Fe-Cr-Ni 系合金における歪誘起 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態の動的研究*

片 山 哲 也** 藤 田 広 志***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 52, No. 1 (1988), pp. 8-17

A Dynamic Study of Strain-Induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ Martensitic Transformation in an Fe-Cr-Ni Alloy

Tetsuya Katayama** and Hiroshi Fujita***

The formation mechanism of strain-induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ martensitic transformation in an Fe-Cr-Ni alloy with a low stacking fault energy has been investigated by *in situ* deformation with a 3 MV electron microscope. Results obtained are summarized as follows: (1) Formation of α' martensite crystals always occurs by "double shear mechanism". (2) α' crystals are classified into the following two types; one is of "Schiebung" type which has a slow formation speed and the other is of "Umklapp" type which has a rapid formation speed. The former is observed in γ -grains of a single slip system, and the latter in those of multiple slip system or in work-hardened γ -grains. (3) In both cases, γ -twins are always well-formed prior to the formation of α' crystals. (4) The secondary shear displacement of "double shear" is induced on the interface between γ -twins of the primary slip system and γ -matrix. (5) An α' crystal grows easily along the primary shear plane.

The nucleation and growth mechanisms of α' crystals are discussed on the basis of the experimental results.

(Received July 20, 1987)

Keywords: strain-induced martensitic transformation, austenite-martensite transformation, iron-chromium-nickel alloy, transmission electron microscopy, *in situ* straining, nucleation mechanism of martensite

I. 緒 言

低積層欠陥エネルギーをもつ Fe-Cr-Ni 系や Fe-Mn (-C)系合金では、歪誘起 γ (fcc) $\rightarrow \epsilon$ (hcp) および $\gamma \rightarrow \alpha'$ (bcc) マルテンサイト変態が顕著に現われる特徴がある。 $\gamma \rightarrow \epsilon$ マルテンサイト変態については藤田と上田⁽¹⁾⁻⁽³⁾が 18-8 型ステンレス鋼および Fe-Mn-C 鋼を用いて詳細に調べており、 ϵ 晶がステアロッド転位を媒介にした交差すべりによる機構で形成されることを解明している。しかし、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態については、依然としてその形成機構は不明である。

これまでに、 α' マルテンサイト晶の核形成を γ 相の剪断変形による原子の移動と関係づけた種々のモデル⁽⁴⁾⁻⁽⁷⁾が提案されているが、実験的立証が非常に困難であると考えられている。このように $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態の機構が解明し難いのは、バルク材で変態させた試料の組織観察を中心とした従来の研究では静的な情報でしかなく、特に α' マル

テンサイト晶の核形成過程については、その形成過程における格子欠陥の挙動を始め、迅速な組織変化に関係した情報が著しく不足しているためである。

ところで、最近になって、超高電圧電顕を用いたその場観察法の進歩は著しく、それによって新しい研究分野が次々と開発されており⁽⁸⁾、上述のような急激な組織変化の各過程も追跡できる可能性が出てきた。今までのところ、その場観察をマルテンサイト変態について行った例⁽⁹⁾⁻⁽¹³⁾は少ないが、これにはマルテンサイト変態自体が非常に試料厚さに敏感であり、またこの核形成が観察視野内で起こる確率がかかなり低いといった困難⁽¹⁴⁾のためである。したがって、十分厚い試料の観察が可能な超高電圧電子顕微鏡を用いれば、観察の可能性は大きいと考えられる。このような観点から、本研究では、歪誘起 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態の形成機構を調べるために、実験手法としては十分厚い試料を用いることが可能な 3 MV 超高電圧電顕によるその場変形を、試料には積層欠陥が低いために変形挙動が比較的制御しやすい Fe-Cr-Ni 系合金を用いて、特に α' マルテ

** 大阪大学大学院生 (Graduate Student, Osaka University, Suita)

*** 大阪大学工学部金属材料工学科 (Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

* 1983 年 4 月日本金属学会東京大会に発表

サイト晶の形成と剪断変形組織の役割に注目し、その動的挙動を詳細に調べた。

II. 試料および実験方法

試料は、Table 1 に示した化学成分をもつ市販の Fe-Cr-Ni 系合金を用いた。なおこの合金は、液体窒素温度 (77 K) でもオーステナイト (γ) 相であるが、低温での加工変形により歪誘起 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態が生じる。

まず初めに寸法 4 mm×100 mm×50 μ m の板状冷間圧延多結晶材を 1373 K で 18 ks の真空焼鈍をした後、炉冷した。ついで、これから電顕観察用薄膜を電解研磨で作成した。研磨液は、仕上げ研磨液として酢酸と過塩素酸の体積比が 9:1 のものを、ジェット研磨液として硫酸とメチルアルコールの体積比が 1:4 の混合溶液を使用した。

内部組織観察には、電顕内でその場冷却および引張りが行なえる万能ステージを装備した日立 HU-3000 型超高電圧電顕を用い、加速電圧 2000 kV で行なった。また結晶構造を正確に決めるため、最大 $\pm 35^\circ$ の全方位試料傾斜ができる日立 HU-12A 型電顕を用いて行なった。

なお、電顕内その場観察では、試料温度を約 165 K 付近に保持して電顕内引張変形を行ない、内部組織変化の動的挙動は VTR 記録装置を用いて記録した。

Table 1 Chemical composition of a polycrystalline Fe-Cr-Ni alloy (mass%).

Cr	Ni	Mn	Si	C	Cu	Mo	P	S	Al (sol.)
18.77	9.59	1.45	0.65	0.06	0.08	0.071	0.036	0.015	0.002

III. 実験結果

歪誘起 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態の形成機構を解明するためには、その動的挙動を詳細に調べることが必要である。以下に、前述したようにバルク材と等しい格子欠陥の挙動を再現できる超高電圧電顕内その場変形によって歪誘起 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態について動的観察を行なった結果を示す。

1. α' 晶界面近傍に現われる帯状組織

バルク材で形成された α' マルテンサイト晶の界面にはしばしば帯状組織が現われるが、薄膜試料でもよく観察される。Fig.1 は電顕内その場変形において形成された α' 晶と結合している帯状組織の一例を示している。Fig.1(a) は、(b)中の黒枠で囲んだ帯状組織部分を拡大した写真である。この組織で注目されることは、(a)において 2 組の平行線 (1-2 および 1'-2') で示されている領域には明らか

Fig.1 Fringe contrast of shear bands formed by *in situ* deformation. Micrograph (a) is an enlargement of the framed area of (b).

に粒界縞⁽¹⁵⁾が、また平行線(2-1')の領域にはさらにモアレ縞状の複雑な模様が見られる。Fig.2は、単一の積層欠陥と、双晶板のように比較的薄い板状欠陥における縞状コントラストを模式的に表わしたものである。Fig.2の上段には各欠陥組織を試料断面で見た図を、また下段にはそれぞれ対応して観察される縞状コントラストを描いてある。ここで W は積層欠陥または界面の投影幅であり、 D は2つの界面の投影で重なった領域の幅で、Fig.1中の平行線(2-1')の領域に対応している。著者の一人⁽¹⁵⁾は、薄い双

Fig.2 Fringe contrasts of (a) a stacking fault and (b) a thin plate crystal. Projected width of a stacking fault and each individual boundary is denoted with W , and the overlapped part of interfaces (1-1' and 2-2') with D .

Fig.3 Identification of γ -twins terminated on the interface of α' crystal formed by *in situ* deformation. Micrographs (a) and (b) were taken at different diffraction conditions from each other, and each diffraction pattern was taken at a part indicated with a circle.

晶板上記 Fig.2 の D の領域にあたる場所において Fig.1 (a) のようなモアレ縞を観察している。したがって、Fig.1 (b) において右側に見られる α' 晶の界面から発生している帯状組織が、地と同じ fcc 構造を示せば γ 双晶と結論できる。Fig.3 がその一例で、Fig.1 と同一結晶粒内に形成された α' 晶から生成した帯状組織を示す。Fig.3(b) は (a) と同一場所について試料傾斜を行なって撮影した写真であり、丸枠の場所から得られた制限視野回折図形では、地の斑点以外に明らかに双晶斑点(添字 T)が現われている。したがって、これら α' 晶界面につながって出現する帯状組織は γ 双晶であると結論される。

2. α' マルテンサイト晶形成の動的観察

次に上述の γ 双晶と α' 晶との関係を調べるために、薄膜試料を用いて、 α' 晶が形成しやすい低温で電顕内その場変形を行なった結果を以下に示す。電顕内その場変形では、形成速度の異なる 2 種類の α' 晶が観察された。その一方は形成速度が比較的遅い(いわゆるシーブング型に類似)のものであり、他方は非常に形成速度の速い(いわゆるウムクラップ型に類似)のものであった。

(1) 速度の遅い α' マルテンサイト晶の形成

Fig.4 は、電顕内その場変形を行ない、形成速度の遅い α' 晶の核形成および成長過程について動的に調べた連続写真である。応力が付加されると、 γ 双晶が粒界から形成され、その後に α' 晶が γ 双晶に沿って形成される。Fig.4

(a) では、すでに左側の結晶粒界から γ 双晶(T)に続いて微細な α' 晶(M_1)が形成しているのがわかる。また、この α' 晶の下側界面から新たに γ 双晶(T')が発達しつつある。その後、変形量の増加とともに Fig.4(b)で見られるように、既存の α' 晶(M_1)の界面から先行して生成している γ 双晶(T')に沿って α' 晶(M_2)が新しく形成された。さらに、Fig.4(c)~(f)のように、変形量の増加とともに α' 晶界面での γ 双晶(T')の形成を伴う α' 晶の成長が促進され、次第に大きな針葉状 α' 晶が形成された。Fig.5 は、その過程を模式的に描いたものである。このように形成した α' 晶の特徴は、Fig.4(f)で見られるように、 α' 晶の一方の界面(上側の界面 A-A')は、 γ 双晶の面トレースにはほぼ平行になっており、その先端は尖った針葉状の形態をしている。さらに、Fig.4 で形成された α' 晶の内部組織について調べた写真を Fig.6 に示す。Fig.6(b) は、(a) よりもさらに変形が進んだ後の同一場所が示されている。Fig.6(a) において、 α' 晶内に $\{111\}_\gamma$ トレース(T)にはほぼ平行な層状組織(トレース A)が見えているが、変形のために反射条件が変化した(b)でわかるように、これとは別のトレース(B)方向に沿った層状組織も観察される。このことは、 α' 晶の形成には少なくとも 2 組の剪断変形が関与している可能性を示唆している。

(2) 速度の速い α' マルテンサイト晶の形成

多結晶材では、各結晶粒の結晶方位とか隣接結晶粒間の拘束のために、しばしば多重すべり変形を生ずる。このよ

Fig.4 Successive stages of slow formation of an α' crystal along γ -twins (T'). Micrographs were picked up from VTR taken by *in situ* deformation.

Fig.5 Schematic illustration of the formation of α' crystals (M_1 and M_2) observed in Fig.4. In the figures, G.B. shows a grain boundary of γ -phase crystals.

Fig.6 Relationships between microstructures of an α' crystal and thin γ -twins in the matrix. (a) and (b) show successive stages of deformation in the same area. Line T indicates the trace of γ -twin planes.

うな γ 粒では複数の $\{111\}_{\gamma}$ すべり系に属する γ 双晶が頻度良く形成されるが、そのような場所ではしばしば種々の方向(最多4方向)に沿った微細な α' 晶が形成される。

Fig.7は、このような α' 晶の形成例である。Fig.7(a) および(b)は、それぞれ変態前後での同一場所の明視野像であり、(a')は(a)の場所を γ 双晶の反射を用いて撮影し

た暗視野像である。Fig.7(a)において、左下の比較的大きく成長した α' 晶(M_1)から生じている γ 双晶(T)は、その前方で別の α' 晶(M_2 および M_3)に衝突している。また(a')でわかるように、この γ 双晶(T)は場所により厚さが異なっている。この γ 粒の変形量がさらに増加すると、(b)のようにこの γ 双晶内に非常に多くの微細な α' 晶が

Fig.7 Rapid formation of fine α' crystals in a highly stress region where multiple twins are formed. Micrographs (a) and (b) were taken before and after the transformation, respectively, and (a') is a dark field image of (a). Circles in (a) and (b) show the observed area of TV-monitor.

形成された。なお、これら α' 晶の寸法および形態は個々によって大きな差があること、および形成した各 α' 晶が γ 母相における 4 つの $\{111\}$ トレース (α, β, γ および δ) に近い方向性をもっていることは注目される。

次に Fig.7 において丸枠で囲った場所での α' 晶の形成過程を連続観察した写真を Fig.8 に示す。Fig.8(a)において、 α' 晶 (M_1) の界面から右上方向によく発達した γ 双晶 (T) が見える。この領域での塑性変形量がさらに増加すると、(b)~(e) のように非常に微細な α' 晶 (1, 1', 2, 2' および 3) が急速に形成する。その後、変形量の増加とともに (f)~(i) のように、さらに隣接して発達している γ 双晶内でも α' 変態を誘起する。これら一連の連続写真における特徴は、先在する α' 晶 (5) の界面から形成した α' 晶 (6) の形状変化でわかるように、各 α' 晶は長手方向の急速な成長と同時に、比較的ゆっくりした幅広がりを伴う。さらに Fig.9 は、Fig.8 で観察された α' 晶群の同一場所での形成後の成長前後を比較した写真で、成長初期段階にある Fig.9(a) における α' 晶は、いずれも右下に示した γ 母相の 4 つの $\{111\}$ トレース方向 (α, β, γ および δ) に平行なものとして右上に示したように分類できる。また、Fig.9

(a) と (b) との比較からわかるように、例えば符号 4 および 6 の α' 晶では成長とともに界面の方位がかなり変化している。このことは、マルテンサイトの界面と変態機構との関係を考える時に注意を要する。

3. 薄い γ 双晶と γ 母相との境界からの積層欠陥の誘起

上述のように、 α' 晶には少なくとも 2 つ以上の剪断変形が関係しているが、何故 α' 晶が γ 双晶に沿って形成されるかを調べることは核形成機構を解明する上で特に重要である。このためには、 α' 晶形成直前における γ 双晶の挙動に注目しなければならない。

Fig.10 は、電顕内その場変形において、 α' 晶の形成直前に同一 γ 粒内で観察された非常に特徴ある組織の一例であり、Fig.10(b) は (a) の枠で囲んだ場所の拡大写真である。これを見ると、上下方向に形成された 2 組の薄い γ 双晶のすべり面上に転位線 (a-b) が乗っており、その一端から積層欠陥 (記号 bcde で囲まれた部分) が交差すべり状に発生しつつある。なおこの様子は、(c) に模式的に示してある。これらの事実は、一つの剪断変形だけでは幾何学的な

Fig.8 Rapid formation and growth of α' crystals. (VTR)

原子配列の点から到底 α' 晶形成に至らず、 α' 晶が形成するために必要な 2 次剪断変形が γ 双晶の発達と連携して、順次主剪断変形を与える γ 双晶と γ 母相との境界から γ 双晶領域内へ誘起されることを示唆している。

IV. 考 察

1. α' マルテンサイト晶の核形成および成長機構

核形成機構としては、Bogers と Burgers による fcc 双晶転位の $1/3$ および $3/8$ の大きさをもった 2 つの剪断変形を考えた “hard-sphere” 格子変形機構⁽⁶⁾、さらにこの機構を基本として改良を加えた Olson と Cohen の機構⁽⁷⁾ が現在のところよく議論されている。母相と変態形成相との間の格子対応を幾何学的に考慮して原子の移動を考えた場合、歪誘起 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態においては、基

本的には上記の機構で代表されるような γ 母相における 2 重剪断変形、すなわち主剪断変形および 2 次剪断変形、の構成によって bcc 状の領域が形成され、これが自由エネルギー的に安定であれば核形成 - 成長過程に至ると考えるのが妥当である。

Fig.11 は今回の実験結果に基づいた α' 晶の形成機構を模型化したものである。図中では、主剪断変形が γ 双晶によって与えられる場合を考えている。各図の左端の点線および実線はそれぞれ変形前後の γ 粒界を、また一点鎖線は、各断面での剪断歪の程度を線の傾きで表わしている。(a)では、粒界より主剪断変形として γ 双晶が形成され、その結果、粒界を通じて粒界近傍には隣接粒内に大きな弾性歪が蓄積される。ここで、さらに γ 双晶の幅広がりによって主剪断変形による変形量が増加すると、それにともなって上記の蓄積される弾性歪も増加していく。しかし、これ

group 1 $\parallel \alpha$ 0

$\approx$ 2 $\parallel \beta$ 1, 1', 2, 2', 5, 7

$\approx$ 3 $\parallel \gamma$ 3, 4

$\approx$ 4 $\parallel \delta$ 6, 8

Fig.9 Orientation change of interfaces of α' crystals during growth process. In the micrographs, interface orientations of α' crystals (0, 1, 1', 2, ... 8) are nearly parallel to those of slip systems (α , β , γ and δ), respectively, at the initial stage of transformation.

Fig.10 Initiation of secondary shear bands on the interface of the primary shear band (thin twin plate). Micrograph (b) is an enlargement of the framed area of (a), and (c) is the schematic illustration of the marked part (abcde) in (b).

Fig.11 Schematic illustration of formation process of an α' crystal.

がある臨界値に達すると、(b)で表わしているように、この弾性歪を緩和するような方向に対してシュミット因子が最大となる新たな $\{111\}_\gamma$ 面での 2 次剪断変形が生じる。この時、同時に粒界で応力緩和のために取り残されている後続部分転位が粒界近傍の原子を fcc から bcc に近い位置に変位させるために、さらにバーガース・ベクトルが部分転位の半分程度に分解して、結果的に適切なバリエーションの 2 重剪断変形が構成されれば、(b)のように α' 晶が核形成される。なお、形成された α' 晶の界面では γ 相と α' 晶間の整合歪により 2 重剪断変形が連続的に発生し、その結果、(c)~(e)のように α' 晶はさらに大きく成長していくと考えられる。前述したように α' マルテンサイト晶の形成は 2 重剪断変形(主および 2 次剪断変形)の構成が基本操作であると考えられるが、この 2 重剪断変形の内、主剪断変形は、 γ 相の通常のすべり転位の分解により十分与え得るので、主剪断変形の種類および分布、さらに 2 次剪断変形発生の容易さが α' 晶の形成過程に重要な影響を与えることになる。2 次剪断変形を誘起する潜在力は、Fig. 11 からわかるように、主剪断変形によって生じる歪エネルギーと関係があることがわかるが、この歪エネルギーは、

主剪断変形を与えているすべり面の面間隔(d)と剪断変位ベクトル(b)の関数で、剪断率を μ とすると $1/2 \times \mu \times (b/d)^2$ で表わされる。したがって、鉄基合金においてこれまでに α' 晶に関係して観察されている γ 相の剪断変形組織には γ 双晶、 ε マルテンサイト晶およびすべりによる部分転位群があるが、上記の理由により、 α' 晶の形成し易さは、この順序に従うことが考えられる。

2. α' マルテンサイト晶の核形成場所

Fig.4 に見られるような形成速度の遅いタイプの α' 晶は、母相が単一すべり系となっている γ 粒内で形成しているのがよく観察される。このタイプの α' 晶は、特にシュミット因子の最も大きな主すべり系の部分転位による剪断変形の発達が引き金となり、前述した α' 晶形成モデルに基づいた機構が作用して結晶粒界や介在物などの境界付近に核形成すると考えられる。したがって、この α' 晶の γ 粒内における核形成場所は、最も応力が集中しやすい場所に限られてくる。一方、Fig.8 のように形成速度の速いタイプの α' 晶は母相が元々変形初期から多重すべり系になっている γ 粒内や、母相の塑性変形が進んだ領域でよく形成している。この場合、粒内の歪レベルは上述の場合と比べてかなり高くなっていると考えられる。しかも、複数系の γ 双晶の交差によって、潜在的な核形成場所となる応力集中箇所も前者と比べて多数存在する。その結果、 α' 晶の形成時の応力が高くなるために α' 晶の形成速度は速くなると同時に、 α' 晶の核形成頻度も高くなり、多くの種類が形成される。

3. 晶 癖 面

一般に鉄基合金の α' 晶の晶癖面として $\{225\}_\gamma$, $\{259\}_\gamma$ および $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$ がよく知られている。しかし、従来の測定データでは非常に大きなバラツキがあり、その理由も明確になっていない。Olson と Cohen⁽¹⁶⁾ は現象論では十分説明できていない $\{225\}_\gamma$ 晶癖面が微視的には $\{111\}_\gamma$ 面で構成されているとし、 $\{111\}_\gamma$ を晶癖面と考えることを示唆している。本研究においても、Fig.9 で観察された α' 晶の形態変化でわかるように、 α' 晶の成長とともにその初期界面の平面性が全く失われる場合が多い。したがって、従来行なわれているように、 α' 晶の成長界面を晶癖面として測定する場合には多くの誤差を生ずることになる。歪誘起 α' 晶については既述の形成機構の観点からも、 $\{111\}_\gamma$ の剪断変位を継続させながら成長していくことを考慮すれば、 $\{111\}_\gamma$ を晶癖面と考える方が物理的にも妥当であると考えられる。

V. 結 論

低積層欠陥エネルギーをもつ Fe-Cr-Ni 系合金を用い、歪誘起 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態について、特に超高電

† たとえば Bogers と Burgers の模型⁽⁶⁾では、主および 2 次剪断変形はそれぞれ $a_\gamma/18 \langle 112 \rangle$ および $a_\gamma/16 \langle 112 \rangle$ の大きさとなる。

圧電顕内その場変形を行なって調べた結果、以下の事柄が結論される。

(1) 歪誘起 $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態の形成には剪断変形組織(γ 双晶, ε マルテンサイト晶またはすべりによる部分転位群)が常に先行して形成されるが、本実験の条件では γ 双晶が常に先行した。

(2) γ 双晶と関連して形成される α' 晶には、その形成速度により 2 種類のタイプにわけられる。その一つは形成速度の緩慢なシーブング型に類似したものであり、他方は非常に形成速度の速いウムクラップ型に類似したものである。前者は単一剪断変形、後者は複数の剪断変形が活性された時にそれぞれ形成される。

(3) α' 晶は、粒界、介在物および γ 双晶と母相との界面、あるいは既存の α' 晶界面など、応力集中の生じやすい界面を核形成場所としている。

(4) シーブング型に類似した α' 晶は、その界面の一方が γ 双晶に平行であり、またその先端が尖った大きな針葉状の形態をもつ。

(5) ウムクラップ型に類似した α' 晶は非常に微細であり、またその成長の方向と寸法は、 γ 双晶の幅に制限される。

(6) ウムクラップ型に類似した α' 晶は、いずれも 4 個の $\{111\}_\gamma$ のトレース方向のいずれかに沿って形成される。

(7) α' 晶が形成された γ 粒内において、2 次剪断変形に相当する積層欠陥が γ 双晶面からしばしば発生する。このことは、2 次剪断変形が主剪断変形を与える γ 双晶と γ 母相との境界から γ 双晶領域内へ比較的容易に誘起できることを示唆する。

(8) 以上の結果に基づいて、新しく α' 晶の形成機構を提案した。

最後に、本研究に関し、有益な御助言を戴いた大阪大学超高電圧電子顕微鏡センター助教授 森 博太郎氏、なら

びに超高電圧電子顕微鏡の操作に協力戴いた同センター技官 吉田清和、小松正雄、坂田孝夫の各氏に深く感謝致します。

なお、本研究で用いた Fe-Cr-Ni 系合金は、川崎製鉄(株)上田修三氏から提供して戴いたものであり、ここに謝意を表します。

文 献

- (1) H.Fujita and S.Ueda: *Acta Met.*, 20(1972), 759.
- (2) H.Fujita and S.Ueda: *Proc. 1st JIM Int. Symp. on New Aspects of Martensitic Transformation*, Supplement to *Trans. JIM*, Vol. 17(1976), p.351.
- (3) S.Ueda and H.Fujita: *Trans. JIM*, 18(1977), 169.
- (4) M.A.Jaswon: *Inst. Metals Monograph and Report Series*, No.18 (1955), 173.
- (5) J.A.Venables: *Phil. Mag.*, 7(1962), 35.
- (6) A.J.Bogers and W.G.Burgers: *Acta Met.*, 12(1964), 255.
- (7) G.B.Olson and M.Cohen: *Met. Trans.*, 7A(1976), 1905.
- (8) H.Fujita: *Proceedings of International Symposium on Behavior of Lattice Imperfections in Materials, In Situ Experiments with HVEM*, Osaka Univ., Suita, (1985), 1.
- (9) T.Suzuki, H.Kojima, K.Suzuki, T.Hashimoto, S.Koike and M.Ichihara: *Scripta Met.*, 10(1976), 353.
- (10) T.Suzuki, H.Kojima, K.Suzuki, T.Hashimoto and M.Ichihara: *Acta Met.*, 25(1977), 1151.
- (11) J.W.Brooks, M.H.Loretto and R.E.Smalman: *Acta Met.*, 27(1979), 1829.
- (12) Y.Tanaka and K.Shimizu: *Trans. JIM*, 22(1981), 392.
- (13) T.Kikuchi and S.Kajiwara: *Trans. JIM*, 26(1985), 861.
- (14) G.Thomas: *Met. Trans.*, 2(1971), 2373.
- (15) H.Fujita and Y.Kawasaki: *Jap. J. Appl. Phys.*, 5(1966), 788.
- (16) G.B.Olson and M.Cohen: *Ann. Rev. Mater. Sci.*, 11(1981), 1.