α 相 Cu-Al 合金の格子定数におよぼす短範囲規則性の影響*

桑野 範之** 緒方 勲*** 江口 鉄男**

Noriyuki Kuwano, Isao Ogata and Tetsuo Eguchi: Effect of Short Range Order on Lattice Parameter in α Phase of Cu-Al Alloys. The dependence of lattice parameter on quenching temperature was investigated for α phase of Cu-Al alloys of various compositions. The experimental results showed that the lattice parameter reaches its maximum value at the quenching temperatures of 400~500°C as predicted from the behavior of other physical properties, and that the maximum deviation of lattice parameter of the quenched alloy from that of the slow-cooled one is approximately 0% for 5.1 at%, 0.008% for 10.2 at%, 0.02% for 14.8 at% and 0.028% for 18.6 at% Al alloy. These changes in lattice parameter are attributed to the existence of short range order (SRO).

The relation between lattice parameter and SRO parameter was analyzed by the following two different methods:

- (1) the elastic model developed by Rudman to include strain relaxation due to SRO, and
- (2) the nearest-neighbor interaction approximation developed by Dienes, in which the interaction between atoms is described by a quadratic function of interatomic distance.

It was concluded that the latter method is satisfactorily applicable to the case of α Cu-Al alloys.

(Received November 9, 1974)

I. 緒 言

α 相 Cu-Al 合金に短範囲規則性(SRO)が存在することは多くの研究者によって確認されている。たとえば、Houska と Averbach⁽¹⁾は粉末試料からの X線散漫散乱を最初に定量的に測定し、SRO パラメータを求めている。また、Borie と Sparks⁽²⁾は単結晶を用いて X線散漫散乱を測定し、その結果を解析して α Cu-Al 合金の SRO の単位構造は Al 原子を頂点とする四面体を含んでいるであろうと結論している。さらに、最近では電子顕微鏡の発達に伴い、電子線回折によるこの合金の SRO の研究がなされている。たとえば、Gaudig と Warlimont⁽³⁾はじゅうぶんに焼鈍した試料から、Poplewell と Crane⁽⁴⁾や Tomokiyo ら⁽⁵⁾は冷間加工後焼鈍した試料から散漫な規則格子反射を観測している。また Warlimont らは α Cu-Al 合金の SRO をマイクロドメインモデル⁽⁶⁾、あるいは分散規則化モデル (disperse ordering model)⁽⁷⁾によって説明しようと試みている。

このように X線や電子線回折によって SRO の構造を解明しようとする研究がある一方、それより以前から、 α Cu-Al 合金には比熱や電気抵抗などの物性に異常性が現われることが知られており、その異常性の多くは SRO に起因するという観点から議論されている。特に格子定数と SRO の関係については Otte によって実験的な研究がなされている。Otte⁽⁸⁾はいろいろな合金について熱処理を変えて格

子定数を測定し、どのような要因が格子定数に影響を与えるかを考察している。その結果、銅合金では一般に規則化によって格子定数は減少し、クラスター化によって増大するであろうと推論している。また、Rudman⁽⁹⁾、Dienes⁽¹⁰⁾、LeClaire ら⁽¹¹⁾はこの問題について理論的な考察をしている。

筆者らは以前の論文⁽¹²⁾で 14.2 at% Al 組成の α Cu-Al 合金における格子定数の変化は SRO によるものであることを示唆しておいた。本研究では種々の組成の α Cu-Al 合金の格子定数の焼入温度依存性および等温変化を測定し、格子定数の変化は SRO によることを示す。さらに、前述の Rudman と Dienes が導出した格子定数と SRO の関係式を α Cu-Al 合金に適用して、今回得られた実験結果は Rudman の弾性体モデルでは説明できないが、Dienes の方法では一応満足すべき解析ができることを示す。

II. 実験方法

99.99% の銅およびアルミニウムを 5, 10, 15, 18 at% Al になるように秤量して高周波真空溶解し、鉄製鋳型に鋳込んだ。これを真空中で均一化のため高温で焼鈍した後、熱間圧延により厚さ 2 mm の板とした。板状試料を再び真空中で歪取り焼鈍を施した後室温まで徐冷し、室温でダイヤモンド・グラインダーにより 200 mesh 以下の粉末とした。この粉末を内径約 1 mm、肉厚約 0.2 mm の石英管に真空封入した後、歪取り焼鈍を行なった。その

** 九州大学工学部鉄鋼冶金学教室 (Department of Iron and Steel Metallurgy, Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

*** 九州大学大学院、現在：新日本製鉄株式会社堺製鉄所 (Graduate School, Kyushu University, Fukuoka). Present address: Sakai Works, Nippon Steel Corp., Sakai)

* 1973 年 10 月金属学会福岡大会に発表

後、所定の温度で長時間保持した後氷塩水中に焼入れた。また、試料の一部は 460°C から焼入れた後、200°C で所定の時間焼鈍した後氷塩水中に焼入れた。

以上の熱処理を施した粉末試料につき、X線ディフラクトメータ(日本電子製 JDX-7D 型)で 331 と 420 の 2 本の回折線の位置を測定した。X線源はフィルターした Cu K_{α} 線を用い、スリットは 2°-0.4 mm-2°, 走査速度は 1/8°/min (2 θ)、記録紙送り速度は 1 cm/min、時定数は 16 sec とした。試料の X 線吸収による誤差や装置の幾何学的誤差は内部標準を使うことにより補正した。内部標準としては約 10 at% および 15 at% Al 組成の試料には純銅、約 5 at% および 18 at% 組成の試料にはそれぞれ約 18 at%, 5 at% Al 組成合金の粉末を徐冷したものを用いた。その際、標準試料と測定試料の回折強度がほぼ等しくなるように両方の試料を秤量して混合した。標準試料は上に述べた測定試料と同様な方法で作製した。

回折線の位置は $K_{\alpha 1}$ による回折線の線幅の中心を回折線の頂点に外挿して求めた最大値位置 (peak maximum position) を採用し、これを 1/800 deg (2 θ) まで読み取った。それぞれの回折線を 2~3 回測定したが、それらの値の差は内部標準で補正することにより、0.01 deg (2 θ) 以内に行うことができた。

fcc 合金では積層欠陥によって回折線の位置がシフトすることが知られているが、Paterson の理論⁽¹³⁾によれば 331 と 420 回折線に対する積層欠陥の寄与はその大きさは等しく、向きが逆であることが期待される。それで、331 と 420 のピークシフトの平均をとれば積層欠陥の影響が仮にあったとしても相殺でき、格子定数の変化のみをとり出すことができる。

格子定数の絶対値は純銅の値が 3.6153 Å になるように決めた。また、試料の Al 組成はそれぞれの試料を徐冷した時の格子定数の値から Pearson の表⁽¹⁴⁾によって見積った。その結果を Table 1 に示す。

Table 1 Lattice parameter a_0 and estimated composition x of specimens.

x^*	a_0 (Å)	x (at% Al)
5	3.6283	5.1
10	3.6413	10.2
15	3.6532	14.8
18	3.6623	18.6

x^* : nominal composition

III. 結果および考察

1. 格子定数の焼入温度依存性

Fig. 1 は約 5, 10, 15, 18 at% Al 組成合金の格子定数の焼入温度依存性を示したもので、徐冷試料の格子定数を基準にとってプロットしたものである。260°C 以上から焼入れられる場合はじゅうぶんに平衡に達していると思われる時

Fig. 1 Deviation of lattice parameter as a function of quenching temperature.

間⁽¹⁵⁾保持してから焼入れた。200°C (付近) より低い温度では原子の移動速度が急激に減少するので、200°C 付近から焼入れる場合、その温度での平衡に達しているかどうかが疑問となる。そのため、Fig. 1 中の 200°C での格子定数の値は、後で述べるように 200°C で長時間等温焼鈍したときの値をプロットしたものである。

5 at% Al 組成の試料を除いて、いずれの合金の格子定数も焼入温度とともに増大し、約 400~500°C 付近で最大値を経て、さらに高温では逆に減少している。このような格子定数の挙動は Fadin ら⁽¹⁶⁾も線膨張の測定によって見出し、著者ら⁽¹²⁾も冷間加工した 14.8 at% Al 合金を焼鈍する際に同様な挙動を観測している。また、このような挙動を示すのは格子定数に限ったことではなく、電気抵抗⁽¹⁷⁾、積層欠陥エネルギー⁽¹⁸⁾、異常比熱⁽¹⁹⁾などにも観測されている。Davies ら⁽²⁰⁾は X 線散乱強度も同様な変化を示すことを報告している。さらに、 α Cu-Al 合金以外の合金、たとえば α Cu-Zn⁽²¹⁾、 α Ag-Cd⁽²²⁾などの合金にも同様な物性の変化が報告されており、これらはその変化の類似性からすべて SRO に起因するとされている。物性値が焼入温度とともに単調に増加しないのは過剰空孔を媒介とする原子の拡散がきわめて速いために、高温での状態が室温まで保持できないためであると説明されている。この問題については Kinoshita ら⁽²³⁾によって定量的な研究がなされている。

今回得られた格子定数の焼入温度依存性は他の物性値の変化と比較するとわかるように SRO に起因していると説明することができる。これに対して、Otte⁽²⁴⁾は α Cu-Zn 合金において焼入温度が低くなると格子定数が減少するのは SRO によるのではなく、むしろクラスター化によって

マトリックスの Zn 濃度が減少するためであろうとしている。そして、焼入温度が 400~500°C のところで格子定数が極大になるのは、さらに高温から焼入れると過剰空洞のためクラスター化が促進されるためであるとした。すなわち、Cu-Zn 合金の場合 Zn が過剰になった部分は *bcc* 構造の β 相の性質を持つようになるため、*fcc* 回折線は溶質原子濃度が減少したマトリックスからの寄与のみとなり、みかけ上格子定数が減少するものと考えた。 α Cu-Al 合金の場合も Al 原子が局部的に凝集してマトリックスの Al 濃度が減少するという可能性はじゅうぶんにある。しかしながら、Warlimont ら⁽³⁾が提唱した状態図によれば Al 原子が過剰になった部分が α 相から分離したとしても、それは α_2 相であることが期待される。 α_2 相は *fcc* 格子を基本格子とする長周期構造であることがわかっている⁽³⁾。マトリックスと凝集部分との格子の整合性 (coherency) は保たれていると思われる。そのため、格子定数は凝集部分とマトリックスの領域の間では連続的に変化することになる。よって、格子定数を *fcc* 格子反射線から決定すれば、*fcc* 格子としての全体の平均値を得ることになる。溶質原子濃度が局部的に不均一であることは X 線回折線の線幅を拡げる効果はあっても回折線位置は変化させないことがわかる。これらのことから、 α Cu-Al 合金の場合格子定数の変化は結晶全体で平均した SRO、すなわち統計的モデルによる SRO の変化と対応すると結論される。

SRO の発達に顕著な濃度不均一を伴うかどうかを調べるために回折線の半価幅を測定した。その結果を Fig. 2 に示す。いずれの組成の試料においても半価幅は焼入温度に対してほとんど一定で、格子定数の場合に見られたような変化は示さなかった。これは α Cu-Al 合金の場合通常の焼鈍によって SRO を発達させても濃度不均一な部分はあ

Fig. 2 Half width of 331 line as a function of quenching temperature; s.c.: slow cooled.

まり生じないことを示唆している。Fig. 2 において焼入温度が高くなるに従って半価幅がわずかに減少する傾向が見られるが、これは焼鈍中の結晶粒粗大化などが原因と考えられる。

Fig. 1 からわかるように約 10, 15, 18 at% Al 合金の格子定数は 200°C 付近での値と徐冷したときの値はほぼ一致している。これは徐冷しても室温での平衡状態は得られず、200°C での状態が凍結されることを示しており、Kinoshita ら⁽¹⁹⁾の結果ともよく一致している。

LeClaire と Lomer⁽¹¹⁾によれば、規則化エネルギー w ($w \equiv 2V_{ab} - (V_{aa} + V_{bb})$: ただし、 V_{ij} は i, j 原子間の結合エネルギー) の格子定数に対する微係数、 $\partial w / \partial a$ が溶質濃度 x に依存しないと仮定すると、格子定数の SRO 依存性 $\partial a / \partial \sigma$ は x^2 に比例することが期待される。ただし、 σ は Bethe の SRO パラメータである。よって、5 at% Al 組成の場合も焼入れによって 10 at% Al 組成の場合と同程度の不規則化した状態が得られるとすれば、 $\Delta a / a_0 \approx 0.2 \times 10^{-4}$ 程度の格子定数の増加が期待される。ところが、Fig. 1 から明らかなように格子定数は焼入温度に依存せず、ほぼ一定値を保ったままである。これは 5 at% Al 組成では SRO はほとんど発達しないことを示している。これに関して、Scattergood ら⁽²⁵⁾は α Cu-Al 合金の単結晶を用いて X 線散漫散乱を測定し、約 10 at% Al 組成では散漫散乱は観測できるが、約 5 at% Al 組成では観測できないことから、ほぼ完全に不規則な領域と SRO 領域の境界は室温付近において 5 at% と 10 at% の間に存在するとしている。

2. 格子定数の等温変化

Fig. 3 と 4 はそれぞれ 14.8, 18.6 at% Al 組成合金を 460°C から焼入れた後、200°C で等温焼鈍した場合の格子定数の変化を示したものである。いずれも 15 min までにある程度減少し、その後は徐々に減少して 200°C での平衡値に近づいている。ここでは速度論的な解析は行なわないうが、今までに得られている α Cu-Al 合金の電気抵抗変化⁽²⁶⁾と比較すると、200°C で 10⁴ min の焼鈍でほぼ平衡値に近い値に達しているものと思われる。それで、Fig. 1

Fig. 3 Isothermal change in lattice parameter of Cu-14.8 at% Al alloy at 200°C; q: as quenched from 460°C.

Fig. 4 Isothermal change in lattice parameter of Cu-18.6 at% Al alloy at 200°C; q : as quenched from 460°C.

Fig. 5 Isothermal change in half width of 331 and 420 lines at 200°C; q : as quenched from 460°C.

の 200°C での値は便宜上 10^4 min 保持後での値をプロットしたものである。

Fig. 5 は Fig. 3 および 4 と同様の熱処理を施した場合の半価幅の変化を示したものである。格子定数は徐々に減少していくにもかかわらず、半価幅にはほとんど変化は認められない。200°C で長時間保持しても結晶内には著しい濃度の不均一は生じないものと思われる。

3. 格子定数と SRO パラメータ

Matsuo ら⁽²⁷⁾は熱分析などによって種々の組成の α Cu-Al 合金について研究しているが、彼らの結果と Kinoshita ら⁽¹⁹⁾の結果によれば、約 10 および 15 at% Al 合金を 450°C 付近から焼入れた場合と炉冷した場合の内部エネルギーの差、すなわち発熱量はそれぞれ 0.11 cal/g, 0.42 cal/g である。規則化エネルギー w を 1.8×10^3 cal/g·atom⁽¹⁹⁾ とし、さらにこの値は Al 濃度に依存しないとすれば、それぞれの発熱量は $\Delta\sigma_{x=0.10}=0.06$, $\Delta\sigma_{x=0.15}=0.10$ に相当

する。ただし $\Delta\sigma$ は Bethe のパラメータの変化量である。Fig. 1 からわかるように、約 450°C から焼入れた場合の格子定数の増加は約 10 および 15 at% Al 組成ではそれぞれ 0.75×10^{-4} , 2×10^{-4} である。これらの結果から $(\partial a / \partial \sigma) / a$ の値はそれぞれ約 -0.2×10^{-2} , -0.12×10^{-2} となる。

次にこのようにして得られた結果をよく説明するモデルについて考察する。SRO と格子定数の関係についてはいくつかの式が提唱されているが、ここでは Rudman⁽⁹⁾と Dienes⁽¹⁰⁾の式について考察する。

Rudman⁽⁹⁾は合金を連続弾性体と見なして、SRO パラメータと格子定数の関係を導いている。すなわち、ある原子席を球形の空洞と仮定し、そこに特定の原子を押し込み、その時に原子とまわりの固溶体に生じる歪エネルギーの総和が最小になる条件から次のような関係式を導出している。

$$\frac{(R_A - R_A^0)}{(\langle R \rangle - R_A)} = 4G\langle R \rangle^2(1+2\alpha)^2/3K_A R_A^0 \quad (1)$$

ただし、 R_A , R_A^0 , K_A はそれぞれ A 原子の固溶体中にあるときの半径、歪が加わっていないときの半径および A 金属の体積弾性率であり、 $\langle R \rangle$, G , α はそれぞれ固溶体の平均の原子半径、剛性率、Cowley の SRO パラメータである。この式を α Cu-15 at% Al 合金に適用してみる。式(1)中の原子半径を格子定数 a に置き換えてそれぞれ次の値

$$\begin{aligned} a_{\text{Cu}}^0 &= 3.615, & a_{\text{Al}}^0 &= 4.049 \quad (\text{\AA}) \\ K_{\text{Cu}} &= 1.686 \times 10^{12}, & K_{\text{Al}} &= 0.825 \times 10^{12} \quad (\text{dyn/cm}^2) \\ G &= 4.65 \times 10^{11} (\text{dyn/cm}^2), & \alpha &= -0.137 \end{aligned}$$

を代入すると格子定数の SRO による変化は

$$(\partial a / \partial \sigma) / a = 0.2 \times 10^{-2} \quad (2)$$

となる。このように Rudman の式にそのままあてはめると、 α Cu-Al 合金の場合 SRO が発達すると格子定数は増大することになる。Rudman⁽⁹⁾は式(1)をさらに変形して、SRO が発達すると格子定数は Vegard の法則からのずれを小さくする方向に変化するであろうという結論を導出している。 α Cu-Al 合金では格子定数は Vegard の法則から負に偏倚しているので、このことから式(2)の結果のように $(\partial a / \partial \sigma) / a$ の符号は正になることが予測される。

ところが、本研究で得られた結果は前にも述べたように負であり、この計算結果とは一致しない。この不一致は Rudman の簡単なモデルを固溶領域の狭い α Cu-Al 合金にそのまま用いたこと、および α Cu-Al 合金の SRO の原因として原子寸法効果のみを考慮して、他の効果、たとえば電子論的な効果などを無視したことによるものと思われる。

Dienes⁽¹⁰⁾は合金の内部エネルギーは最近接原子対の結合エネルギーの総和で表わされるとして、平均の最近接原子間距離 $\bar{r}$ を得る式を導出している。

$$\begin{aligned} \bar{r} = & \{x^2 \alpha_{aa} r_{aa} + (1-x)^2 \alpha_{bb} r_{bb} + 2x(1-x) \alpha_{ab} r_{ab} \\ & + \sigma x^2 (2\alpha_{ab} r_{ab} - \alpha_{aa} r_{aa} - \alpha_{bb} r_{bb})\} / \\ & \{x^2 \alpha_{aa} + (1-x)^2 \alpha_{bb} + 2x(1-x) \alpha_{ab} \\ & + \sigma x^2 (2\alpha_{ab} - \alpha_{aa} - \alpha_{bb})\} \quad (3) \end{aligned}$$

ただし, ij 原子対の結合エネルギー V_{ij} は次のような原子対に固有な定数 α_{ij} , r_{ij} を含む 2 次式で近似する.

$$V_{ij} = \alpha_{ij}(\bar{r} - r_{ij})^2 \quad (4)$$

式(3), (4)を α Cu-Al 合金に応用してみる. 式(3)のうち, $r_{\text{Cu-Cu}}$, $r_{\text{Al-Al}}$ はそれぞれの純金属の格子定数から求めることができる. さらに式(3)の分子分母を α_{aa} で割れば, 式(3)に残っている未知数は

$$y_1 = \alpha_{\text{Cu-Cu}}/\alpha_{\text{Al-Al}}, y_2 = \alpha_{\text{Cu-Al}}/\alpha_{\text{Al-Al}}, r_{\text{Cu-Al}} \quad (5)$$

の 3 つとなる. この 3 つの未知数の値を Dienes の方法に従って次のようにして求めた. 式(3)を変形し, 原子間距離 r を格子定数 a に変換すると

$$\left. \begin{aligned} y_1 &= s_1(a_{\text{Cu-Al}} - a_{\text{Cu-Cu}})/s_0(a_{\text{Al-Al}} - a_{\text{Cu-Al}}) \\ y_2 &= s_1/2(a_{\text{Al-Al}} - a_{\text{Cu-Al}}) \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

ただし

$$s_0 = (\partial a / \partial x)_{x=0}, \quad s_1 = (\partial a / \partial x)_{x=1} \quad (7)$$

となるので, Pearson の表⁽¹⁴⁾から得られる $s_0 = 0.256 \text{ \AA}$, $s_1 = 0.48 \text{ \AA}$ を代入し, 15 at% Al 組成のときの格子定数が $\bar{a} = 3.6535 \text{ \AA}$ ⁽¹⁴⁾ となるように y_1 , y_2 , $a_{\text{Cu-Al}}$ の値を求めた. そのときの SRO パラメータは $\alpha = -0.137$ ⁽¹⁾ とした. その結果,

$$y_1 = 0.62, \quad y_2 = 0.73, \quad a_{\text{Cu-Al}} = 3.72 \text{ \AA} \quad (8)$$

を得た.

このようにして得られた y_1 , y_2 , $a_{\text{Cu-Al}}$ の値を用いて 15 at% Al 組成での格子定数の SRO パラメータによる変化を計算した. その結果を Fig. 6 に示す. 格子定数は SRO パラメータに対してほぼ直線的に変化することが期待される. Dienes⁽¹⁰⁾は Cu-Au 合金についても同様な解析を行なって, σ が 1 に近いところでわずかにずれるほかはやはり直線的な変化を予測する結果を得ている. また, 田原⁽²⁸⁾は FeCo 合金において格子定数の規則度変化は長範囲規則度 s の二乗に比例すると仮定して解析し満足な結果を得ているが, 今回の結果はこれらともよく対応している.

Fig. 7 は $\sigma = 0$ および $\sigma = 1$ の場合の格子定数の Al 濃度

Fig. 6 Calculated lattice parameter of Cu-15 at% Al alloy as a function of SRO parameter σ .

Fig. 7 Calculated lattice parameter of α Cu-Al alloy as a function of Al-concentration x .

依存性を計算した結果である. 最高規則化状態($\sigma = 1$)と完全に不規則な状態($\sigma = 0$)での格子定数の差は Al 濃度とともに増大していることがわかる. 10 at% および 15 at% Al 組成における $(\partial a / \partial \sigma) / a$ を算出するとそれぞれ約 -0.12×10^{-2} , -0.25×10^{-2} となり, この値は本実験で見積った -0.12×10^{-2} , -0.2×10^{-2} とよく一致する.

このように α Cu-Al 合金や, Dienes が解析した Cu-Au, Au-Ag 合金系において格子定数を議論する場合, 二体相互作用のみを考慮に入れ, しかもその相互作用を式(4)のような簡単な 2 次式で表示することはかなりよい近似であることがわかる. しかしながら, この近似は常に成立するとは限らない. たとえば, Fe-Co 合金の格子定数の規則度依存性は室温において 40 at% Co より低濃度と高濃度側ではその符号が逆であることが知られているが⁽²⁹⁾, 今回の解析方法では Fe-Co 合金系の格子定数を再現することはできない. 等原子組成 FeCo 合金の格子定数は純 Fe の格子定数より小さく, Co 濃度が等原子組成より増大すると格子定数はさらに減少する. すなわち, 今回の解析方法を用いると $r_{\text{Fe-Fe}} > r_{\text{Fe-Co}} > r_{\text{Co-Co}}$ であると思われる. それで, 純 Fe に Co を少量固溶させた場合, Fe-Fe 対は減少し Fe-Co 対, Co-Co 対が増大するので, 合金系の原子間相互作用の総和は原子間距離 $\bar{r}$ が $r_{\text{Fe-Fe}}$ より小さくなった方が低くなるはずであるが, 実際は 25 at% Co までの格子定数は純 Fe より大きく⁽¹⁴⁾⁽²⁹⁾, 予測とは一致しない. 今回の近似が比較的良好に成立した合金系はいずれも貴金属を基とする fcc 構造であるのに対し, Fe-Co 合金系は遷移金属から成る bcc 構造である. 今回の近似が Fe-Co 合金系に適用できないのはこのような事実起因するのかもしれない.

内部エネルギーの格子定数に関する 2 次微分係数が体積変化率に反比例することはよく知られている. よって, 今

回の場合、式(5)で定義される y_1 は Cu と Al の体積変化率の比を表わしていることになるが、 $y_1=0.62<1$ ということは Cu の体積変化率の方が Al のそれより大きいことを示しており、実測値と一致しない。同様な不一致は Dienes によって得られた Au-Ag 合金系の場合にも見られる。これは今回の近似の粗さによるものと思われる。この問題に対して筆者ら⁽³⁰⁾は二原子間相互作用を Morse ポテンシャルで近似することによりある程度満足できる結果を得ている。

IV. 結 論

約 5, 10, 15, 18 at% Al 組成の α -Cu-Al 合金における格子定数の焼入温度依存性を測定し、つぎのことを明らかにした。

- (1) 格子定数は焼入温度とともに増大し、400~500°C で最大値をとる。
- (2) 本実験で得られた格子定数の挙動は結晶全体で平均した SRO の変化に伴うものと説明することができる。
- (3) α -Cu-Al 合金の格子定数と SRO の関係は最近接原子間相互作用エネルギーを原子間距離の 2 次式で近似することにより説明することができる。

文 献

- (1) C.R.Houska and B.L.Averbach : J. Appl. Phys., **30** (1959), 1525.
- (2) B.Borie and C.J.Sparks, Jr. : Acta Cryst., **17** (1964), 827.
- (3) W.Gaudig and H.Warlimont : Z. Metallk., **60** (1969), 488.
- (4) J.M.Popplewell and J.Crane : Met. Trans., **2** (1971), 3411.
- (5) Y.Tomokiyo, N.Kuwano and T.Eguchi : J. Phys. Soc. Japan, **35** (1973), 618.
- (6) W.Gaudig and H.Warlimont : Abstracts of the International Symposium on Order-Disorder Transformations in Alloys, Tübingen, (1973), 48.
- (7) H.Warlimont and H.P.Aubauer : Z. Metallk., **64** (1973), 484.
- (8) H.M.Otte : J. Appl. Phys., **32** (1961), 1536.
- (9) P.S.Rudman : Acta Met., **13** (1965), 387.
- (10) G.J.Dienes : Acta Met., **6** (1958), 278.
- (11) A.D.LeClaire and W.M.Lomer : Acta Met., **2** (1954), 731.
- (12) N.Kuwano, C.Kinoshita, Y.Tomokiyo and T.Eguchi : Trans. JIM, **15** (1974), 338.
- (13) M.S.Paterson : J. Appl. Phys., **23** (1952), 805.
- (14) W.B.Pearson : A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Pergamon Press, London, (1958), 331.
- (15) T.C.Tisone, J.O.Brittann and M.Meshii : Phys. Status Solidi, **27** (1968), 185.
- (16) V.P.Fadin, V.Ye.Panin and Y.F.Dudarev : Phys. Met. and Metallog., **14** (1962), No.1, 33.
- (17) M.S.Wechsler and R.H.Kernohan : Acta Met., **7** (1959), 599.
- (18) Y.Tomokiyo, K.Kaku and T.Eguchi : Trans. JIM, **15** (1974), 39.
- (19) C.Kinoshita, Y.Tomokiyo, H.Matsuda and T.Eguchi : Trans. JIM, **14** (1973), 91.
- (20) R.G.Davies and R.W.Cahn : Acta Met., **10** (1962), 170.
- (21) L.M.Clarebrough, M.E.Hargreaves and M.H.Loretto : Proc. Roy. Soc. (London), **A 257** (1960), 338.
- (22) J.Waldman and M.B.Bever : Met. Trans., **3** (1972), 1607.
- (23) C.Kinoshita and T.Eguchi : to be published.
- (24) H.M.Otte : J. Appl. Phys., **33** (1962), 1436.
- (25) R.O.Scattergood, S.C.Moss and M.B.Bever : Acta Met., **18** (1970), 1087.
- (26) Y.Tomokiyo et al. : to be published.
- (27) S.Matsuo and L.M.Clarebrough : Acta Met., **11** (1963), 1195.
- (28) 田原良信, 篠原和敏, 黒木博憲, 江口鉄男 : 金属学会誌, **39** (1975), 105.
- (29) H.Asano, Y.Bando, N.Nakanishi and S.Kachi : Trans. JIM, **8** (1967), 180.
- (30) 桑野範之, 緒方 勲, 江口鉄男 : 金属学会講演概要, (1974・4 月), 63.