貴金属基擬2元系 BCC合金の規則化と相分離

可 知 祐 次* 村 上 勇 一 郎** 中 西 典 彦***

1. は じ め に

一般に合金において2種の原子対の間の相互作用エネルギーが負の場合は異種原子が隣接原子対を作る方がエネルギー的に有効であるので規則格子を生成し(オーダーリング型)、正の場合は同種原子が隣接原子対を作る方が有利であるので2相に分離する(クラスタリング型)傾向を持つことが知られている。最近になってCu-Zn, Fe-Al, Fe-Siなどのbcc合金において規則化と相分離が同時に起こる系が見いだされ、規則化と相分離は全く別々に起こる現象ではないことがしだいに明らかにされている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。貴金属基のbcc合金(いわゆる β 相合金)は形状記憶合金として注目されているが、Cu-Zn合金でスピノーダル分解が見いだされたこと⁽⁴⁾は、これら形状記憶合金の中にも規則化とスピノーダル分解が起こる可能性があることを示唆している。

貴金属基3元bcc合金の中には、Au-Cu-Zn⁽⁵⁾、Au-Ag-Cd⁽⁶⁾合金のようにB2型および $L2_1$ 型規則構造をもつ合金系や、Cu-Mn-Al合金⁽⁷⁾のようにB2および $L2_1$ (または DO_3)型規則化とスピノーダル分解が起こるような合金系、Ag-Cu-Zn合金⁽⁸⁾のようにB2型規則化とスピノーダル分解が同時に起こる合金系などの数多くの状態図が最近多くの研究者により報告されている。ここでB2型構造はbccの第1隣接原子対間で規則的に原子が配列する場合であり、 $L2_1$ および DO_3 型構造は第1隣接原子対間のみならず第2隣接原子対間でも規則化が起こった構造である⁽⁵⁾⁻⁽⁹⁾。

β 相合金の中には形状記憶合金として低温側でマルテ

ンサイト変態を起こす合金系も存在するが⁽⁹⁾、マルテンサイト型変態温度については文献を示すのみにとどめ、この小文では主として高温における規則-不規則変態やスピノーダル分解が現われる温度領域における状態図を中心にまとめた。さらにこれらの状態図が生成する原因を明らかにするため、合金の自由エネルギーを原子対相互作用を考慮に入れて計算し、合金の規則化と安定性の関係を解析した結果についても紹介する。

2. 3元bcc合金の状態図

3元bcc合金の状態図は広根、Meijering, de Fontaineら⁽¹⁰⁾⁻⁽¹³⁾により理論的に取扱われている。Meijeringは3組の原子対の規則化エネルギーの符号およびそれらの大小関係により3元bcc合金を8つのグループに分けている⁽¹¹⁾⁽¹³⁾。例えば、3組の規則化エネルギーがすべて負の場合には全率固溶の場合と3元状態図の中央付近で相分離が起こる場合があり、さらに3組の規則化エネルギーのうち2つが負、1つが正であれば、相分離が広い組成領域で起こることが示されている。このような状態図の実例は未知であったが、最近貴金属基の3元 β 相合金の状態図が明らかにされるにつれ、このような種々の型の状態図が存在することがわかった。そこで規則化と相分離に注目して状態図を以下の4つのグループに分類し、各々の例を示す。

(1) B2および $L2_1$ (または DO_3)型規則化のみが起こる系

$Au_xCu_{55-x}Zn_{45}$ 合金の状態図を図1に示す⁽⁵⁾⁽¹⁴⁾。高温から順にbcc, B2および $L2_1$ 型構造が現われる。B2型構造の臨界温度 T_{c1} はAu濃度の増加とともにわずかに低下し、Au濃度約9原子%組成で極小となった後、Au濃度がさらに増加すると上昇する。 $L2_1$ 型構造の臨界温度 T_{c2} の組成依存性はAu濃度約25原子%付近で極大を示す。Zn濃度が増加した場合、 T_{c1} は上昇し、 T_{c2} は低下する傾向が現われる⁽¹⁵⁾。この合金系を室温で電子線回折により研究した結果、変調構造は観察されなかった。スピノーダル分解の可能性はこの系ではな

* 京都大学教授; 理学部化学科

** 京都大学助手; 理学部化学科(現在: 三菱重工業株式会社長崎研究所)

*** 甲南大学教授; 理学部化学科

Ordering and Phase Separation in the Noble Metal-base Quasibinary BCC Alloys; Sukeji Kachi*, Yuichiro Murakami**, Norihiko Nakanishi*** (*Faculty of Sci., Kyoto Univ., Kyoto, **Nagasaki Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries Ltd., Nagasaki, ***Faculty of Sci., Konan Univ., Kobe)

Keywords: phase diagram, ordering, phase separation, spinodal decomposition, order-disorder transformation, noble metal alloys, body-centered cubic alloys

1984年10月20日受理

図 1 $\text{Au}_x\text{Cu}_{55-x}\text{Zn}_{45}$ 合金の状態図⁽⁶⁾. T_{c1} および T_{c2} はそれぞれ CsCl 型 (B2) および ホイスラー型 (L_{21}) 構造の臨界温度である.

いと考えられる. なお室温付近に存在するマルテンサイト型変態温度については文献 (5) に示されている. ホイスラー合金における原子の拡散機構や規則化の速度論的研究はまだ非常に少ない. AuCuZn_2 合金では L_{21} 型規則化は高温からの急冷によっても阻止できないことが示されている⁽¹⁶⁾.

$\text{Au}_x\text{Ag}_{50-x}\text{Zn}_{50}$ 合金の状態図を図 2 に示す⁽¹⁷⁾. T_{c1} は Au 濃度の増加とともに単調に上昇する. T_{c2} の組成依存性は Au 濃度 25 原子 % 付近で極大を示す. $\text{Ag}_{50}\text{Zn}_{50}$ 2 元合金では低温側で ζ 相が存在するが, 3 元系では Au 濃度が約 3 原子 % 以上になると ζ 相は不安定となり, B2 型構造の相が現われる⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾. AuAgZn_2 合金における L_{21} 型規則化は高温からの急冷で部分的に阻止される⁽¹⁶⁾. この合金の時効による L_{21} 型規則度の増加速度を測定することにより, L_{21} 型規則化の活性化エネルギーは約 46 kJ/mol であることが報告されている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾.

Au-Ag-Cd 合金においても B2 および L_{21} 型規則構造が存在し, それらの臨界温度 T_{c1} および T_{c2} が中西, Muldower ら⁽⁶⁾⁽²²⁾⁽²³⁾ により測定されている. Au-Ag-Cd 系の高温における状態図は Au-Ag-Zn 系の状態図と良く似ているので省略した. Au-Ag-Cd 系合金のマルテンサイト型変態温度については文献 (6), (22) を参照されたい.

$\text{Ag}_{50}\text{Zn}_{50-x}\text{Mg}_x$ 合金の状態図を図 3 に示す⁽²⁴⁾. ζ 相は Mg 濃度が約 3% 以上になると消失し, T_{c1} は Mg 濃度の増加とともに上昇する. また T_{c2} の組成依存性は Mg 濃度約 23 原子 % 付近で極大となっている.

$\text{Ag}_{50}\text{Cd}_{50-x}\text{Mg}_x$ 合金の状態図は松尾ら⁽²⁵⁾ により研究されているが, 図 3 に示した Ag-Zn-Mg 系の状態図と似ているので省略した. Ag_2ZnMg および Ag_2CdMg 合金は 2 価金属が第 2 隣接原子対間で規則的に配列するこ

図 2 $\text{Au}_x\text{Ag}_{50-x}\text{Zn}_{50}$ 合金の状態図⁽¹⁷⁾. ζ は六方晶構造の相を示す.

図 3 $\text{Ag}_{50}\text{Zn}_{50-x}\text{Mg}_x$ 合金の状態図⁽²⁴⁾.

図 4 $\text{Cu}_{76}\text{Al}_{24}\text{-Cu}_{52}\text{Zn}_{48}$ 擬 2 元合金の状態図⁽²⁶⁾. Zn 濃度 10 原子 % 以下の領域の T_c は未確定である⁽²⁷⁾.

とによりできた $L2_1$ 型構造をもつ。

形状記憶合金として重要な $\text{Cu}_{75}\text{Al}_{25}$ - $\text{Cu}_{52}\text{Zn}_{48}$ 擬 2 元合金の状態図を図 4 に示す⁽²⁶⁾。Zn 濃度約 30 原子% 以下の組成領域では B2 および DO_3 型構造が、それ以上の領域では B2 型構造が存在する⁽²⁷⁾。この合金のマルテンサイト型変態温度については、例えば文献 (28) 参照のこと。

(2) B2 および $L2_1$ (または DO_3) 型規則化と相分離が同時に起こる系

$\text{Cu}_{75-x}\text{Mn}_x\text{Al}_{25}$ 合金の状態図を図 5 に示す⁽⁷⁾。この合金系では高温から順に bcc, B2 および $L2_1$ (または DO_3) 型構造が現われ、さらに 650 K 以下の温度では Cu_3Al 側組成と Cu_2MnAl 側組成に相分離を起こす。 T_{c1} および T_{c2} はいずれも Mn 濃度の増加とともにわずかに上昇する傾向を持っている⁽²⁹⁾。 Cu - Mn - Al 合金のマルテンサイト型変態温度と相分離の関係は杉野、久保ら⁽³⁰⁾⁽³¹⁾により研究されている。

図 5 $\text{Cu}_{75-x}\text{Mn}_x\text{Al}_{25}$ 合金の状態図⁽⁷⁾。

Au - Ag - Zn 合金の場合、約 250 K よりも低温でスピノーダル分解が起こる可能性が理論的に指摘されている⁽³²⁾。しかしながら実験的には確認されないため、 Au - Ag - Zn 合金において $L2_1$ 型規則化とスピノーダル分解が同時に起こる可能性についてはまだ結論できない。

(3) B2 型規則化のみが起こる系

Au - Cd , Au - Mg , Au - Zn などの 2 元系 β 相合金は融点直下で既に B2 型構造を持つ。これらの合金を組み合わせた $\text{Au}_{50}\text{Cd}_{50-x}\text{Mg}_x$, $\text{Au}_{50}\text{Cd}_{50-x}\text{Zn}_x$ 擬 2 元系合金は B2 型構造を持つことが報告されているが⁽³³⁾、融点直下で既に規則構造を持っていると思われるので、状態図については省略した。

$\text{Ag}_{50}\text{Cd}_{50-x}\text{Zn}_x$ 系では高温から急冷した場合、B2 型の規則構造を持つ相が得られるが、平衡状態図では ζ 相 (hcp) が広い組成範囲にわたり存在している⁽²⁵⁾⁽³⁴⁾。その

状態図については複雑であるので省略した。

$\text{Cu}_{50-x}\text{Zn}_{50}\text{Ni}_x$ 合金の状態図の一部を図 6 に示す⁽³⁵⁾。この系では bcc および B2 型構造が存在し、 T_{c1} は Ni 濃度の増加とともに上昇する。 $\text{Ni}_{50}\text{Zn}_{50}$ 合金は融点直下で既に B2 型構造を持つ。なお Ni 濃度約 33 原子% 以上の領域で存在する AuCu I 型正方晶構造のマルテンサイト型変態温度については志水ら⁽³⁵⁾により報告されている。

図 6 $\text{Cu}_{50-x}\text{Zn}_{50}\text{Ni}_x$ 合金の状態図⁽³⁵⁾。

(4) B2 型規則化と相分離が同時に起こる系

$\text{Ag}_x\text{Cu}_{55-x}\text{Zn}_{45}$ 合金の状態図を図 7 に示す⁽⁸⁾。この合金系では bcc および B2 型構造が存在し、B2 型規則化とスピノーダル分解が同時に起こる。図 7 に示した大きい黒丸、白丸および黒白の丸印はそれぞれ変調構造、まだら組織および両者の混在が観察された温度領域である。スピノーダル温度 T_s の組成依存性は鎖線で示したように Ag 濃度約 25 原子% 付近で極大となっている。B2 構造の臨界温度 T_{c1} は Ag 濃度の増加とともに低く

図 7 $\text{Ag}_x\text{Cu}_{55-x}\text{Zn}_{45}$ 合金の状態図⁽⁸⁾。 T_s : スピノーダル温度, L: 液体, ζ : 六方晶, α : fcc (Cu の固溶体), α' : fcc (Ag の固溶体)。

なるが、相分離が起こっている領域では組成に依存せずほぼ一定となっている。約 690 K よりも高温側では bcc 構造の中で相分離が起こり、それより低温側では B2 型規則構造の中で相分離が起こる。しかしながら約 600 K よりも低温側で時効すると平衡状態としての Cu の 1 次固溶体である α 相 (fcc) または Ag の固溶体である α' 相 (fcc) が析出するので、非常に複雑な組織が観察される⁽⁸⁾。なお Zn 濃度が増加すると相分離が起こる組成領域はせまくなる傾向がある⁽⁸⁾。電子顕微鏡により観察された Ag-Cu-Zn 合金の微細構造の例を以下に示す。

823 K から急冷した $\text{Ag}_{20}\text{Cu}_{35}\text{Zn}_{45}$ 合金の $[001]_{\text{B2}}$ 方向から撮った明視野像を図 8 に示す⁽⁸⁾。図 8 では $\langle 100 \rangle_{\text{B2}}$ 方向に濃度変調をもつ変調構造が見られ、合金が高 Cu 濃度域と低 Cu 濃度域 (したがって高 Ag 濃度域) にスピノードル分解を起こしたものと考えられる。この試料の電子線回折図形では B2 構造の回折斑点以外に Cu の 1 次固溶体である fcc 構造の α 相析出粒子による余分な回折斑点が見られた。この合金では濃度変調の波長は急冷した試料でもかなり大きくなっているため、濃度変調の波長の温度依存性からスピノードル温度を正確に決定する方法を適応することは困難であると思われる⁽⁸⁾。相分離の共軛線の方向は今のところ不明である。

図 8 823 K から急冷した $\text{Ag}_{20}\text{Cu}_{35}\text{Zn}_{45}$ 合金の $[001]_{\text{B2}}$ 方向から撮った明視野像⁽⁸⁾。

723 K から急冷した $\text{Ag}_8\text{Cu}_{45}\text{Zn}_{47}$ 合金の $[011]_{\text{B2}}$ 方向から撮った明視野像および電子線回折図形を図 9 に示す⁽³⁶⁾。3 万倍程度の倍率で撮ったこの合金の明視野像ではまだ組織が見えるのみであるが、高倍率の写真で見るとすじ状の組織が見られる。電子線回折図形には $[100]_{\text{B2}}$ 方向にストリークが見られる。そこで図 9 に示したすじ状のコントラストは長さ約 15 nm の G.P. ゾーンによると考えられる。一般にスピノードル線よりもすぐ外側の領域でも 2 相に分離した方が自由エネルギーが低くなるので、この領域では核生成および成長機構により相分離を起こそうとする傾向が存在する⁽³⁷⁾。 $\text{Ag}_8\text{Cu}_{45}\text{Zn}_{47}$ 合金の場合、急冷した状態で Cu 原子が局所

図 9 723 K から急冷した $\text{Ag}_8\text{Cu}_{45}\text{Zn}_{47}$ 合金の $[011]_{\text{B2}}$ 方向から撮った明視野像と電子線回折図形⁽³⁶⁾。

的に集合し、Cu 濃度の高い領域 (すなわち G.P. ゾーン) を生成していると考えられる。なおスピノードル線よりもかなり高温の 823 K から急冷した試料ではこのような組織はみられず、高温では完全に固溶していると考えられる。図 9 に示した $\text{Ag}_8\text{Cu}_{45}\text{Zn}_{47}$ 合金を 433 K で 432 ks 時効した場合、電子線回折図形には $\langle 100 \rangle_{\text{B2}}$ ストリーク以外に α 相析出粒子による余分な回折斑点が現われる。このことは低温時効により G.P. ゾーンは消滅し、安定相である α 相析出粒子がしだいに生成、成長するためと考えられる⁽³⁶⁾。このように Ag-Cu-Zn 合金の場合、スピノードル線の内側ではスピノードル分解により相分離が起こり変調構造を生成するが、スピノードル線のすぐ外側では G.P. ゾーンを生成することにより分解が進むと考えられる。

$\text{Cu}_{50}\text{Zn}_{50-x}\text{Mn}_x$ 合金の状態図は権田ら⁽³⁸⁾により研究されている。B2 構造の T_{el} は Mn 濃度の増加とともに降下するが、Mn 濃度約 7.7 原子% 以上では他の相の析出がみられるので、状態図の詳細については省略する。

3. 3 元 bcc 合金の安定性の熱力学的解析

3 元 bcc 合金において 3 種の原子の組み合わせ方により、第 1 および第 2 隣接原子対間で規則化が起こる場合やスピノードル分解による相分離が起こる場合があることが実験的に明らかにされた。そこで原子対間の相互作用エネルギーを計算し、局所的な濃度のゆらぎに対して系が安定であるかどうかを解析する必要がある⁽¹²⁾。規則化と相分離を同時に取り扱えるように de Fontaine の方法に従って化学および弾性自由エネルギーを考慮して 3 元合金の自由エネルギーをフーリエ空間で計算する方法が便利である⁽¹³⁾⁽³⁹⁾。

一般に 3 元 bcc 合金の安定 - 不安定境界温度 T_e は次式で与えられる⁽³⁹⁾。

$$kT_c = H \pm (H^2 + Lc_1c_2c_3)^{0.5}, \quad (1)$$

ここで, $H = \Omega_{12}c_1c_2 + \Omega_{23}c_2c_3 + \Omega_{31}c_3c_1$,

$$L = \Omega_{12}^2 + \Omega_{23}^2 + \Omega_{31}^2 - 2\Omega_{12}\Omega_{23} - 2\Omega_{23}\Omega_{31} - 2\Omega_{31}\Omega_{12}. \quad (2)$$

c_n ($n=1, 2, 3$) は第 n 元素のモル分率を示す. Ω_{ij} は i - j 原子対の全相互作用エネルギーのフーリエ変換で, 次式で与えられる.

B2 型規則化の時

$$\Omega_{ij} = \omega_{ij}(0) - 8\omega_{ij}(1) + 6\omega_{ij}(2), \quad (3)$$

L2₁ 型規則化の時

$$\Omega_{ij} = \omega_{ij}(0) - 6\omega_{ij}(2), \quad (4)$$

スピノードル分解の時

$$\Omega_{ij} = \omega_{ij}(0) + 8\omega_{ij}(1) + 6\omega_{ij}(2). \quad (5)$$

ここで $\omega_{ij}(n)$ は第 n 隣接 i - j 原子対の相互作用パラメータである. この値を仮定することにより T_{c1} , T_{c2} および T_s の組成依存性が計算される.

代表的な 3 元 bcc 合金である Au-Cu-Zn, Au-Ag-Zn および Ag-Cu-Zn 合金の状態図を説明するため, 例えば表 1 に示したパラメータを仮定し, 各合金系における T_{c1} , T_{c2} および T_s の組成依存性を解析した結果をそれぞれ図 10, 図 11 および図 12 に示す.

Au_xCu_{55-x}Zn₄₅ 合金においては図 10 に示したように

表 1 計算に使用した第 n 近接 i - j 原子対の相互作用エネルギーの値.

i-j 原 子 対	$\omega_{ij}(0)/K$	$\omega_{ij}(1)/K$	$\omega_{ij}(2)/K$
AuZn	-580	-45	-430
AgZn	-556	-211	-359.4
CuZn	-498	-38	-214.6
AuCu	-2464	-775	-25.7
AuAg	-2876	-385	-74
AgCu	1740	185	23.4

図 10 Au_xCu_{55-x}Zn₄₅ 合金における T_{c1} および T_{c2} の組成依存性の計算結果と実験との比較.

図 11 Au_xAg_{50-x}Zn₅₀ 合金における T_{c1} および T_{c2} の組成依存性の計算結果と実験との比較.

図 12 Ag_xCu_{55-x}Zn₄₅ 合金における T_{c1} および T_s の組成依存性の計算結果と実験との比較. 黒丸は T_{c1} , 白丸は T_s の実験結果を示す. 実線は計算結果, 点線は相分離がない時の T_{c1} の計算結果である. 白丸上の縦線は T_s の見積り誤差を示す.

T_{c1} の組成依存性は下に凸の曲線で, Au 濃度約 9 原子% で極小となっている. T_{c2} は Au 濃度約 24 原子% で極大を示す. Au_xAg_{50-x}Zn₅₀ 合金では図 11 に示したように, T_{c1} は Au の増加とともに単調に増加し, T_{c2} は Au 濃度約 25 原子% 組成で極大となる. 計算結果は実験により得られた状態図を良く説明している. T_{c1} の組成依存性の計算結果はいずれの合金系においても完全には実験結果と一致していないが, これは原子対の相互作用パラメータをすべての 3 元合金において同じ値に選んだためである. T_{c1} の組成依存性は Au-Cu-Zn 系では極小値をもつ下に凸の曲線, Au-Ag-Zn 系では単調増加の曲線となる. これは Au-Cu 原子対の全相互作用エネルギー

— Ω_{ij} が Au-Ag 原子対の値よりも小さい(その絶対値は大きい)ためである。このことは Bragg-Williams 近似による以前の解析で指摘されている通りである⁽¹⁵⁾。

$\text{Ag}_{25}\text{Cu}_{55-x}\text{Zn}_{45}$ 合金では T_{c1} の組成依存性は図 12 に示したように上に凸の曲線となり、 T_s は Ag 濃度約 25 原子%で極大を示している。しかも Ag 25 原子%組成では T_s は T_c よりも高い。これらは Ag と Cu の相互作用がクラスタリング型であることに起因している。この合金系では相分離が起こる領域では T_{c1} は組成にあまり依存せずほとんど一定であった。このことは相分離が T_{c1} の組成依存性に影響をおよぼしていることを示している。状態図では T_{c1} と T_s の組成依存性を示す曲線は互に交差しているので、規則化と相分離が互に影響をおよぼしていることが予想され、今後はそれらを同時に考慮した理論的取扱いが必要であると思われる⁽³⁾⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾。
 AuCuZn_2 , AuAgZn_2 および AgCuZn_2 組成における T_{c1} , T_{c2} および T_s の計算結果を比較して表 2 に示す。

表 2 AuCuZn_2 , AuAgZn_2 , AgCuZn_2 合金における B2 型および L_{21} 型構造の臨界温度 (T_{c1} および T_{c2}) とスピノーダル温度 (T_s) の計算結果の比較。

合 金	T_{c1}/K	T_{c2}/K	T_s/K
AuCuZn_2	970	596	—
AuAgZn_2	1028	600	—
AgCuZn_2	681	—	896

貴金属基 3 元 bcc 合金の状態図は規則化と相分離の現われ方により概略 4 つのグループに分類できる。例えば Au-Cu-Zn などのグループ I では原子対間の規則化エネルギーはすべて負であり、B2 および L_{21} 型規則構造が安定に存在する。Ag-Zn-Cd, Cu-Ni-Zn などのグループ III では Zn-Cd, Cu-Ni 原子対の規則化エネルギーは非常に小さいので B2 型構造のみで、 L_{21} 型規則化は起こらない。Ag-Cu-Zn などのグループ IV では Ag-Cu 原子対の相互作用のみがクラスタリング型であるので規則化と相分離が同時に起こる。グループ II では原子対間の規則化エネルギーはすべて負であるが、低温では相分離が起こる。この場合、合金の安定性は規則化エネルギーの大小関係により影響されると考えられる⁽¹³⁾。このように原子対相互作用の間の相対的な関係が状態図に大きい影響を持つことがわかる。

今後、理論的には 3 元 bcc 合金において規則化と相分離を同時に考慮に入れて解析すること、さらに実験的には変調構造を示す系が他にも存在するかどうかなどを研究する必要があると思われる。終りにこの解説が 3 元 bcc 合金の規則化と安定性を研究するうえで少しでも役立てば幸いである。

文 献

- (1) 宮崎 亨：日本金属学会会報, **19**(1980), 185.
- (2) 久保 紘：日本金属学会会報, **20**(1981), 83.

- (3) 松村 晶, 沖 憲典, 江口鉄男：日本金属学会会報, **23**(1984), 87.
- (4) H.Kubo and C.M.Wayman : Met. Trans., **10A**(1979), 633.
- (5) Y.Murakami, H.Asano, N.Nakanishi and S.Kachi : Japan. J. Appl. Phys., **6**(1967), 1265.
- (6) N.Nakanishi, M.Takano, H.Morimoto, S.Miura and H.Hori : Scripta Met., **12**(1978), 79.
- (7) M.Bouchard and G.Thomas : Acta Met., **23**(1975), 1485.
- (8) Y.Murakami, S.Kachi and N.Nakanishi : Acta Met., **32**(1984), 629.
- (9) H.Warlimont and L.Delaey : Prog. Mater. Sci., **18**(1974), 1.
- (10) T.Hirone and T.Katayama : Sci. Rep. Tohoku Univ., **30**(1949), 109.
- (11) J.L.Meijering : Philips Res. Rep., **5**(1950), 333.
- (12) D.de Fontaine : Sol. Stat. Phys., **34**(1979), 73.
- (13) 村上正紀：日本金属学会会報, **12**(1973), 775.
- (14) Y.Murakami, N.Nakanishi and S.Kachi : Acta Met., **19**(1971), 93.
- (15) Y.Murakami, S.Kachi, N.Nakanishi and H.Takehara : Acta Met., **19**(1971), 97.
- (16) L.Muldawer : J. Appl. Phys., **37**(1966), 2062.
- (17) M.E.Brooks and R.W.Smith : Scripta Met., **3**(1969), 667.
- (18) L.Muldawer : J. Appl. Phys., **22**(1951), 663.
- (19) M.E.Brooks and R.W.Smith : Trans. Met. Soc. AIME, **242**(1968), 31.
- (20) Y.Murakami, Y.Watanabe and S.Kachi : Trans. JIM, **21**(1980), 708.
- (21) Y.Murakami, Y.Watanabe and S.Kachi : Trans. JIM, **21**(1980), 714.
- (22) F.Rothwalf and L.Muldawer : J. Appl. Phys., **33**(1962), 2531.
- (23) L.Muldawer : Acta Met., **2**(1954), 555.
- (24) Y.Matsuo, S.Minagawa and K.Katada : Acta Met., **25**(1977), 1179.
- (25) Y.Matsuo, S.Minagawa and K.Katada : Scripta Met., **12**(1978), 821.
- (26) R.Rapacioli and M.Ahlers : Scripta Met., **11**(1977), 1147.
- (27) S.C.Singh, Y.Murakami and L.Delaey : Scripta Met., **12**(1978), 435.
- (28) L.Delaey : Z. Metallk., **58**(1967), 388.
- (29) J.Soltys : Phys. Stat. Sol. (a), **63**(1981), 401.
- (30) 杉野重明, 中西典彦, 三谷裕康：日本金属学会誌, **29**(1965), 751.
- (31) H.Kubo, A.Miyake and K.Shimizu : Trans. JIM, **24**(1983), 603.
- (32) D.de Fontaine : Phase Transformations-1973, Pergamon Press, Oxford, (1973), p.169.
- (33) Y.Matsuo, S.Minagawa and K.Katada : Trans. JIM, **22**(1981), 367.
- (34) 村上勇一郎, 中西典彦：日本金属学会誌, **38**(1974), 267.
- (35) S.Shimizu, Y.Murakami and S.Kachi : J. Phys. Soc. Japan, **41**(1976), 78.
- (36) 村上勇一郎, 可知祐次, 中西典彦：日本金属学会講演概要, (1984.4月), p.45.
- (37) T.Miyazaki, T.Kozakai, S.Mizuno and M.Doi : Trans. JIM, **24**(1983), 246.
- (38) 権田峰夫, 高橋恒夫, 渡辺久藤：日本金属学会誌, **39**(1975), 939.
- (39) D.de Fontaine : J. Phys. Chem. Sol., **34**(1973), 1285.
- (40) H.Ino : Acta Met., **26**(1978), 827.
- (41) H.Kubo : J. Phys. Chem. Sol., **44**(1983), 323.