Ni₃Fe 単結晶の機械的性質と規則化過程

高 杉 隆 幸* 江 口 立 彦**
吉 田 光 彦*** 和 泉 修*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 53, No. 1 (1989), pp. 34-41

Mechanical Property and Ordering Process of Ni₃Fe Single Crystals

Takayuki Takasugi*, Tatsuhiko Eguchi**, Mitsuhiro Yoshida***
and Osamu Izumi*

Correlations between the tensile mechanical properties and ordering process have been investigated for Ni₃Fe single crystals. Ordering processes were observed by electron microscopy and X-ray diffraction. The ordering process at 743 K observed by electron microscopy showed first the ordered spots of diffraction, then weak contrast of the anti-phase domain (APD), and finally swirllike APD with a size of 50 nm. The critical resolved shear stress (CRSS) first increased gradually, reached a peak, and then decreased to almost a constant value. The increase of CRSS was attributed to the coexistence of the ordered phase matrix and a small amount of the disordered phase. Slip morphology changed from coarse- and band-like to fine as ordering proceeds. Strain hardening in the disordered state was well characterized by well-defined easy glide region and the linear hardening region while that in the fully ordered state showed an exponentially increased hardening rate. It was suggested that the strain hardening in the latter state was due to the interaction between primary slip and microscopically activated secondary slip. Elongation basically did not decrease with proceeding of the ordering but rather increased depending on the tensile orientation of single crystals. Thus, the obtained elongation value depended upon the actually activated primary slip by which the homogeneous deformation was guaranteed regardless of the ordered state or disordered state.

(Received August 22, 1988)

Keywords: Ni₃Fe ordered alloy, anti-phase domain, ordering process, yield stress, strain hardening, elongation, single crystal, mechanical property, tensile test

I. 緒 言

規則合金とは融点以下のある温度で規則-不規則変態を示す合金であり、この合金の結晶学的特徴は長範囲規則度 S あるいは逆位相領域 (APD) 等のパラメータによって特徴づけられる。通常、高温からの水焼入れによりほぼ完全な不規則固溶体を作ること可能であり、これらある温度で等温的に熱処理を加えることによって規則状態を進行させ、最終的にはほぼ完全な規則状態にさせることができる。

これまで、多くの結晶型あるいは合金型について、規則化過程の結晶学的研究が X 線回折、熱分析、電気抵抗分析あるいは電子顕微鏡観察によりなされてきた⁽¹⁾。機械的性質についてみると、硬度および降伏応力と規則化過程と

の関連性についての観察はされてきたが、塑性流動、延性ならびに破壊挙動についての報告はほとんどなされてこなかった。これらは規則合金の機械的性質の全容を知るためにも解明されなければならないものである。

本研究は L1₂ 型 Ni₃Fe 規則合金単結晶の規則化過程に伴う機械的諸性質の変化を系統的に調べるのを目的とする。Ni₃Fe の規則-不規則変態点は 776 K であり⁽²⁾、高透磁率合金として知られているパーマロイの基本成分からなる合金であり実用的にも興味深い。まず、化学量論組成にある (25 at% Fe) 本合金の規則化過程を電子顕微鏡と X 線回折により観察する。続いて、この組成の単結晶を用いて、降伏から破壊までの変形特性の規則状態の進行にともなう変化を明らかにし、結晶構造ならびに組織変化との関連性について検討を加えるものである。

* 東北大学金属材料研究所 (Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)

** 東北大学大学院生、現在：古河電気工業 (株) (Graduate Student, Tohoku University, Sendai. Present address: The Furukawa Electric Co. Ltd., Nikko)

*** 宮城工業高等専門学校材料工学科 (Department of Materials Science and Engineering, Miyagi National College of Technology, Natori)

II. 実験方法

1. 試料の作製および熱処理

試料は非消耗型アルゴン雰囲気アーク溶解炉にて溶製し、素材としては純度 99.95 mass% Ni および純度 99.9 mass% Fe (高純度アトミロン YL) を用いた。

単結晶は高周波加熱炉を用いてアルゴン雰囲気中でアルミナるつぽを使用し、ブリッジマン法で作製した。るつぽの移動速度は 2.8×10^{-3} mm/s である。単結晶インゴットを約 1323 K で 173 ks, 10^{-3} Pa 以下の真空中で均質化熱処理を行なった後、所定の引張り方位にある板状試片をマルチワイヤーソーを用いて切り出した。続いて、放電加工機を用いて標点部 1 mm × 2.5 mm × 14 mm の板状引張り試片を作製した。

作製した板状引張り試片を 10^{-3} Pa 以下の真空中で不透明石英管に封入し、1023 K で約 11 ks のひずみとり焼鈍を施した後、743 K と 723 K で所定の時間規則化熱処理を行なった。一方、不規則状態の引張り試片は同様なひずみとり焼鈍後、823 K で 43 ks の熱処理を施した後直ちに水焼入れして準備した。透過電子顕微鏡観察用薄膜試片はこれらの引張り試片のつかみ部の一部より切り出した。

引張り試験に先立ち、すべての試験片は 10% 硫酸、90% メチルアルコールからなる電解液を用いて研磨し、試料表面のひずみを除去すると共にすべり線解析を容易にした。試料方位は X 線背面反射ラウエ法により正確に測定した。

他方、これとは別に規則化過程を X 線回折により調べるため粉末試料を作製した。先と同様な方法で溶製・均質化熱処理を施したボタンよりエンドミルならびに乳鉢を用いて約 60 μm 以下の粒径からなる粉末試料を作った。これを先と同様な条件下で不透明石英管に封入し、1023 K で 10.8 ks 続いて 823 K で 43.2 ks のひずみとり焼鈍を施した後、743 K と 723 K で所定の時間規則化熱処理を施した。

2. 測定方法

透過電子顕微鏡観察用の薄膜は各試料をエメリー紙で約 0.1 mm 程度の厚さにした後、10% 過塩素酸、45% 酢酸、45% ブトキシ・エタノール電解液を用いて作製した。用いた電子顕微鏡は JEM-100B であり、加速電圧 100 kV で観察した。

規則度の測定は理学電機製 X 線回折装置を用いて FeKα 線により行った。回折線の強度は (200) 基本線と (100) 超格子線についてステップ・スキャン法により測定した。ステップ幅は 0.05 度ごと、各 100 s 間測定した。格子定数は CuKα 線により同じ X 線回折装置を用いて 2~3 個の高指数面の角度 θ を求め外挿法により求めた。

引張り試験はインストロン型引張り試験機を用いて大気中室温で破断まで変形を加えることによって行った。初期

ひずみ速度は 6.4×10^{-4} s⁻¹ である。すべり線観察は 743 K で規則化熱処理を施した試料について、所定のひずみ量を加えたものについて行った。すべり面の決定は二面からなるすべり線トレースより求めた。

III. 実験結果および考察

1. 規則化過程

Fig.1 は 743 K で規則化熱処理を施した試料の薄膜試片を観察した組織写真の例を示したものである。(a) は 2.9×10^4 s (8 h) の規則化処理を施したものを明視野で、(b), (c), (d) はそれぞれ 1.7×10^5 s (48 h), 1.04×10^6 s (288 h), 3.6×10^6 s (1000 h) の規則化処理を施したものを暗視野で観察したものである。いずれの組織写真にもこの領域からの電子回折斑点を一緒に示してある。

Fig.1 では、 2.9×10^4 s の規則化処理を施した試料からは超格子 (100) 回折点は認められなく、組織も明瞭なコントラストが見られなかった。 1.7×10^5 s の規則化処理を施した試料では (100) 回折点が出現し規則化が進んでいたが、組織コントラストは依然として明瞭でなく APD を明確に特定することができなかった。更に規則化が進んだ 1.04×10^6 s の時間では約 20 nm の粒からなる APD が、そして 3.6×10^6 s では約 50 nm からなる APD を観察した。幾つかの試料そして異なった視野を観察する限り、形成された APD の形態と形状は均質一様であった。

Fig.1(c)(d) で認められる APD はいわゆる swirl-like であり、その境界はこれといった特定の結晶面に沿うことはなかった。既に報告されている幾つかの実験結果⁽³⁾⁻⁽⁶⁾ も典型的な swirl-like APD を示し本実験結果と異なることはない。しかしながら、APD 寸法については規則化温度ならびに組成が異なるため直接比較することができなかった。

Fig.2 は 743 K と 723 K で規則化熱処理をした時の格子定数 (a) と長範囲規則度 S (b) の変化をプロットしたものである。この合金が完全に規則化したときの I_{100}/I_{200} は 1.99×10^{-2} と計算されるので†、各試料の長範囲規則度 S は測定した積分強度比 $[I_{100}/I_{200}]_{\text{exp}}$ を用いて、

$$S^2 = [I_{100}/I_{200}]_{\text{exp}} / 1.99 \times 10^{-2}$$

の関係式より算出した。また、Fig.2(b) には参考のため、27.4 at% Fe の合金組成について Morris 等⁽⁴⁾ によって同じく X 線的手法によって求めた長範囲規則度 S の値が示される。長範囲規則度 S についてみると、いずれの規則化熱処理温度でも規則化早期より高い値 (0.5 以上) を示し、時間の経過と共にしだいに上昇し、やがて 1.0 に近い値を示す傾向を示した。低温での規則化熱処理は始め低い長範囲規則度を示すが、やがて高温での規則化熱処理を施したもののより高い値を示すようになった。また、27.4 at% Fe

† 計算では温度因子を除いて、ローレンツ因子、吸収端効果が考慮されている。

Fig.1 (a) Bright field and (b-d) dark field electron micrographs and selected diffraction patterns of Ni_3Fe single crystals annealed at 743 K for (a) 2.9×10^4 s, (b) 1.7×10^5 s, (c) 1.04×10^6 s and (d) 3.6×10^6 s. Dark field was taken from the (100) superlattice spot.

Fig.2 Variation of (a) lattice parameter and (b) long range order parameter S in 25 at% Fe alloy with annealing time at 743 K and 723 K. Note that long range order parameter S in 27.4 at% Fe alloy measured by Morris *et al.*⁽⁴⁾ is included.

合金組成のものと比較すると規則化速度は遅かった。

次に格子定数についてみると、著しい変化は 10^4 s よりも短い時間領域で生じており、長範囲規則度 S が比較的大きく変化する時間領域では格子定数はほぼ一定の値を示していた。十分に規則化した試料の格子定数は低温で規則

化処理をほどこしたもののほど小さく、長範囲規則度 S のそれとよく対応していた。

2. 機械的性質と規則化過程

機械的性質は Fig.3 に示される 3 つの引張り軸方位を有する試料(以下ではおのおの A, B, C 方位と呼ぶ)について観察を行った。各方位の変形に関する各種結晶方位パラメータの値が Table 1 に示される。

(1) 降伏応力と規則化過程

Fig.4 は降伏応力を (111) $[\bar{1}01]$ すべりに分解して求めた

Fig.3 Tensile axis of Ni_3Fe single crystals used in this study.

Table 1 Crystallographic parameters of Ni₃Fe single crystals used in this study.

Orientation	(111)[$\bar{1}$ 01]	Schmid factor	
		($\bar{1}\bar{1}$ 1)[011]	($\bar{1}\bar{1}$ 1)[011]/(111)[$\bar{1}$ 01]
A	0.451	0.354	0.785
B	0.422	0.405	0.960
C	0.493	0.444	0.901

Fig.4 Variation of CRSS on (111) [$\bar{1}$ 01] with annealing time at (a) 743 K and (b) 723 K, respectively.

臨界分解せん断応力(CRSS)の規則化熱処理依存性をおのおの 743 K(a)と 723 K(b)で観察したものである。CRSS はいずれの方位そして規則化温度でもはじめゆるやかに上昇しながらピークを示し、やがて減少し一定値になる傾向を示した。ピーク値は高温で規則化処理を施したもののほど短時間で出現した。このような時効硬化挙動はこの規則合金の多結晶⁽⁶⁾⁻⁽⁹⁾ならびに単結晶⁽¹⁰⁾について既に報告されている結果と同様である。ところで、各方位の CRSS はおおむね一定の値を示しながら変化した、ピーク近傍で実験誤差とは考えがたい異方性も認められた。

規則合金の降伏応力を支配する機構について従来幾つかの考えが提案され、Ni₃Fe についても検討されてきた。それらは、(1)APD 境界による強化機構⁽⁶⁾、(2)単一転位運動から超転位運動への遷移による強化機構⁽¹¹⁾、(3)規則相と不規則相領域の混在による強化機構⁽⁹⁾、等である。従

来、これらの強化機構に関与する規則化過程の観察は X 線回折によるものが多く、APD の形態と寸法等の評価に関して必ずしも十分でなかった。

(1) の機構に依れば、APD サイズが 4~10 nm でピークの最大値が予想される。本合金で観察した 743 K でピーク値を示す時間(約 1.7×10^5 s)での電子顕微鏡による組織観察(Fig.1(b))は明瞭な APD 境界を特定する事ができず、それゆえ APD 境界による強化機構は考え難い。次に、(2)の強化機構に依れば、長範囲規則度 S が 0.2~0.7 の範囲でピーク値をとることが報告されている⁽¹²⁾。本合金でのピーク値での(743 K, $\sim 1.7 \times 10^5$ s)長範囲規則度 S は 0.7 以上の値を示し、この説もまた考え難いことになる。743 K で降伏応力のピーク値を示した時間での規則化状態に関する電子顕微鏡による組織の特徴(Fig.1(b))と長範囲規則度 S (Fig.2(b))の値より、組織は規則化した領域とわずかな不規則領域との混在状態にあると考えるのが妥当であろう。従って、混在組織が十分に発達していない短時間領域ならびに完全に規則領域で占められる長時間領域では変形応力は低くなったものと推定される。このように、本合金の規則化による降伏応力の増大は Calvayrac と Fayard が提案した(3)の説⁽⁹⁾を支持するものといえる。

(2) 応力-ひずみ曲線と規則化過程

Fig.5 と Fig.6 はおのおの 743 K と 723 K で規則化熱処理を施した時の応力-ひずみ(真応力-真ひずみ)曲線の規則化の進行にともなう変化を各方位について示してある。

完全不規則状態にある試料の応力-ひずみ曲線についてみると、はじめひずみ硬化率の小さな容易すべり領域を示した後、硬化率の大きな直線硬化領域に遷移する特徴を示した。容易すべり領域の長さは試料の引張り軸方位がステレオ投影図で[001]-[111]の対称線から離れたものほど長くなる傾向を示し、f.c.c. 金属あるいは合金単結晶のそれと同じ特徴を示している。図中で示した矢印は引張り変形により試料軸が回転し、ステレオ投影図の[001]-[111]対称線に達するひずみ量に対応している。このように、容易すべり領域から直線硬化領域への遷移は 2 次すべり系($\bar{1}\bar{1}$ 1)[011]の活動開始にはほぼ対応することが理解される。

ところで、B 方位と C 方位にある試料の高ひずみ領域での直線硬化挙動は複雑でありクニックを示し、動的回復すなわち第三ステージが複雑に出現していることと関連していると思われるが、本観察からは明確なことは言えない。規則化が進行し降伏応力がやや上昇する時間(86.4 ks)での応力-ひずみ曲線では、容易すべり領域のひずみ硬化率は不規則状態のそれより高くなり、直線硬化領域への遷移もしだいに不明瞭となる。さらに、直線硬化領域ではクニックが存在し単調な硬化率を示すことはなかった。さらに規則化が十分に進行し降伏応力が再び低下する時間(1209.6 ks)での応力-ひずみ曲線では、降伏直後から比較的高い硬化率を示し、容易すべり領域と直線硬化領域とに分けることができなくなった。なお、この状態にある A

Fig.5 Variation of stress-strain curves in (a) orientation A, (b) orientation B and (c) orientation C with annealing time at 743 K.

Fig.6 Variation of stress-strain curves in (a) orientation A, (b) orientation B and (c) orientation C with annealing time at 723 K.

方位試料の応力-ひずみ曲線ではひずみ量の小さいところでセレーションが認められた。また、中程度に規則化が進行した試料で丸みを帯びた降伏現象が現れ(Fig.5(a)), 下降伏応力を認めることができる。

(3) すべり線の形態と規則化過程

2% 塑性ひずみで観察したすべり線から決定したすべり面は規則化温度, 規則化時間, 試料方位によらずすべて(111)であり, 単一すべりで変形していた。

Fig.7は743 Kで規則化熱処理を施したB方位試料の2% 塑性ひずみで観察したすべり線の形態を示している。不規則状態ではすべり線はバンド状かつ coarseな特徴を示すが, 規則化が進行するにつれ, すべり線はしだいに fine になって行った。

Fig.8は各方位試料について, 不規則状態およびかなり規則化した状態の試料の10% 塑性ひずみで観察したすべり線写真を示している。不規則状態の試料では交差すべり

あるいは多重すべりが生じており, 特にB方位において顕著であった。一方, 規則状態の試料では多重すべりもしくは交差すべりはほとんど生じておらず, いずれの方位でも単一すべり(111)で変形が進行し, すべりは fineであった。ところで, 10% 塑性ひずみはB方位試料にとってはステレオ投影図で[001]-[111]対称線に達するに十分な変形量である。にもかかわらずこの方位がこのひずみ量で単一すべりで変形しているという事実は, 試料回転に関するオーバー・シュエティングが生じ, 2次すべり系での強い潜在硬化を示唆している。

(4) ひずみ硬化機構

以上のように, すべり線の形態ならびに応力-ひずみ曲線は規則化の状態により異なる様相を示した。Fig.9は完全に不規則状態にある試料と743 Kで熱処理を施しかなり規則化が進行した試料の応力-ひずみ曲線の対比を明瞭に示すためまとめて示している。おのおの3つの方位につ

Fig.7 Variation of slip morphology in orientation B with annealing time at 743 K. Slip was observed at 2% plastic strain.

Fig.8 Comparison of slip morphology in each orientation between disordered state and fully ordered state. Slip was observed at 10% plastic strain.

Fig.9 Comparison of stress-strain curves in each orientation between the disordered state and the fully ordered state. Samples were annealed at 743 K.

いて示してある。以下ではひずみ硬化挙動とその機構について考えてみる。

完全に不規則状態にある試料の容易すべり領域と直線硬化領域でのひずみ硬化率は方位に依らずおおむね一定であり[†]、おのおの単一すべりによる硬化機構と多重すべりの切り合いによる硬化機構によりもたらされたと考えられ、f.c.c. 金属・合金で考えられてきた機構により解釈することができる。それに対して、かなり規則化した試料のひずみ硬化率はひずみの増大と共に増加する特徴を示し、すなわち応力-ひずみ曲線では下に凸の形状を描き、第3段階(回復ステージ)をほとんど示すことなく破断していた。その上、方位依存性が強く、B方位>C方位>A方位の順に高いひずみ硬化率を示した[†]。先に記述したように、かなり規則化した試料では変形により2次すべり系はかなり潜在硬化し、単一すべりで変形は進行するためオーバー・シュエティングの現象が生じた。しかしながら、微視的には2次すべり系の活動は重要であり、1次すべりとの相互作用は生じていると考えるのが妥当である。この相互作用は、例えば規則状態ではAPBチューブによる硬化として働くことが提唱されている⁽¹³⁾。実際、1次すべり系に対する2次すべり系のシュミッド因子の比(Table 1)が高い試料(すなわちB方位)で最も高いひずみ硬化率を示し、反対に最も小さい試料(A方位)で最も小さなひずみ硬化率を示している事実はこの機構の活動を支持している。さらに、ひずみの増大は引張り軸の結晶回転により微視的な2次すべりの活動を容易にするため、益々ひずみ硬化率を高める効果をもたらすと考えられ、実験結果を良く説明することができる。

中程度に規則化した試料のひずみ硬化挙動は複雑であり、不規則状態の特性と完全に規則化した状態の特性を共に兼ね備えているためといえよう。すなわち、試料の初期方位に依存し、微視的な2次すべりの活動、オーバー・シュ

[†] A, B, C方位とも1次すべりのシュミッド因子(Table 1)はさほど変わらないため(±7%), 仮にせん断応力(RSS)-せん断ひずみ(RSS)でプロットしてもこの記述は正しい。

ティングの度合、巨視的な2次すべりの活動、等によりおのおの固有の応力-ひずみ曲線を呈したと考えられる。

(5) 伸び値, 最大引張り応力(UTS), 破壊特性と規則化過程

Fig.10 は各試料方位について規則化の進行にともなう伸び値の変化をプロットしたものである。(a), (b)はそれぞれ743 K, 723 Kで規則化熱処理を施したものである。完全に不規則状態にある時の伸び値はA方位>C方位>B方位の順に高い値を示し、容易すべり領域が短く、より早期に多重すべりが活動する方位をもつ試料の伸び値は小さいことが理解される。規則化が進行するとはじめいずれの方位をもつ試料もわずかに伸び値が減少する傾向を示すが、方位による伸び値の順位は変化することはない。さらに規則化が進行してもB方位試料とC方位試料はほとんど一定の値を保っていた。ところが、A方位試料では規則化時間が約 10^5 s (743 K)付近ならびに約 2×10^5 s (723 K)から伸び値が上昇し、やがてまた一定の値を示した。最終的に、十分に規則化した状態での伸び値はA方位>C方位>B方位の順に高い値を示した。Fig.10の結果はNi₃Fe規則合金単結晶は規則化しても実質上ほとんど脆化しないことを示しており興味深い。また、伸び値は長範囲規則度SやAPD寸法(あるいは形状)等の結晶構造や組織因子により左右されてないことを示唆している。なぜなら、これら因子が支配するのならば、いずれの方位を

Fig.10 Variation of elongations in each orientation with annealing time at (a) 743 K and (b) 723 K, respectively.

もつ試料でも、その時間依存性は(レベルは異なっても)類似の曲線を描くべきである。実際は、容易すべり領域が最も長い A 方位試料で、規則化が顕著に進行し始まる時間から伸び値が急上昇し始まった。先にも記述したように、この方位をもつ試料では規則化が進んだ状態では破断まで単一すべりのみで変形していると考えられる。すなわち、均質様な単一すべりは破壊に導く微視欠陥を生じ難くしているものと想像される。以上のように、観察した単結晶の伸び値は規則・不規則状態によらず単一(1次)すべりの活動が如何に長く保証されるかという巨視的すべり特性に依存していると言える。

Fig.11 は規則化の進行にともなう最大引張り応力(UTS)の変化を各方位試料についてプロットしたものである。(a), (b)はそれぞれ 743 K, 723 K で規則化熱処理を施したものである。傾向としてはいずれの規則化温度ならびに方位においても長時間領域で UTS の増大が認められた。しかしながら、その挙動ならびに方位依存性は複雑である。最後に、破壊特性について記述すれば、SEM による観察結果はいずれの方位試料ならびに規則状態下でも引張り軸に対しておおむね 45 度のせん断状破断を呈し、しかもすべり面分離の状態を呈しほとんど破断面を認めることができなかった。すなわち、ほぼ 100% に近い絞りを示し破壊していた。

Fig.11 Variation of UTS in each orientation with annealing time at (a) 743 K and (b) 723 K, respectively.

IV. 結 論

Ni₃Fe 単結晶の規則化過程を電子顕微鏡, X 線回折により観察し、続いてこれらの機械的性質を調べ、規則化過程との関連について検討した結果以下の結論を得た。

(1) 電子顕微鏡観察による規則化過程は、はじめ規則線回折斑点の検出、続いて APD の弱いコントラスト、最後に 50 nm の寸法からなる swirl-like の APD 組織を示していた。

(2) X 線回折による規則化過程は、始め顕著な格子定数の減少と 0.5 以上の値をもつ長範囲規則度 S を示し、続いてゆるやかな長範囲規則度 S の増大を示した後、1 に近い平衡値を示した。

(3) 臨界せん断応力(CRSS)は規則化の進行と共にはじめゆるやかに上昇し、やがてピーク値を示した後再び減少し一定値に近づく傾向を示した。規則化による CRSS の上昇は微量な不規則領域と規則領域との混在による強化機構によるものと考えられた。

(4) ひずみ硬化挙動については、不規則状態では明瞭な容易すべり領域と直線硬化領域が観察された。規則化の進行と共にこれらは不明瞭になり、十分に規則化した状態ではひずみの増大と共に益々ひずみ硬化率が増加する特徴を示した。また、規則化は交差すべりあるいは多重すべりを抑止した。これらのひずみ硬化は、1 次すべりと微視的に活動している 2 次すべりとの相互作用によるものと考えられた。

(5) 伸び値については、不規則状態で容易すべり領域が長い方位試料で、規則化が進行するにつれて顕著な上昇が観察された。この理由として、規則化にともない単一すべりがより保証されることにより均質様な変形が高いひずみまでもたらされたためと考えられた。

文 献

- (1) 例えば、平林 真, 岩崎 博: 規則格子と規則 - 不規則変態, 日本金属学会, (1967).
- (2) M.Hansen: *Constitution of Binary Alloys*, Second Edition, McGraw-Hill, (1958), 677.
- (3) P.Coulomb and F.Reynaud: C. R. Acad. Sci., 268(1969), 912.
- (4) D.G.Morris, G.T.Brown, R.C.Piller and R. E.Smallman: Acta Metall., 24(1976), 21.
- (5) D.-M. Wee and T. Suzuki: Trans. JIM, 22 (1981), 163.
- (6) R.G.Davies and N.S.Stoloff: Acta Metall., 11 (1963), 1347.
- (7) A.E.Vidocz, D.P.Lazarevic and R.W.Cahn: Acta Metall., 11(1963), 17.
- (8) F. M. C. Besag and R. E. Smallman: Acta Metall., 18(1970), 429.
- (9) Y.Calvayrac and M.Fayard: Phys. Status Solidi (a), 17(1973), 407.
- (10) M. Victoria and A. E. Vidocz: Phys. Status Solidi (a), 28(1968), 131.
- (11) N.S.Stoloff and R.G.Davies: Acta Metall., 12 (1964), 473.
- (12) 平林 真, 岩崎 博: 規則格子と規則 - 不規則変態, 日本金属学会, (1967), 100.
- (13) A. E. Vidocz and L. M. Brown: Phil. Mag., 7 (1962), 1167.