (\mathbf{g} \cdot \mathbf{u}) \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

Fig. 2 Coordinate system.

Fig. 3 (a) Example of calculated image ($t = \xi_g \times 4$, $v = t/2$, $r_0 = \xi_g \times 0.24$, $\varepsilon g \xi_g = 3.4$, $s_g = 0$), (b) Intensity profile and definition of each image width, W_{20} and W_{50} .

式(2)は異常吸収効果を考慮した動力学的回折理論に基づく式であり，Fig. 2 に示すような座標系において式(2)を解くことにより，Ashby-Brown コントラストの計算像を求めることができる．計算像の一例を Fig. 3(a) に示す．像に影響するパラメータは膜厚 t ，粒子深さ v ，励起誤差 s_g ，母相の消衰距離 ξ_g ，そして整合歪 ε を含むパラメータ $\varepsilon g r_0^3 / \xi_g^2$ である．

Ashby-Brown コントラストにはどのような条件下でも， $\mathbf{g}$ ベクトルに垂直な方向に，いわゆる“無コントラスト線”が現れるという性質がある．なぜなら，粒子が球対称歪場を持つ場合，式(2)における $\mathbf{g} \cdot \mathbf{u}$ 項がゼロとなり，コントラストが消滅する面が必ず存在するからである．したがって，整合性の有無は無コントラスト線の乱れに注目することにより判定できる．

3.2 解析の手順

解析に用いた TEM 写真の一例を Fig. 4 に示す．Ashby と Brown が提唱した整合性の定量解析法は，電顕像に現れる Ashby-Brown コントラストと計算像とを比較することに

Fig. 4 Bright field, (a) and dark field, (b) images of the Al_3Sc particles in the binary Al-Sc alloy aged at 733 K for 10^5 s.

より、歪の情報を得るものである。両者を定量的に比較するために、Ashby-Brown コントラストについて、バックグラウンド強度から $x\%$ だけ強度が減少したところの像の幅を W_x と定義し、この値をもって電顕像と計算像を比較する。ここでは、 W_{50} および W_{20} を用いた。シミュレーション計算より、 W/ξ_g と $\text{Log}(\epsilon g r_0^3/\xi_g^2)$ の間には Fig. 5 のような関係があることが求められた。これは像に影響するパラメーターのうち、 s_g , v , t を固定し、パラメーター $\epsilon g r_0^3/\xi_g^2$ を変化させながら計算像を描いて、その W 値の変化をプロットしたものである。計算に際して

- (1) 励起誤差 s_g がゼロ ($s_g=0$)
- (2) 粒子の深さが膜の中心にある ($v=t/2$)
- (3) 膜厚が消衰距離の整数倍である ($t=\xi_g \times 1, 2, 3, 4, \dots$)

という 3 つの条件を設定した。電顕像に現れた Ashby-Brown コントラストの W 値を測定し、Fig. 5 の関係と照らし合わせれば、その像についての $\epsilon g r_0^3/\xi_g^2$ が求められる。 g と ξ_g は撮影条件と結晶の種類によってのみ決まるため、 r_0 を粒子の電顕暗視野像から測定すれば、整合歪 ϵ を知ることができる。最終的な ϵ 値としては、誤差を軽減するため、 ϵ_{50} と ϵ_{20} の平均値を採用した。

ここで注意したのは、理論曲線(Fig. 5)は上で述べた 3 つの条件のもとで計算されたということである。TEM 写真上のコントラストの中から解析するものを選択するときは、これらの条件に適合する粒子を可能な限り慎重に選び出した。 s_g については菊池線を用いて $s_g=0$ の条件を得た。 s_g を完全にゼロとするのは難しいが、 W 値は $-0.5 < s_g \cdot \xi_g < 0.5$ の範囲内ではほとんど変化しない¹⁰⁾ため、この範囲内でのずれは許されると考えられる。次に膜厚については、膜が薄い領域では強度幅の変動が激しく、厚さ位置のわずかなずれによ

り理論曲線が変化するため、解析には不適當であると思われる。逆に膜が厚い領域では非弾性散乱電子の影響により像がぼけてしまうため、やはり好ましくない。したがって、解析には膜の薄い領域、厚い領域を避け、 $t=\xi_g \times 4, 5, 6$ の条件を用いた。膜厚は $s_g=0$ の時の等厚干渉縞から決定した。また、コントラストの形状は粒子が膜の深さ方向のどの位置にあるかによっても大きく異なる。Fig. 6 は v の値を変えながら計算像を描き、その W 値の変化をプロットしたものである。粒子が膜の中央付近に位置していれば、 W 値に大きな変化はないことがわかる。しかし、粒子が膜の表面から ξ_g の距離以内にある時は、膜表面の応力緩和の影響も受けて、Ashby-Brown コントラストは異常な形状を示すようである。Fig. 7 に、そのような異常像の一例を示す。解析には膜の中央付近に位置する粒子のコントラストのみを選択し、異常像を回避した。中心に近い粒子の選定はステレオ写真法¹⁴⁾による座標計算(Fig. 8)や、あるいはもっと単純に、膜の中央に近い粒子ほど左右対称性の高い歪コントラストを示す性質を利用して行った。

以上の方法を用いて、Al-0.2Sc 合金、Al-3.0Mg-0.2Sc 合金、Al-2.5Cu-0.23Sc 合金中での Al_3Sc 粒子について、整合歪(ϵ_{exp})を測定した。なお、この解析方法は完全に球対称な歪場を仮定したものであるため、界面転位が発生した半整合粒子に適用することはできない。したがって、解析の対象は整合粒子に限定した。整合粒子と半整合粒子の区別は、無コントラスト線の乱れにより判定した。

3.3 誤差

Ashby-Brown コントラストの解析には様々なパラメーター(s_g , v , t , r_0)が関与するため、実際に発生しうる誤差を正

Fig. 5 Relationship between image width and elastic strain at $t = \xi_g \times 4, 5, 6$, s_g and v are constant. Note that, image widths are affected only by the parameter $\epsilon g r_0^3 / \xi_g^2$.

Fig. 6 Variation of image width with the depth at the particles from the foil surface. ($t = 5 \times \xi_g$, $r_0 = 0.25 \times \xi_g$, $\epsilon g \xi_g = 10.2$, $s_g = 0$).

Fig. 7 Abnormal contrast near foil surface in the Al-Sc aged at 733 K for 10^5 s.

Fig. 8 3D distribution of the particles determined by TEM stereoscopy.

確に予測するのは困難である。そこで、主に影響する3つのパラメーター(r_0 , t , v)のいずれに起因する ϵ の誤差を、本研究での代表的な条件($r_0/\xi_g = 0.25$, $t/\xi_g = 5$, $v/\xi_g = 2.5$, $\xi_g = 134$ nm, $g = 220$)の場合について検討した。

まず、粒子の暗視野像から測定した粒子サイズ r_0/ξ_g の場合は 0.25 ± 0.005 範囲内においては、 ϵ に $-5.9 \sim +6.1\%$ の誤差が発生する。なお、 $\xi_g = 134$ nm (Al, 220 反射) の条件下では、 $\pm 0.005 \times \xi_g = \pm 0.67$ nm であり、粒子の暗視野像から測定される粒子半径の精度はこの程度は十分あると思われる。次に、膜厚 t/ξ_g の場合は 5 ± 0.125 の範囲内においては ϵ に $-13 \sim +9.1\%$ の誤差が発生すると見積もられた。等厚

干渉縞において、ある明線と、それと隣り合う暗線での膜厚 t/ξ_g の差が 0.5 であることから考えると、 t/ξ_g のずれを ± 0.125 以内に押さえるのは難しくない。最後に、Ashby-Brown コントラストの左右対称性から推測される粒子深さ v/ξ_g は 2.5 ± 0.5 の範囲内において、誤差は $-16 \sim +2.5\%$ と求められた。 v/ξ_g が 0.5 ずれると、Ashby-Brown コントラストは明らかに左右非対称になるため、膜の中心から ± 0.5 以内の深さにある粒子を選択するのは容易である。

実際にはこれら 3 つのパラメーターによる誤差が重なって現れる。それぞれのパラメーターに最大誤差が生じたと仮定した場合、歪量 ε には $-22 \sim +16\%$ の誤差が発生すると見積もられた。この誤差範囲は上述の条件において求められたものであるため、条件が異なると誤差範囲も多少変化することになる。また、もっとも精度の低い強度幅 W_x の有効数字が 2 桁であることから算出して、解析の有効数字は 1 桁と決定した。

3.4 整合歪の計算値

これまでに述べた半実験的、半理論的な解析方法により整合歪の実験値 (ε_{exp}) が求められるが、Mott により導出された次式¹³⁾を用いることにより、計算のみによっても整合歪の値が得られる。

$$\varepsilon = k \cdot \delta \quad (3)$$

k は粒子と母相の弾性定数によって決まる定数であり、粒子の体積弾性係数 K_p 、母相のヤング率 E_m およびポアソン比 ν_m を用いて、次のように表される。

$$k = \frac{3K_p}{3K_p + \frac{2E_m}{1+\nu_m}} \quad (4)$$

δ は粒子と母相の格子定数によって決まる定数であり、母相と粒子の格子定数 a_m , a_p を用いて次式で求められる。

$$\delta = \frac{2(a_p - a_m)}{a_p + a_m} \quad (5)$$

母相および粒子の各パラメーターが既知であるならば、式 (3)~(5) より、整合歪の計算値 ε_{cal} が容易に求められる。しかし、多くの場合、これらの式中の各パラメーターは純金属の値しか報告されておらず、固溶原子の影響まで考慮に入れた正確なパラメーターを知るのは難しい。

4. 結果および考察

4.1 粒子 TEM 像の解析による整合歪

Fig. 5 に示す理論曲線と TEM 像から、異なるサイズの整合 Al_3Sc 粒子について整合歪 ε_{exp} (以後、 ε_{exp} を実験値と称することにする) を求めた。その結果を Fig. 9 に示す。影をつけた領域は整合粒子と半整合粒子が混在していた粒子サイズ域であり、その範囲は Al-Sc 2 元合金、Al-Cu-Sc 3 元合金において 20~40 nm、Al-Mg-Sc 3 元合金において 40~80 nm であった。いずれの合金中でも、 ε_{exp} は個々の粒子によって、見積もられた誤差範囲 ($\pm 20\%$) を越えるばらつき ($\pm 50\%$ 程度) がみられ、粒子の整合性には個体差があることが示唆された。これは、個々の粒子周囲における母相中の

Fig. 9 Relationship between elastic strain at the Al/ Al_3Sc interface, ε_{exp} , and particle radius. The particles/matrix interface becomes semi-coherent in the shaded areas.

固溶 Sc 濃度、粒子および母相中の固溶 Mg, Cu 濃度、あるいは他の粒子との歪場の重畳などに起因するものと考えられる。また、Fig. 9 中の直線は 1 次の最小 2 乗法により得られた傾向線である。Al-Sc 2 元合金および Al-Mg-Sc 3 元合金においては ε_{exp} に著しい粒子サイズ依存性は認められなかった。Al-Cu-Sc 3 元合金中でのみ、粒子サイズの増加に伴い、整合歪がやや減少する傾向が見られた。 ε_{exp} の平均値は Al-Sc 2 元合金で +0.007、Al-Mg-Sc 3 元合金で +0.005、Al-Cu-Sc 3 元合金で +0.006 であった。

Al-3.0Mg-0.2Sc 3 元合金中での ε_{exp} (+0.005) は、Al-Sc 2 元合金での ε_{exp} (+0.007) よりも約 30% 小さくなり、整合性が向上していることがわかった。Al-Mg-Sc 系三元状態図¹⁹⁾によると、本組成合金の 733 K での平衡状態では、Mg は全て固溶し、化合物を形成しないことになっている。一方、TEM 観察結果でも、 Al_3Sc 粒子以外の析出物は観察されなかったため、やはり Mg は全て Al 母相または Al_3Sc 粒子に固溶していると考えて間違いのないようである。Toropova ら²⁰⁾は 6.5% の Mg を含む Al-Mg-Sc 合金中での Al_3Sc 粒子周りの整合歪を本研究と同様の方法で求めた結果、 $\varepsilon = +0.004$ (固溶 Mg6.5%) という値を得ている。これに対して、本研究では $\varepsilon = +0.005$ (固溶 Mg3.0%) となっており、これらの結果から固溶 Mg が Al_3Sc 粒子の整合性を向上さ

せることが示唆される。

Al-2.5Cu-0.23Sc 3 元合金における $\epsilon_{\text{exp}} (+0.006)$ は 2 元合金での $\epsilon_{\text{exp}} (+0.007)$ と比較して約 20% 小さく、Al-Mg-Sc 3 元合金中での場合と同様に、整合性が向上していることがわかった。また、この合金中では Al_3Sc 粒子以外に、Al, Cu, Sc の 3 元化合物である W 相 ($\text{AlCu}_{6.6-4}\text{Sc}_{5.4-8}$) も観察された。W 相は時効と共に成長するので、同時に Al 母相または Al_3Sc 粒子に固溶している Cu 量も変化していると思われる。Al-Cu-Sc 系三元状態図¹⁹⁾によると、本組成合金は 733 K での平衡状態では $\alpha\text{-Al}$ と W の 2 相領域である。この条件における Al_3Sc は非平衡相であり、時効の進行に伴い $\alpha\text{-Al}$ と W の 2 相組織になるとと思われる。

4.2 実験値と計算値の比較

前節で求めた実験値 ϵ_{exp} との比較のため、式 (3)~(5) に母相および粒子の各パラメーターの文献値を代入して整合歪 ϵ_{cal} (以後、 ϵ_{cal} を計算値と称することにする) を求めた。Al-Mg-Sc 3 元合金中の Mg は全て母相 Al 中に固溶しているとした。また、Al-Cu-Sc 3 元合金に関しては、W 相を無視し、やはり全て母相 Al 中に固溶しているとした。Mg, Cu の固溶による母相 Al の格子定数およびヤング率変化は Al-Mg 2 元合金、Al-Cu 2 元合金のデータをもとに計算した^{16,17)}。また、 Al_3Sc 粒子については第 3 元素の固溶がないとして、純 Al_3Sc のパラメーターを用いた¹⁸⁾。Table 2 に計算に用いた各パラメーターの文献値を示す。3 元合金では Mg, Cu の固溶により、母相の格子定数および弾性定数が変化するため、 ϵ_{cal} は 2 元合金中とは異なる値を示す。しかし、 k の値は 3.0% Mg 固溶の場合で +0.97%, 2.5% Cu 固溶の場合で -0.33% とほとんど変化しない。一方、 δ の値は 3.0% Mg 固溶の場合で -29%, 2.5% Cu 固溶の場合で +9.7% と、固溶原子による変化が如実に現れた。このことから、3 元合金中での ϵ_{cal} の変化は固溶原子による格子定数変化によるところが大きいといえる。

ϵ_{cal} の値は Al-Sc 2 元合金で +0.0091, Al-Mg-Sc 3 元合金で +0.0066, Al-Cu-Sc 3 元合金で +0.0101 と求められた。Table 3 に実験値 ϵ_{exp} の平均値と計算値 ϵ_{cal} とを合わせて示す。どの合金系でも ϵ_{exp} は ϵ_{cal} より低い値を示した。

Al-Mg-Sc 3 元合金では、 ϵ_{exp} と ϵ_{cal} の両者ともに、2 元合金での値より小さくなった。Al (格子定数 0.4049 nm) と

Al_3Sc (格子定数 0.4101 nm) のミスフィットは +1.3% で、粒子のほうが大きな格子間隔を有する。ここで、母相 Al に Mg が固溶すると、Al の格子定数はわずかに増加する¹⁶⁾ ため、Al と Al_3Sc の格子定数差は減少すると思われる。Al-Mg-Sc 合金で Al_3Sc 粒子の整合性が向上したのは、そのようなことが原因と考えられる。

一方、Al-Cu-Sc 3 元合金中では、2 元合金での値よりも、 ϵ_{exp} は小さく、 ϵ_{cal} は大きくなっており、 ϵ_{exp} と ϵ_{cal} で異なる傾向を示した。母相 Al に Cu が固溶すると Al の格子定数は小さくなるため、整合性が悪くなると予想されたが、解析結果 (ϵ_{exp}) から判断すると、逆に整合性が向上している。この原因の一つとして Cu 原子が母相のみならず、 Al_3Sc 粒子にも固溶し、粒子の格子定数を減少させた可能性が考えられる。しかし、これまでに Al_3Sc に対する Cu の固溶度および固溶による格子定数の変化量は明らかにされていないため、さらなる考察は今後の研究を待たなければならない。また、この合金系においては、粒子サイズの増大とともに、 ϵ_{exp} が減少する傾向が見られた。弾性論に基づき導出された式 (3)~(5) によると、粒子界面の整合歪は、粒子サイズによらず、母相および粒子の弾性定数と格子定数によってのみ決定される。実際の Al-Cu-Sc 合金中における Al_3Sc 粒子の母相との整合性については、 Al_3Sc 粒子への Cu の溶解の有無や、W 相の成長などが深く関係していると考えられる。現時点では不明な点が多く、さらに詳しい検討が必要である。

4.3 格子定数の推定

母相および粒子の各パラメーターが既知である場合、式 (3)~(5) から、 ϵ_{cal} が求められることを上で述べた。しかし、固溶 Mg および Cu の挙動を知ることが現状では困難であるため、母相および粒子の正確な弾性定数、格子定数を知ることができない。特に Al_3Sc 粒子中の Mg, Cu の固溶量を知ることは難しく、したがって粒子に関するパラメーターは不明瞭であるといわざるを得ない。そこで、もっとも信頼性が低いと思われる粒子の格子定数 a_p を未知数と置き、式 (3)~(5) に Table 2 のパラメーターと、解析により得られた ϵ_{exp} とを代入し、 Al_3Sc 粒子の格子定数 a_p を推定した。その結果、 a_p は Al-Sc 2 元合金で 0.409 ± 0.002 nm, Al-Mg-Sc 3 元合金で 0.409 ± 0.001 nm, Al-Cu-Sc 3 元合金で 0.407 ± 0.002 nm と求められた。これまでに報告されている Al_3Sc の格子定数¹⁸⁾ が 0.4101 nm であることを考えると、Al-Sc 2 元合金および Al-Mg-Sc 3 元合金では、 Al_3Sc 粒子の格子定数に大きな変化は無いと判断される。本研究結果では Al-Cu-Sc 3 元合金中でのみ Al_3Sc 粒子の格子定数 a_p が低下しており、あらためてこれは Cu の固溶による影響であると結論される。

5. 結 言

Al 中の Al_3Sc 粒子の整合性、および Mg, Cu が及ぼす影響について主に Ashby-Brown コントラストの画像解析により調査した結果、以下のことが明らかとなった。

(1) Al_3Sc 粒子/母相界面の整合歪は、Al-0.2Sc 合金中で

Table 2 Parameters used in calculation of theoretical value.

	a_m (nm)	E_m (GPa)	ν_m (—)	K_p (GPa)	a_p (nm)
Al-0.2Sc	0.4049	70.60	0.33	91.5	0.4101
Al-3.0Mg-0.2Sc	0.4064	68.16	0.33	91.5	0.4101
Al-2.5Cu-0.23Sc	0.4044	71.43	0.33	91.5	0.4101

Table 3 Elastic strain of Al/ Al_3Sc interface.

	Analyzed ϵ_{exp}	Calculated ϵ_{cal}
Al-0.2Sc	0.007 ± 0.0038	0.0091
Al-3.0Mg-0.2Sc	0.005 ± 0.0023	0.0066
Al-2.5Cu-0.23Sc	0.006 ± 0.0039	0.0101

約 0.7%, Al-3.0Mg-0.2Sc 合金中で約 0.5%と, 3.0%の Mg により整合歪が約 30%減少した. これは固溶 Mg が母相の格子定数を減少させたためと思われる.

(2) Al₃Sc 粒子/母相界面の整合歪は, Al-2.5Cu-0.23Sc 合金中で約 0.6%であり, 2.5%の Cu により, 2 元合金の場合と比較して, 整合歪が約 20%減少した. これは固溶 Cu が Al₃Sc 粒子の格子定数を低下させたためと思われる.

(3) Al-0.2Sc 合金および Al-3.0Mg-0.2Sc 合金中においては, Al₃Sc 粒子が母相との整合性を失う臨界粒子半径に達するまで, 整合歪はおおよそ一定値を示した. 臨界粒子半径は Al-0.2Sc および Al-2.5Cu-0.23Sc において 20~40 nm, Al-3.0Mg-0.2Sc において 40~80 nm であった.

本研究は財軽金属奨学会の援助によって行われたものである.

文 献

- 1) L. S. Tropova, D. G. Eskin, M. L. Kharakterova and T. V. Dobatkina: *Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium*, (Gordon and Breach Science Publishers, 1998).
- 2) S. Fujikawa: J. Japan Inst. Light Metals **49**(1999) 128.
- 3) Y. Miura, C-H. Jho and T. Katsube: Mater. Sci. Forum **331-337**(2000) 1031-1036.
- 4) M. Nakayama, A. Furuta and Y. Miura: Mater. Trans., JIM **38**(1997) 854-859.
- 5) M. Nakayama and Y. Miura: J. Japan Inst. Light Metals **46**(1996) 275-279.
- 6) Y. Miura, T. Shioyama and D. Hara: Mater. Sci. Forum **217-222**(1996) 505-510.
- 7) M. Nakayama, T. Okuyama and Y. Miura: Mater. Sci. Forum **331-337**(2000) 927-932.
- 8) E. A. Marquis and D. N. Seidman: Acta Metall. **49**(2001) 1909.
- 9) G. M. Novotny and A. J. Ardell: Mater. Sci. Eng. **A318**(2001) 144-154.
- 10) M. F. Ashby and L. M. Brown: Philos. Mag. **8**(1963a) 1083.
- 11) M. F. Ashby and L. M. Brown: Philos. Mag. **8**(1963b) 1649.
- 12) S. F. Baumann and D. B. Williams: Proceedings of the second International Aluminum-Lithium Conference **1**(1983) 17.
- 13) N. F. Mott: Proc. Phys. Soc., Lond. **52**(1940) 86.
- 14) Y. Miura, K. Yamada and Y. Ikoma: Int. J. Materials and Product Technology, Special Issue, SPM1 (2001) 362.
- 15) P. B. Hirsh: *Electron Microscopy of Thin Crystals*, (Butterworths, 1965).
- 16) W. B. Pearson: *A Handbook of Lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys*, 2 (Pergamon Press, 1967).
- 17) K. R. Van Horn: *Aluminum*, (ASM, 1967).
- 18) R. W. Hyland, Jr., M. Asta, S. M. Foiles and C. L. Rohrer: Acta Mater. **46**(1998) 3667-3678.
- 19) G. Petzow and G. Effenberg: *Ternary Alloys*, (VCH, 1992).
- 20) L. S. Toropova: Phys. Met. Metall. **54**(1982) 189.