原子間ポテンシャルを用いた InGaAs/(110)InP 混晶中に出現する CuAu-I 型 規則構造形成機構の理論的解析

寒川 義裕^{*†} 桑野 範之^{**}
沖 憲典^{**} 伊藤 智徳^{***}

^{*}九州大学大学院総合理工学研究科材料開発工学専攻

^{**}九州大学大学院総合理工学研究科量子プロセス理工学専攻

^{***} NTT システムエレクトロニクス研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 63, No. 6 (1999), pp. 741-746
Special Issue on Application of Calculated Phase Diagram for Material Design

Theoretical Investigation for the Formation Mechanism of CuAu-I Type Ordered Structure in InGaAs/(110)InP Alloy Semiconductor Using an Empirical Interatomic Potential

Yoshihiro Kangawa^{*†}, Noriyuki Kuwano^{**},
Kensuke Oki^{**} and Tomonori Ito^{***}

^{*}Department of Materials Science and Technology, Graduate School of Engineering Sciences,
Kyushu University, Fukuoka 816-8580

^{**}Department of Applied Science for Electronics and Materials, Graduate School of Engineering Sciences,
Kyushu University, Fukuoka 816-8580

^{***}NTT System Electronics Laboratories, Atsugi 243-1098

It is known that a CuAu-I ($L1_0$) type ordered structure is formed in an (In, Ga)As alloy semiconductor grown on a slightly tilted (110)InP substrate. The energy gains due to the formation of $L1_0$ in a bulk alloy, in a thick epi-layer and in a single epi-layer on a two-monolayer step, were investigated using an empirical interatomic potential calculation. It is confirmed that an $L1_0$ ordered structure is not stable in a bulk alloy. The ordered structure can exist stably in a thick epi-layer, but the energy gain due to the ordering is too small to form the ordered structure at the growth temperature. The $L1_0$ ordered structure can actually form at a two-monolayer step on the growth-surface. This indicates that the atomic arrangement near the two-monolayer step has strong effects on the stability of the ordered structure in an (In, Ga)As alloy.

(Received January 12, 1999; In Final Form March 24, 1999)

Keywords: InGaAs, CuAu-I type ordered structure, empirical interatomic potential, epitaxial growth, two-monolayer step, alloy semiconductor

I. 緒 言

(In, Ga)As や Ga(As, Sb) 等の III-V 族半導体混晶は、一般に、2つの fcc 副格子からなる閃亜鉛鉱型構造をとり、一方の fcc 副格子を III 族原子が、他方を V 族原子が占有する。近年、エピタキシャル成長させた III-V 族半導体混晶において、熱平衡状態のバルク結晶には期待できない種々の規則構造の出現が見出されている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。例えば、面方位が[110]の

InP 基板上に成長させた(In, Ga)As 混晶(以下、InGaAs/(110)InP と表記する)では、Fig. 1 に示すような、In と Ga 原子面が[001]および[110]方向に交互に積層した CuAu-I($L1_0$)型規則構造が出現する。種々の規則構造の出現はバンドギャップエネルギー幅、電子移動度等の材料物性に様々な影響を及ぼす。そのため、デバイス開発においては規則構造の形成機構を明らかにし、混晶内の微細組織を制御することが重要となる。

これまでに、エピタキシャル成長させた III-V 族半導体混晶中に出現する規則構造の形成機構を明らかにするために、理論および実験の両面から様々な研究が行われ、面方位が

[†] 九州大学大学院生 (Graduate Student, Kyushu University)

Fig. 1 A CuAu-I ($L1_0$) type ordered structure in an InGaAs alloy: (a) schematic drawing of three dimensions, (b) (110) cross-section.

[001]の基板上への結晶成長(以下、(001)面成長と略す)の場合には、表面再構成構造[†]や表面の原子ステップ等が規則構造の形成に影響を及ぼしていることが明らかになっている⁽⁴⁾⁻⁽⁷⁾。一方、(110)面成長の場合には、(001)表面に現れるような特殊な表面再構成構造が出現しないため、(110)面成長と(001)面成長では規則構造の形成機構が異なる。上田ら⁽⁸⁾⁽⁹⁾は、InGaAs/(110)InP 混晶のCuAu-I型規則化に関して、反射高速電子線回折(RHEED)ならびに透過型電子顕微鏡(TEM)による解析から、結晶表面に原子ステップの無い平坦な基板を用いた結晶成長では規則構造の形成がほとんど起こらず、2段ステップの移動を伴って結晶成長が進行すると規則構造が形成されることを明らかにした。しかし、これまでに(110)面成長での混晶層のCuAu-I型規則化に関する理論的な研究は行われておらず、この系における規則構造の形成機構についてはまだ明確な理解が得られていない。そこで、本研究では2段ステップを含む(110)InP 基板上に成長したInGaAs 混晶ならびに成長表面の2段ステップ端に吸着したInGaAs 混晶を想定した系を用いて、それぞれの系におけるCuAu-I型規則構造の安定性を理論的に検討し、規則構造の形成機構を考察する。具体的には、まず、規則度の増加に伴う系のエネルギー利得を算出する。本研究では、求める系のエネルギーを原子間ポテンシャルとⅢ族原子のダンダリングボンド^{††}中の電荷の関数として定義している。それぞれの系のエネルギー利得から見積もられる規則化エネルギーを比較し、CuAu-I型規則構造の安定性とその形成機構を議論する。

II. 計 算 方 法

本研究で取り扱う系の構造の設定に際して、実験結果との

† 一般に、結晶表面は内部の原子面の構造がそのまま露出したものではなく、表面領域の自由エネルギーが最小となるような構造をとる。表面再構成構造は、材料、温度、表面方位などによって異なり、きわめて多様である。

†† 半導体等の共有結合性結晶の構成原子は電子が局在した結合手(ボンド)によって結ばれている。半導体表面では、このボンドが切れ、結合すべき原子のいない未結合手が存在する。これをダンダリングボンドと呼ぶ。

Table 1 Empirical interatomic potential parameters for compound semiconductors.

Semicond.	InAs	GaAs	InP
A (eV)	-709.0028	2477.8329	-338.1097
B_0	1.9778563	0.2494045	3.0151112
θ (nm ⁻¹)	0.179440	0.277083	0.168907
λ (nm ⁻¹)	0.235475	0.175326	0.270879
α	-0.3684513	0.4648988	-0.7325367
β	12.02834	18.51165	11.94511
γ	3.20203	3.28387	3.16617
η	0.137927	0.755422	0.176048

比較が容易に行えるように、以下のことを考慮した。

[仮定 1] 2 段ステップが基板表面に存在する。(I 章で述べた上田らの実験事実⁽⁸⁾⁽⁹⁾に基づく。)

[仮定 2] 実際の成長では、基板表面を清浄にするために As 雰囲気下での熱処理を行うので、InP 基板表面の P 原子がすべて As 原子に置換され、基板表面は 1 層の InAs 原子面により覆われる。

[仮定 3] InGaAs 混晶の成長方向に垂直な方向の面間隔は InP 基板の面間隔と一致する。これは、InGaAs/(110)InP 混晶中に転位等の欠陥が観察されず、基板と混晶層の整合性が保たれていることに基づく。

また、それぞれの原子に加わっている力 $\vec{F}_i$ が釣り合うように系を緩和させ、各構成原子の平衡位置を設定した。なお、緩和を行う前の系では、各構成原子を InP 基板に整合した格子位置に配している。 $\vec{F}_i$ の表式を次に示す。

$$\vec{F}_i = \sum_j \frac{\partial V_{ij}}{\partial \vec{r}_{ij}} \quad (1)$$

ここで、 V_{ij} は原子間ポテンシャル⁽¹⁰⁾であり、

$$V_{ij} = A \exp \{-\beta(r_{ij} - R_i)^{\gamma}\} \times \left\{ \exp(-\theta r_{ij}) - \frac{B_0}{Z_i^{\alpha}} \exp(-\lambda r_{ij}) G(\eta) \right\}, \quad (2)$$

と表される。この V_{ij} は、閃亜鉛鉱型構造における平衡格子定数、凝集エネルギー、弾性定数、様々な結晶構造間の相対的安定性を再現するように決定された A , B_0 , θ , λ , α , β , γ , η をパラメーターとするポテンシャルである。これらのポテンシャルパラメーターの値を Table 1 に示す⁽¹¹⁾。ここで、 r_{ij} は原子 i と原子 j の原子間距離、 R_i は最隣接原子間距離である。InGaAs 等の半導体混晶では、第二隣接以降にある原子との原子間距離を r_{ij} に代入すると、式(2)中の $\exp \{-\beta(r_{ij} - R_i)^{\gamma}\}$ がほぼ 0 に等しくなり、 $V_{ij} \approx 0$ となるので、計算上第一隣接原子との相互作用を考慮している。 Z_i は原子 i の有効配位数であり、次式で与えられる。

$$Z_i = \sum_j \exp \{-\beta(r_{ij} - R_i)^{\gamma}\} \quad (3)$$

$G(\eta)$ は i 原子と j 原子のボンドと j 原子と k 原子のボンドのなす角度 θ_{jik} に依存する項で次式により定義される。

$$G(\eta) = 1 + \sum_{k(\neq i, j)} \{\cos(\eta \Delta \theta_{jik}) - 1\} \quad (4)$$

ここで、 $\Delta \theta_{jik} = \theta_{jik} - \theta_i$, θ_i は平衡ボンド角である。表面を含む系のエネルギー E は以下の 2 項の和として表される⁽¹²⁾。

$$\begin{aligned}
 E &= E_{\text{bond}} + \Delta E_{\text{bond}}, \\
 E_{\text{bond}} &= \frac{1}{2} \sum_{i,j} V_{ij}, \\
 \Delta E_{\text{bond}} &= C |\Delta Z|. \quad (5)
 \end{aligned}$$

ここで、 E_{bond} は V_{ij} の関数として与えられる凝集エネルギーである．表面を含まないバルク状態では系のエネルギーとして E_{bond} を用いる． ΔE_{bond} は結晶表面でのダングリングボンド形成による電子の再配分が寄与する補正項であり，Ⅲ族原子のダングリングボンド中の電荷 ΔZ の関数として表される．係数 C は，Ga では 0.64×10^{-19} eV/C，In では 0.72×10^{-19} eV/C である⁽¹³⁾．

Ⅲ．結果および考察

1. 界面形成による規則構造形成モデル

表面に存在する 2 段ステップが系の規則化に寄与するという前述の上田らの報告⁽⁸⁾⁽⁹⁾をふまえて，まず 2 段ステップが存在する (110)InP 基板と InGaAs 混晶層の接合によるヘテロ界面の形成が規則構造の形成に及ぼす影響を定量的に検討する．ここで取り扱う系の模式図を Fig. 2(a)に示す．系の想定に際して，Ⅱ章の[仮定 1]～[仮定 3]を考慮している．また，成長方向の面間隔を変化させて計算を行い，系が最も安定となるときの (110)面間隔を採用した．この系の混晶層が規則化すると，Fig. 2(b)のような構造が出現すると考えられる．ここでは，Fig. 2(b)の In および Ga 原子が占めるサイトをそれぞれ I および G サイトとし，系の規則度 S を

$$S = \frac{(\text{I サイト中の In 原子数}) - (\text{G サイト中の In 原子数})}{(\text{成長層の In 原子数})}, \quad (6)$$

と定義する．バルク中に出現する CuAu-I 型規則構造の規則度 S も同様に，完全規則状態の In および Ga サイトをそれぞれ I および G サイトとして，式(6)により定義する．Fig. 3 にエピ層(○)およびバルク状態(●)における，InGaAs 混晶の規則度 S の増加に伴う混晶内のⅢ族原子 1 個

Fig. 2 Schematic drawing of the system for an InGaAs alloy grown on a (110)InP substrate: (a) disordered alloy on the substrate, (b) CuAu-I type ordered alloy on the substrate.

あたりの系の配位エネルギー変化 ΔE_{config} を示す．また，比較のためⅡ章の[仮定 2]を考慮しない場合，すなわち，InAs 層を含まない InP 基板上に成長した InGaAs 層(□)における， S と ΔE_{config} の関係もプロットしている．ここで，配位エネルギー変化とは，原子配列変化に伴う系のエネルギー変化であり， ΔE_{config} は次式で与えられる．

$$\Delta E_{\text{config}} = \frac{\Delta E}{N_{\text{cation}}}. \quad (7)$$

式(7)中の ΔE は規則度 S が 1.0 と 0.0 の場合における系のエネルギー変化， N_{cation} は混晶内のⅢ族原子数である．Fig. 3 を見ると，バルク状態で不安定な CuAu-I 型規則構造が，InAs 層に覆われていない InP 基板上に成長した InGaAs 層では若干の安定化傾向を示していることがわかる．これは，Ⅱ章の[仮定 3]を考慮した結果，InGaAs 層の成長方向に垂直な方向の面間隔が広がったことに起因する．また，InAs 層に覆われた InP 基板上に成長した InGaAs 層では，CuAu-I 型規則構造がさらに安定化していることが特徴的である．これは，エピタキシャル成長において，InGaAs/InAs/InP ヘテロ界面の存在が系の規則構造形成に有利に働いていることを示唆している．エピ層において CuAu-I 型規則構造が安定化した原因は次のように説明できる．ここで取り扱う系では，基板表面に InAs 層が形成されるとしている．InAs の格子定数 (0.6058 nm) は InP 基板の格子定数 (0.5869 nm) より大きいので，基板表面の InAs 層は圧縮応力を受けていることになる．したがって，エピ層の第 1 層目のⅢ族サイトは原子半径の大きな In 原子 (正四面体結合の場合では 0.144 nm⁽¹⁴⁾) よりも小さな Ga 原子 (0.126 nm⁽¹⁴⁾) が占有した方が界面付近のひずみエネルギーは小さくなり，系が安定化する．基板付近で InAs 層上に GaAs 層が存在すると，その上のエピ層の第 2 層目以降においても GaAs 層 (InAs 層) の上

Fig. 3 Configuration energy gains as a function of degree of order in the systems. Open circle, square and closed circle show the results from an InGaAs epilayer grown on the substrate with an InAs layer, from an InGaAs epilayer on the InP substrate and from the bulk InGaAs alloy, respectively.

には InAs 層 (GaAs 層) が存在した方が系が安定化するので、エピ層では [110] 方向に InAs 面と GaAs 面が交互に積層した CuAu-I 型規則構造が形成される。すなわち、バルク結晶では出現しない規則構造がエピ層中では安定となる傾向が示された。しかしながら、これで規則構造の出現に関する問題が解決したわけではなく、以下に示すように、上述のモデルから見積もられる規則化エネルギーの値は、実際のエピタキシャル成長温度域 (約 700 K) で系を規則化させるには十分でない。Fig. 3 から成長層の規則化に伴う系の配位エネルギー変化は、成長層の III 族原子 1 個あたり約 -5.0 meV となることがわかる。一般に、2 元系合金における規則化エネルギー v は次式により与えられる。

$$v = v_{AB} - \frac{1}{2} (v_{AA} + v_{BB}) \quad (8)$$

ここで、 v_{AB} は AB 異種原子対の結合エネルギー、 v_{AA} , v_{BB} はそれぞれ AA および BB 同種原子対の結合エネルギーを示す。式 (8) は原子 1 個あたりの同種原子対と異種原子対のエネルギー差と見ることができる。この定義に従えば、系の規則化に伴う配位エネルギー変化 $\Delta E_{\text{config}} (= -5.0 \text{ meV})$ と、そのときの III 族原子 1 個あたりの In-Ga 原子対の数の変化 ΔN_d から、系の規則化エネルギーを次式により導出できる。

$$v = \Delta E_{\text{config}} / \Delta N_d, \quad \Delta N_d = (N_{d1} - N_{d0}) / N_{\text{cation}} \quad (9)$$

ここで、 N_{d1} および N_{d0} は、それぞれエピ層の規則度 S が 1.0 と 0.0 の場合の系における In-Ga 原子対の数であり、今回の解析に用いた系では $\Delta N_d = 0.967$ である。式 (9) より、InAs 層に覆われた InP 基板上に成長した InGaAs 混晶の規則化エネルギーは -5.2 meV と見積もられる。統計熱力学的考察から、規則-不規則相転移温度 T_c と規則化エネルギー v の関係は、

$$T_c = -Av/k_B, \quad (10)$$

で与えられる⁽¹⁵⁾。ここで、 A は規則構造の種類に依存する係数、 k_B はボルツマン定数である。CuAu-I 型規則構造での A の値として、de Fontaine⁽¹⁶⁾ はクラスター変分法 (CVM) により $A = 0.9462$ と与えている。この値を採用すると、エピタキシャル成長した混晶では、 $T_c \sim 60 \text{ K}$ となり、実際のエピタキシャル成長温度域 (約 700 K) で規則構造が形成されることを説明できない。 $T_c \geq 700 \text{ K}$ となるためには、規則化エネルギーは $|v| \geq 60 \text{ meV}$ となる必要がある。以上の結果および考察から、ヘテロ界面の形成により CuAu-I 型規則構造が安定となる傾向は示されたが、定量的な議論を行うためにはさらに、成長面上での成長プロセスを考慮に入れる必要がある。

2. 2 段ステップ近傍での規則構造形成モデル

次に我々は、Fig. 4 に示すような成長表面の 2 段ステップ端に In, Ga および As 原子コラムが吸着し、新たな 2 段ステップを形成した場合の系を想定して、(In, Ga)As 副単

位胞 (sub-unit cell) 中の CuAu-I 型規則構造の安定性を定量的に解析した。簡単のため、In, Ga および As 原子コラムが基板表面の 2 段ステップ端に吸着した系を「系 1」、混晶表面の 2 段ステップ端に吸着した系を「系 2」とする。ただし、系 2 では不規則混晶の上に吸着すると考える。Fig. 5 に系 1 と系 2 の InGaAs 副単位胞中の規則度 S の変化に対する、混晶層の III 族原子 1 個あたりの配位エネルギー変化を示す。図中の $\blacktriangle$ と ∇ はそれぞれ系 1 と系 2 についての結果である。ここで、規則度 S は Fig. 4 の G および I サイトをそれぞれ Ga および In サイトと定義して決定した。Fig. 5

($\bar{1}10$) cross-section

(a) System 1

(b) System 2

$\bigcirc$ In $\bigcirc$ In or Ga $\odot$ As $\otimes$ P

(Smaller symbols are for underlying sites)

Fig. 4 Schematic drawing of the calculating system for the case of InGaAs adsorbed at the edge of the two-monolayer step: (a) on the substrate, (b) on the disordered InGaAs.

Fig. 5 Configuration energy gain as a function of degree of order in two systems. System 1 is the InGaAs on the substrate. System 2 is the InGaAs on the disordered InGaAs.

から、規則度の増加に伴って系 1 および系 2 の配位エネルギーが減少していることがわかる。系 1 および系 2 で CuAu-I 型規則構造が安定化する原因は以下のように説明できる。Fig. 6 に、 $S=1.0$ の場合の系 1 の 2 段ステップ近傍における原子の平衡位置を示す。ここで、メッシュの交点は InP 基板に整合した格子位置を表している。2 段ステップ端の V1 および V2 で示している As 原子を見ると、InP 基板に整合した位置と比較して、それぞれ矢印方向に変位していることがわかる。これらの As 原子の変位によって、G と V1 および G と V2 サイトが近づき、G サイトが占め得る空間が狭くなる。G サイトを占有する原子が In であっても、V1 および V2 サイトの As 原子は G サイトを狭くする方向に変位する。空間的に狭くなったⅢ族サイト(G サイト)は原子半径の大きな In (0.144 nm) よりも小さな Ga (0.126 nm) を好む傾向にある。一方、上段のⅢ族サイト(I サイト)は、表面方向([110]方向)に空間的な広がりを持っており、周囲の As 原子が変位しても I サイトが占め得る空間はあまり制限されないため、I サイトは特定の原子を好むことはない。これらの傾向は、基板表面だけでなく混晶表面(成長表面)の 2 段ステップ端においても見られる。すなわち、Ga:In=1:1 組成の場合、成長表面の 2 段ステップ端では下段および上段のⅢ族サイトをそれぞれ Ga と In が占有し、CuAu-I 型規則構造の副単位胞が形成されると系が安定化する。以上の考察から、成長表面の 2 段ステップ近傍で CuAu-I 型規則構造の副単位胞が安定化する原因が定性的に説明できる。以下に、この系における規則構造の安定性を議論する。

系 1 および系 2 では、ステップ端に成長する InGaAs 混晶が規則状態あるいは不規則状態のいずれであっても、第一隣接の異種原子対数は同じなので、規則化エネルギーを式(9)の形で定義できない。そこで、この系の規則化エネルギー ν を $S=0.0$ と 1.0 の系におけるエピ層のⅢ族原子 1 個あたりの配位エネルギーの差として定義すると、系 1 および

系 2 における規則化エネルギーはそれぞれ -24 , -21 meV と見積もられる。これらの値は界面形成による規則構造形成モデルの -5.2 meV よりも 1 桁大きくなっており、CuAu-I 型規則構造の形成によって大きなエネルギー利得が得られることがわかる。すなわち、(001)面のように特殊な表面再構成構造が出現しない(110)面成長の場合でも、表面ステップの存在が系の規則構造の形成に大きく寄与していることを示している。ここで得られた規則化エネルギーの値を式(10)に代入すると、 $T_c \sim 340, 320$ K となり、これらは実験から期待される温度(700 K)より依然として低い値である。しかし、式(10)はバルク状態の規則構造について導出されたものであるため、結晶表面の原子ステップ端近傍でのみ規則化が進行する場合における T_c と ν の関係についての議論にそのままの形で適用することはできない。また、実際のエピタキシャル成長では構成原子が成長表面上を移動し、ポテンシャルの低いサイトに次々に吸着が起ることで結晶成長が進行するので、成長表面における各構成元素のふるまいを詳細に調べることも必要である。現在、我々は成長表面上の各構成元素の移動を考慮した規則構造形成モデルの構築を行っている。

IV. 結 言

原子間ポテンシャルを用いた理論的な解析により、(110)InP 基板上に成長させた InGaAs 混晶の CuAu-I 型規則化について、以下の結果を得た。

(1) エピタキシャル成長層における CuAu-I 型規則構造の安定性について検討した結果、バルク状態では出現しない CuAu-I 型規則構造が成長層では安定となる傾向が示された。しかし、成長層における規則化エネルギーは、実際の成長温度域で系を規則化させるほど大きくなかった。

(2) 成長表面の 2 段ステップ近傍における CuAu-I 型規則構造の安定性を検討した結果、(001)表面のような特殊な表面再構成構造が出現しない(110)面成長の場合でも、成長表面の 2 段ステップ近傍で CuAu-I 型規則化により大きなエネルギー利得が得られることを見出した。これは、2 段ステップ近傍において規則化が進行する可能性があることを示唆している。

今後は成長過程に即した、構成原子の移動、吸着過程をも考慮した理論的解析方法の確立を図る。

本研究は、日本学術振興会未来開拓学術推進事業「原子スケール表面・界面のダイナミクス」および文部省科学研究費補助金特定領域研究「材料組織制御をめざした相変態の微視的機構の解明」(No. 09242106)からの援助を受けていることを記し、謝意を表す。

文 献

(1) T. S. Kuan, W. I. Wang and E. L. Wilkie: Appl. Phys. Lett.,

Fig. 6 Locations of the components near the two-monolayer step in system 1.

- 51(1987), 51-53.
- (2) A. Gomyo, M. Sumino, I. Hino and T. Suzuki: Jpn. J. Appl. Phys., **34**(1995), L469-L472.
- (3) A. Gomyo, K. Makita, I. Hino and T. Suzuki: J. Cryst. Growth, **150**(1995), 533-538.
- (4) R. Osório, J. E. Bernard, S. Froyen and A. Zunger: Phys. Rev., **B45**(1992), 11173-11191.
- (5) A. Gomyo, K. Makita, I. Hino and T. Suzuki: Phys. Rev. Lett., **72**(1994), 673-676.
- (6) M. Ishimaru, S. Matsumura, N. Kuwano and K. Oki: J. Appl. Phys., **77**(1995), 2370-2374.
- (7) M. Ishimaru, S. Matsumura, N. Kuwano and K. Oki: Phys. Rev., **B51**(1995), 9707-9714.
- (8) O. Ueda, Y. Nakata and T. Fujii: Appl. Phys. Lett., **58**(1991), 705-707.
- (9) O. Ueda, Y. Nakata and S. Muto: J. Cryst. Growth., **150**(1995), 523-527.
- (10) T. Ito, K. E. Khor and S. Das Sarma: Phys. Rev., **B40**(1989), 9715-9722.
- (11) T. Ito: J. Appl. Phys., **77**(1995), 4845-4886.
- (12) T. Ito and K. Shiraishi: Jpn. J. Appl. Phys., **37**(1998), 4234-4243.
- (13) T. Ito and K. Shiraishi: Jpn. J. Appl. Phys., **36**(1997), L1525-L1527.
- (14) C. Kittel: *Introduction to Solid State Physics*-7th ed., John Wilkey & Sons Inc., America, (1996), pp. 55-95.
- (15) 平林 真, 岩崎 博: 規則格子と規則不規則変態, 金属学新書, (1967), pp. 26-44.
- (16) D. de Fontaine: Solid State Phys., **34**(1979), 73-273.