Fe₇₉B₁₆Si₅ アモルファス合金の構造緩和および結晶化過程*

高原 良博** 幡手 一成*** 松田 日出彦**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 51, No. 2 (1987), pp. 95-101

Structural Relaxation and Crystallization of Amorphous Fe₇₉B₁₆Si₅

Yoshihiro Takahara*, Kazunari Hatade*** and Hidehiko Matsuda**

The structural relaxation and crystallization processes of amorphous Fe₇₉B₁₆Si₅ have been studied by electrical resistivity, Mössbauer spectroscopy and X-ray measurements. From the electrical resistivity measurement, it was found that the structural relaxation consisted of two separate processes which were characterized with relaxation times τ_1 and τ_2 ($\tau_1 < \tau_2$). The analysis of Mössbauer spectra showed that the change in the isomer shift and in the peak position in the distribution of magnetic internal field occurred at/near the relaxation times during isothermal annealing; the former took place at the time τ_1 and the latter did near both τ_1 and τ_2 . The X-ray diffraction experiment made clear that the crystallization proceeded in such a way that α -Fe crystalline phase containing Si and/or B atoms appeared first and subsequently the residual amorphous phase decomposed into Fe₂B and α -Fe phases.

(Received August 27, 1986)

Keywords: *amorphous alloy, iron-boron-silicon alloy, structural relaxation, crystallization, Mössbauer spectroscopy, electrical resistivity, X-ray diffraction*

I. 緒 言

アモルファス合金は、結晶性合金にないすぐれた特性を有しており機能性材料として注目されている。しかしながら、アモルファス構造は超急冷によってつくられた非平衡状態にあるため熱的に不安定で、比較的低い温度で構造緩和や結晶化が進行し、その優れた特性を失ってしまう。このことはアモルファス合金を実用化する際の大きな問題点であるが、構造緩和および結晶化過程についてはまだ不明な点が多い。特に、非平衡状態にあるアモルファス構造がより安定な別のアモルファス構造へ変化する過程と考えられる構造緩和過程において、どのような原子がどのような過程に関与しているかについての十分な情報は得られていない。

著者ら⁽¹⁾はアモルファス磁性材料の1つである Fe₇₉B₁₆-Si₅ アモルファス合金について急冷直後のアモルファス構

造が等温焼鈍によって結晶化以前に別のより安定な構造に緩和されることを、電気抵抗の不可逆的な減少と温度勾配の増大から明らかにし、これは急冷中に過剰に凍結された自由体積の減少や再分布を含むトポロジカルな短範囲規則化(TSRO)によるものであることを報告した。

本研究では、このような構造緩和過程をさらに詳しく調べ、緩和過程に含まれる素過程と成分原子との関係について考察するとともに、本合金の結晶化過程を明らかにすることを目的とする。

II. 実験方法

本研究に用いた試料は前報⁽¹⁾と同一のリボン状 Fe₇₉B₁₆-Si₅ (at%) アモルファス合金(アライド社 Metglas 2605 S-3)である。

電気抵抗測定用の試料は、 $\phi 0.3$ mm のリード線(Ni)を電圧端子間距離が 50 mm となるようにスポット溶接し

** 九州工業大学金属加工学科(Department of Metal Processing Engineering, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu)

*** 九州工業大学大学院生(Graduate Student, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu)

* 1986年4月日本金属学会東京大会に一部発表

た後、石英棒に固定して真空中($< 10^{-3}$ Pa)で、無誘導に巻いた電気炉を用いて等温焼鈍をおこなった。焼鈍による電気抵抗の変化は焼鈍を中断しながら 298 K の室温において測定した。電気抵抗の測定はポテンシオメーターを用いて直流四端子法により行った。この場合、試料が焼鈍温度の 90% に達するまでに要する時間は約 300 s (5 min) であった。また冷却は空冷とした。平均冷却速度は 0.6 K/s であった。

一方、メスバウアースペクトル測定および X 線回折用試料は石英管中に真空封入($< 10^{-3}$ Pa)した後、ソルトバスを用いて等温焼鈍を行った。試料の昇温に要する時間は 30 s 以内であった。また冷却は氷塩水中(243 K)への焼入れにより行った。メスバウアースペクトルの測定は 0.37 GBq (10 mCi) の ^{57}Co 線源を用い、室温において透過法 (14.4 keV γ 線を使用)で行った。速度の校正は純鉄の薄膜 (25 μm) およびニトロプルシドナトリウム ($\text{Na}_2[\text{Fe}(\text{CN})_5\text{NO}] \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) を用いて行った。X 線回折はグラファイトモノクロメータにより単色化された CuK_α 線を用いて行った。

III. 実験結果

as-received 試料を 623 K, 643 K および 673 K の各温度で等温焼鈍したときの電気抵抗の変化を Fig.1 に示す。抵抗は as-received 状態の抵抗 R_0 に対する比で表した。また図に示したすべての測定点において試料はアモルファス状態であることが X 線回折により確認された。いずれの焼鈍温度においても電気抵抗は焼鈍時間とともに減少し、ある一定のレベルに落ち着くことがわかる。そしてこの一定になるレベルにはわずかに焼鈍温度依存性がみられる。電気抵抗の不可逆的減少は、前報⁽¹⁾で報告したように TSRO によるものと考えられる。一方、一定になった電気抵抗のレベルに温度依存性が見られることは、単一の遷移金属しか含まない本合金においても温度の交番的な変化に対して電気抵抗がこのレベル間を可逆的に変化する可能性を示唆している。このような Monometal-Metal-

Fig.1 Change in electrical resistivity of amorphous $\text{Fe}_{79}\text{B}_{16}\text{Si}_5$ during isothermal annealing at various temperatures, measured at 298 K.

loid 系アモルファス合金における電気抵抗の可逆的变化は、Balanzat ら⁽²⁾によって $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{14.5}\text{Si}_4$ アモルファス合金について観測されている。

次に、この TSRO による構造緩和過程での Fe 原子の周りの環境の変化について調べるためにメスバウアースペクトルの測定を行った。Fig.2 は 643 K で等温焼鈍した試料のメスバウアースペクトルの一部である。as-received 試料のスペクトルも比較のために示している。いずれもアモルファス合金特有の広がった 6 本のピークから成っており、外側のピークが最も広がり大きく内側のそれが最も小さい。このようなピークの広がりには内部磁場の分布によるものと考えられる。実線は 6 本のローレンツ関数で fitting した結果である。また、このスペクトルから 43.2 ks (12 h) の焼鈍に対してもまだアモルファス状態であることがわかる。

一方、結晶化にともなう電気抵抗の変化曲線を Fig.3 に示す。電気抵抗は結晶化によって急激に減少し、完全に結晶化すると一定の値に落ちつくことがわかる。結晶化過

Fig.2 Mössbauer spectra of amorphous $\text{Fe}_{79}\text{B}_{16}\text{Si}_5$ measured at room temperature for an isothermal annealing specimen at 643 K.

Fig.3 Change in electrical resistivity of amorphous Fe₇₉B₁₆Si₅ during crystallization, measured at 298 K.

程で晶出する結晶相を調べるために 743 K で等温焼鈍した試料について X 線回折を行った。結果を Fig.4 に示す。1.8 ks の焼鈍で結晶固有の回折ピークがはっきりと認められるようになった。回折ピークの同定から α -Fe が晶出していることがわかった。この α -Fe の格子定数は $a = 0.2858$ nm であった。7.2 ks の焼鈍では α -Fe の晶出がさらに進行するが、まだアモルファス相が残存することが $2\theta = 80^\circ$ 近傍の第 2 ハロー部分よりわかる。14.4 ks の焼鈍では α -Fe のほかに新たに Fe₂B による回折ピークが観察された。そして α -Fe の格子定数は $a = 0.2860$ nm と

わずかに増加した。36 ks と更に焼鈍時間を増すと α -Fe および Fe₂B の回折強度は大きく増加して鋭くなり、結晶化が完了したことがわかる。ところで、本合金では準安定相 Fe₃B の析出は観測されなかった。同様の結果は Fe₈₂-B₁₅Si₃ および Fe₇₆B₁₅Si₉ 合金においても報告されている⁽³⁾が、Fe₇₈B₁₆Si₆⁽⁴⁾および Fe₈₀B₁₂Si₈⁽⁵⁾合金に関しては結晶化の過程で Fe₃B の析出が報告されている。

IV. 考 察

1. 構造緩和過程

アモルファス状態は非平衡状態であるからエネルギー的には多くの状態が存在する。構造緩和過程はこのような非平衡状態の中で比較的高いエネルギー状態にあった系が、より低いエネルギー状態へ遷移する過程と考えることができる。そして、このような緩和過程においては緩和時間は分布を有すると考えられる。Tewari⁽⁶⁾は測定した緩和曲線を時間の対数で微分した曲線が単一のピークからなる場合は、緩和過程は連続的な分布を持つ緩和時間によって支配されており、微分曲線にいくつかのピークがみられる場合は、ピークの数に対応した、異なる緩和時間を持つ緩和過程が存在することを示した。Fig.1 に示した電気抵抗の変化曲線において、抵抗が一定になったところ (R_f) を構造緩和が終了した点とみなして、次式により緩和の変化率 $\Psi(t)$ をもとめた。

Fig.4 Change in X-ray diffraction profile (CuK α) of amorphous Fe₇₉B₁₆Si₅ after isothermal annealing at 743 K.

$$\Psi(t) = \frac{R_0 - R(t)}{R_0 - R_f} \quad (1)$$

ここで $R(t)$ は時刻 t における電気抵抗, R_0 は as-received 状態の電気抵抗である. 各焼鈍温度に対する $\Psi(t)$ の変化を Fig.5 に示す. 点線で示した曲線は多項式近似による計算結果である. そして実線は, その微分曲線である. 図からわかるようにいずれの温度においても微分曲線に2つのピークがみられる. このことは本合金の緩和過程が, 異なった緩和時間を有する2つの緩和過程から成っていることを示すものと考えられる.

それぞれ単一の緩和時間を有する緩和過程を複数個含む緩和過程は次式によって表すことができる⁽⁷⁾.

$$\Psi(t) = 1 - \sum_{i=1}^N A_i \exp(-t/\tau_i) \quad (2)$$

A_i は緩和の強度, τ_i は緩和時間である. ここで, $N=2$ として式(2)を実測値に fitting させた. 結果を Fig.6 に示す. また fitting に用いた各パラメータの値は Table 1 に示している. A_1, A_2 の値は焼鈍温度によらずほぼ一定である. 一方, 緩和時間 τ_1, τ_2 には1桁の違いがあることがわかる. ところで, 式(2)による fitting おいて $N=3$ でも fitting は可能であったが, この場合 $\tau_2 \approx \tau_3$ で, A_2 と A_3 の和は $N=2$ における A_2 の値と同じになり実質的に $N=2$ の場合と同じになった. また $N=1$ では fitting することはできなかった. 従って本合金の緩和過程には短

時間側で起こる過程(緩和時間 τ_1)と, 長時間側で起こる過程(緩和時間 τ_2)の2つの緩和過程が存在するものと考えられる. 各緩和過程の緩和時間を焼鈍温度の逆数に対してプロットした結果を Fig.7 に示す. いずれも良い直線関係がえられ, 各直線の傾きから求めた各緩和過程の活性化エネルギーはそれぞれ 1.4 eV, 1.6 eV であった. Cost と Stanley⁽⁸⁾ は $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ 合金において, 電気抵抗の可逆的变化を伴う緩和過程には 1 eV~2 eV の範囲の活性化エネルギーを有する4つの過程が含まれていることを報告している. そして彼らは, これら4つの過程はそれぞれ4種類の成分原子と関連づけられるとしている. そこで,

Fig.6 Calculated curves of Ψ for $N=2$ using the parameters in Table 1.

Table 1 Kinetic parameters for the data of Fig. 6 fitted to two discrete relaxation processes.

Temp./K	A_1	τ_1/ks	A_2	τ_2/ks
623	0.221	2.37	0.592	24.6
643	0.231	1.16	0.560	11.6
673	0.209	0.330	0.564	2.94

Fig.5 Time dependence of the normalized changes in resistance, Ψ and derivative curves, $d\Psi/d(\log t)$, of amorphous $\text{Fe}_{79}\text{B}_{16}\text{Si}_5$ annealed at various temperatures.

Fig.7 The Arrhenius plot of the relaxation time against the reciprocal of temperature.

本合金における 2 つの緩和過程と成分原子との関連について調べるために、Fig.2 に示したメスバウアースペクトルよりアイソマーシフト (I.S.) および内部磁場の分布の変化をもとめた。I.S. は測定したスペクトルを 6 本のローレンツ関数で fitting することにより求めた。また、内部磁場の分布は Window⁽⁹⁾ によって提案されたフーリエ級数法により求めた。Fig.8 に焼鈍にともなう内部磁場の分布の変化を示す。分布の形状には大きな変化はみられないが、焼鈍時間が長くなるとピーク高さが減少する傾向がある。また低磁場側にみられる小さなサブピークは 3.6 ks の焼鈍で消滅している。Fig.9 は内部磁場の分布における最大値 H_{peak} と I.S. の焼鈍にともなう変化を示したものである。誤差範囲は error bar で示した。図中に示した τ_1 , τ_2 はそれぞれ 643 K における 2 つの緩和時間である。また比較のために as-received 状態の値も矢印で示している。I.S. は 1 ks の焼鈍でわずかに減少した後ほぼ一定の値を示す。一方、 H_{peak} は焼鈍によって一旦 as-received の値よりも大きくなるが、1 ks 近傍から減少を始め 10 ks 近傍ではほぼ一定となる。しかしさらに長時間焼鈍すると再び増加する傾向を示すが、この増加については現在のところはっきりしない。ところで 2 つの緩和時間 τ_1 , τ_2 にはほぼ対応した時間において、I.S. および H_{peak} に変化がみられることからそれぞれの緩和過程において Fe 原子の周りの環境に変化が起きていることがわかる。これらの環境変化の詳細については良くわからないが、ここで問題にしている緩和過程は急冷中に過剰に凍結された自由体積の減少や再分布をとともなう⁽¹⁾ことから、Fe-メタロイド原子間距離および Fe-Fe 原子間距離の変化が起きていると考えられる。一方、I.S. の減少は Fe 原子の原子核位置における s 電子密度の減少を意味しており、Fe 原子の 3d 電子密度の減少あるいは 4s 電子密度の増加が考えられる。Fe 原子の 3d, 4s 電子密度に影響を与える要因としては、s, p 電子を持ち最隣接の Fe 原子よりも近い位置にいるメタロイド原子が考えられる。従って I.S. の減少がほぼ τ_1 に対応した時間に生じることは短時間側で起こる緩和過程には主としてメタロイド原子が関与していることを示唆している。おそらく Fe-メタロイド原子間距離がより安定な位置へ変化するのに伴って両原子間で電荷の移動が起こるのではないかと推測される。一方、内部磁場の値は交換積分 J の値に依存しており、これは Fe-Fe 原子間距離の変化に強く依存することから 2 つの緩和時間 τ_1 , τ_2 にはほぼ対応した H_{peak} の変化は Fe-Fe 原子間距離の変化によるものと考えることができる。なお、短時間側の緩和過程における Fe-Fe 原子間距離の変化はすでに述べたように主として Fe-メタロイド原子間距離の変化に起因するものと考えられる。しかしながら τ_2 では I.S. の変化がみられないことから長時間側で起こる緩和過程では主として Fe 原子の相対的な位置の調整が起きているものと推測される。このように短時間側の緩和過程ではメタロイド原

Fig.8 Change in the internal magnetic field distribution $P(H)$ of amorphous $\text{Fe}_{79}\text{B}_{16}\text{Si}_5$ after isothermal annealing at 643 K.

Fig.9 Change in the isomer shift and the value of H_{peak} after isothermal annealing at 643 K. H_{peak} denotes the maximum value of $P(H)$.

子が、長時間側では Fe 原子が主として関与していることはメタロイド原子の原子半径 (B: 0.078 nm, Si: 0.102 nm)⁽¹⁰⁾ は Fe 原子の半径 (0.128 nm)⁽¹⁰⁾ よりも小さく、より動き易いことから十分に考えられる。一方、アモルファス合金中での拡散の活性化エネルギー[†]として $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{20}$ 合金中の Fe の拡散については 2.4 eV⁽¹¹⁾, $\text{Fe}_{82}\text{B}_{12}\text{Si}_6$ 合

[†] 1 eV $\approx$ 96.5 kJ/mol.

金中の Si の拡散については 2.2 ± 0.4 eV⁽¹²⁾ また $\text{Ni}_{59.5}$ - $\text{Nb}_{40.5}$ 合金中の B の拡散については 2.5 ± 0.3 eV⁽¹³⁾ という値が報告されている。ただし、いずれも緩和したアモルファス状態に対する測定値であるので直接比較することはできないが、本合金における 2 つの緩和過程の活性化エネルギーはこれら拡散の活性化エネルギーの約 60% 程度である。

2. 結晶化過程

Orehotsky⁽¹⁴⁾ によれば結晶化に伴う電気抵抗の等温変化は次式で表すことができる。

$$\frac{R_0 - R_t}{R(t) - R_t} = \frac{1}{1 - X_c} = \exp(t/\tau)^n \quad (3)$$

ここで、 R_0 と $R(t)$ はそれぞれ $t = 0$ および時刻 t における電気抵抗、 R_t は結晶化が完了した時の抵抗である。また $1 - X_c$ は未結晶化領域の体積分率である。 τ は速度定数で、 t は焼鈍時間である。 n は一般に Avrami 指数といわれるものである。Fig.3 に示した電気抵抗の変化を式 (3) に従って整理すると Fig.10 のようになる。いずれの焼鈍温度に対しても $n = 3.1$ という値が得られた。また速度定数 τ については Fig.11 に示すように Arrhenius の関係が成立し、結晶化の活性化エネルギーとして 4.0 eV という値が得られた。Ramanan と Fish⁽⁴⁾ は亜共晶、共晶および過共晶にわたる広い組成領域の Fe-B-Si 系アモルファス合金について結晶化の活性化エネルギー (E_c) と Avrami 指数 (n) の変化を報告している。本研究に用いた試料に最も近い組成 ($\text{Fe}_{79}\text{B}_{16}\text{Si}_5$) の合金に対して彼らは $E_c = 4.5$ eV, $n = 3.0$ を得ており本研究の結果とほぼ一致している。しかしながら 4.0 eV という活性化エネルギーはアモルファス合金中での Fe, B, Si 原子の拡散の活性化エネルギーに比べるとかなり大きい。これはアモルファス相での原子の拡散におけるように単に原子の移動に対する活性化エネルギーのみならず、アモルファス構造内に結晶相を形成するのにさらに活性化エネルギーが必要とされる

Fig.10 The common logarithm of the natural logarithm of the reciprocal of non-crystallized volume fraction of amorphous $\text{Fe}_{79}\text{B}_{16}\text{Si}_5$ is plotted against the common logarithm of the annealing time at a selected temperature.

Fig.11 The Arrhenius plot of the rate constant for crystallization of amorphous $\text{Fe}_{79}\text{B}_{16}\text{Si}_5$ against the reciprocal of temperature.

ためと考えられる。

一方、結晶化過程での晶出結晶相は Fig.4 に示したように α -Fe と Fe_2B であった。しかし最初に晶出する α -Fe の格子定数は 0.2858 nm で α -Fe 本来の格子定数 0.28660 nm⁽¹⁵⁾ に比べるとわずかに小さい。この原因としては Si の固溶が考えられる。B については固溶量が極めて小さいこと、侵入型に固溶した場合格子定数を増加させることから、ほとんど固溶していないと考えることもできる。しかしながら Fe-B 2 元系アモルファス合金において、初晶 α -Fe の格子定数は純鉄の値よりも小さく、完全結晶化後純鉄の値に戻るという実験結果が長田と井野⁽¹⁶⁾ によって報告されている。彼らは初晶 α -Fe のメスバウアースペクトルの裾野部にふくらみが見られることと考え合わせて、この格子定数の減少を置換位置に固溶した B によるものと推定している。本合金の場合、Si を加えた 3 元系であるので状況は必ずしも同じではないが、B の置換位置への固溶による格子定数減少の可能性も考えられる。しかし、完全結晶化後は Fe-B 系では純鉄の値と一致するのに対して、本合金の場合わずかに小さい。これは Si の固溶によるものと見ることができる。このことはメスバウアースペクトルの測定結果とも一致する。Fig.12 は完全結晶化した試料のメスバウアースペクトルである。実線は α -Fe と Fe_2B によって fitting した結果で、実測値と良く一致している。 α -Fe のスペクトルの 1-6 ピークから評価した有効内部磁場は純鉄のそれより小さい。Haggstrom ら⁽¹⁷⁾ は Fe-Si 合金において、Fe 原子の最隣接にくる Si 原子の数が増加すると内部磁場が減少することを報告しており、この内部磁場の減少は Si の固溶によるものと考えられる。Fig.12 において α -Fe(Si) は Si を固溶した α -Fe を表す。

ところで初晶 α -Fe の晶出後、残留アモルファス相か

Fig.12 Mössbauer spectrum of crystallized Fe₇₉B₁₆Si₅ at room temperature after annealing at 743 K for 36 ks.

ら Fe₂B が晶出すると α-Fe の格子定数にわずかな増加がみられた。この原因については良くわからないが、メタロイド原子を固溶しない α-Fe が Fe₂B と共晶するためではないかと推測される。

結局、本合金の結晶化はアモルファス相からまず Si あるいは B を固溶した α-Fe が晶出した後、残ったアモルファス相から Fe₂B と α-Fe が晶出するという過程で進行すると考えられ、準安定相 Fe₃B は X 線回折においてもまたメスバウアースペクトルからも観測されなかった。最終安定相は Fig.4 および Fig.12 に示したように Si を固溶した α-Fe と Fe₂B である。

V. 結 論

Fe₇₉B₁₆Si₅ アモルファス合金の構造緩和ならびに結晶化過程を電気抵抗測定、X 線回折およびメスバウアー分光により検討した結果、次の結論を得た。

(1) 本アモルファス合金の構造緩和過程には 2 つの緩和過程が含まれていることがわかった。2 つの緩和過程の緩和時間には 1 桁の違いがみられた。また各緩和過程の活性化エネルギーはそれぞれ 1.4 eV および 1.6 eV であった。

これは成分原子の拡散の活性化エネルギーの約 60% であった。

(2) 2 つの緩和時間に対応したところでアイソマーシフト I.S. および内部磁場の分布における最大値 H_{peak} に変化がみられ、各緩和過程において Fe 原子の周りの環境に変化が起きていることがわかった。これらの環境変化の詳細は良くわからないが、短時間側の緩和過程では主としてメタロイド原子が関与し、長時間側の過程では主として Fe 原子が関与しているものと考えられる。

(3) 結晶化は次のような過程で進行することがわかった。まずアモルファス相から Si あるいは B を固溶した α-Fe が晶出し、その後残留アモルファス相から α-Fe と Fe₂B が晶出して結晶化が完了する。本実験では Fe₃B は観測されなかった。また、結晶化の活性化エネルギーは 4.0 eV であった。

文 献

- (1) 高原良博, 岡部貴志, 松田日出彦: 日本金属学会誌, 49(1985), 397.
- (2) E.Balanzat, J.T.Stanley, C.Mairy and J.Hil-lairet: Acta Metall., 33(1985), 785.
- (3) J.M.Dubois, M.Bastick, G.Le Caer and C.Tete: Revue Phys. Appl., 15(1980), 1103.
- (4) V.R.V.Ramanan and G.E.Fish: J. Appl. Phys., 53(1982), 2273.
- (5) C.F.Chang and J.Marti: J. Mater. Sci., 18(1983), 2297.
- (6) S.N.Tewari: Scr. Metall., 8(1974), 371.
- (7) J.R.Cost and J.T.Stanley: Scr. Metall., 15(1981), 407.
- (8) J.R.Cost and J.T.Stanley: Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, Japan Inst. Metals, (1982), p.491.
- (9) B.Window: J. Phys., E4(1971), 401.
- (10) T.Egami and Y.Waseda: J. Non-Cryst. Solids, 64(1984), 113.
- (11) J.Horváth, K.Freitag and H.Mehrer: Proc. 5th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, North-Holland, (1985), p.751.
- (12) F.E.Luborsky and F.Bacon: Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, Japan Inst. Metals, (1982), p.561.
- (13) M.M.Kijek, D.W.Palmer and B.Cantor: Acta Metall., 34(1986), 1455.
- (14) J.Orehotsky: J. Appl. Phys., 50(1979), 7612.
- (15) W.B.Pearson: Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Pergamon Press, (1958).
- (16) 長田和雄, 井野博満: 日本金属学会誌, 49(1985), 402.
- (17) L.Haggstrom, L.Granas, R.Wappling and S.Devanarayanan: Phys. Scr., 7(1973), 125.