Fe₃Al 規則格子合金におけるドメイン構造の観察

相 根 博 道* 山 村 明 彦*
沖 憲 典** 江 口 鉄 男**

Hiromichi Sagane, Akihiko Yamamura, Kensuke Oki and Tetsuo Eguchi: Observation of Ordered Domain Structures in Fe₃Al Alloy. A sequence of structural changes and the antiphase boundary (APB) contrast associated with order-disorder transitions in Fe₃Al alloy were investigated by means of transmission electron microscopy, and the results are discussed in combination with those of our previous X-ray diffraction study. In the transitions B2→DO₃ and α+B2→DO₃, the ordering was observed to take place by nucleation and growth of the DO₃ domains in the B2 and α+B2 matrix, respectively. In the latter transition the difference in size of the DO₃ domains which have nucleated in the α and B2 matrices suggests that the ordering from B2 to DO₃ phase is easier than that from α to DO₃. In the transition B2→α+DO₃, the DO₃ domains nucleate at the early stage, and in their growing process the α phase precipitates in both the B2 and DO₃ type APB's. The 111 dark field image shows that the B2 type APB's with phase angle ±π/2 do not produce such a clear contrast as is exhibited by the DO₃ type APB's with phase angle ±π, and the fact is qualitatively explained by the two-beam dynamical theory.

(Received April 23, 1975)

1. 緒 言

Fe-Al 合金の規則格子ドメイン構造の電子顕微鏡による観察は Marcinkowski と Brown^{(1)~(4)} 以来、状態図の研究とも関連して数多くなされている^{(5)~(17)}。しかし、Fe₃Al 組成付近では不規則 α 相、B2 型および DO₃ 型規則相の他に、これらの 2 相共存状態が存在するため、この合金の規則化過程は複雑であり、X線回折結果^{(18)~(21)} などとともにさまざまな議論がなされている。

さらに、Marcinkowski ら⁽³⁾⁽⁴⁾ は規則格子ドメイン構造に現われる逆位相境界についても詳しく調べている。B2 型および DO₃ 型規則構造は Fig. 1 に示す変位ベクトルで逆位相境界を形成する。すなわち、第 1 近接原子が規則配列をとる B2 型規則構造は $a/2 \langle 111 \rangle \equiv a'/4 \langle 111 \rangle$ 型変位で、また、第 1 および第 2 近接原子が規則配列をとる DO₃ 型規則構造は $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型ならびに $a'/2 \langle 100 \rangle$ 型変位で逆位相境界を形成する。ただし、 a' は DO₃ 型規則格子の格子定数であり、B2 型規則格子あるいは不規則体心立方格子の格子定数 a の 2 倍である。

著者ら⁽²⁰⁾ は先に X線回折法により Fig. 2 に示すような本合金系の状態図を得ており、さらに、種々の相状態をもつ合金を他の相領域で等温焼鈍することにより、これら異相間の変態過程を研究した。その結果、B2→DO₃ および α+B2→DO₃ 変態はいずれも規則 DO₃ 相の核生成、成長過程によって進行し、また、B2→α+DO₃ 変態は B2 相から DO₃ 相への規則化が先行し、DO₃ 型ドメインの成長とともに

に α 相が徐々に生成してくることを報告した。

本研究では Fig. 2 に示す状態図に基づいて透過電子顕微鏡により、つぎの 3 種類の変態に伴うドメイン構造の変化や逆位相境界コントラストを観察した。すなわち、2 種類の異なる規則構造間の変態として B2→DO₃ 変態を観察し、つぎに同じく B2 相から DO₃ 相に規則化するとともに α 相をも生成する B2→α+DO₃ 変態を観察し、これら両規則化過程の比較を行なった。さらに、異なる 2 相が同時に他の相に規則化する過程として α+B2→DO₃ 変態の観察を行なった。これらの電顕観察結果と著者らの以前の X線回折結果⁽¹⁸⁾⁽²⁰⁾ とを合わせて考察する。

Fig. 1 Unit cell and antiphase vectors in the superstructures of Fe-Al system.

* 九州大学大学院 (Graduate School, Kyushu University, Fukuoka)

** 九州大学工学部鉄鋼冶金学教室 (Department of Iron and Steel Metallurgy, Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

Fig. 2 Fe rich portion of the Fe-Al phase diagram composed from X-ray results⁽²⁰⁾.

II. 実験方法

試料は 99.95% 電解 Fe と 99.99% Al を高周波炉で真空溶解後、金型に鋳込んで作製した。合金の組成は化学分析の結果 24.7 at% Al であった。この合金を熱間圧延により 0.3 mm の薄板とし表面の酸化層を除去した後、約 10×10 mm の試片に切り出した。これらの試片を石英管に真空封入し 800°C で 6 hr の歪取り焼鈍を行なった後、つぎのいずれかの熱処理を施した。

(1) 800°C から 1°C/min で 630°C (B2 相領域) まで冷却し焼入れ、引き続き 330, 370, 410°C (いずれも DO₃ 相領域) で等温焼鈍後焼入れ。

(2) (1) と同じく 630°C から焼入れ、引き続き 510°C (α+DO₃ 相領域) で等温焼鈍後焼入れ。

(3) 800°C から 1°C/min で 570°C (α+B2 相領域) まで冷却し 10000 min 保持した後焼入れ、引き続き 400°C (DO₃ 相領域) で等温焼鈍後焼入れ。

焼入れはいずれも氷塩水中に行ない、630, 570°C からの焼入れに際しては石英管を割った。等温焼鈍は焼入れた試片を石英管に再封入し塩浴中で行なった。以上の熱処理を施した後、試片を酢酸と過塩素酸の混合酸(容量比 3:1)を用いて電解研磨を行ない、電顕観察用の試料とした。観察は JEM-200 型電顕により加速電圧 200 kV のもとで行なった。

逆位相境界コントラストの解釈は Marcinkowski ら⁽³⁾⁽⁴⁾ が示した方法に従った。すなわち、 $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型逆位相境界は DO₃ 型(111, 311, ...) および B2 型(200, 222, ...) 規則格子反射による両暗視野像でコントラストを示すが、一方、 $a'/2 \langle 100 \rangle$ 型逆位相境界は DO₃ 型反射でコントラストを示し、B2 型反射でコントラストを示さないという性質を利用した。両逆位相境界が B2 型および DO₃ 型反射による暗視野像で示すコントラストを比較するために同一視野の 111 および 222 暗視野像を観察した。

III. 実験結果と考察

1. B2 → DO₃ 変態

Fig. 3 は以前の報告⁽¹⁸⁾ と同様な X 線回折結果であり、24.3 at% Al 合金を 800°C から焼入れて B2 相[†] とした後、DO₃ 相領域の 400°C で等温焼鈍したときの 111, 200 規則格子線および 440 基本線の半価幅の時間変化を示している。焼鈍を始めると、B2 相中に DO₃ 型ドメインが生成するため、一時的に B2 相と DO₃ 相の 2 相共存状態となり、この 2 相のわずかな格子定数の違い⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾ に起因して 440 基本線は広がるが、その後焼鈍時間の経過とともに DO₃ 相にむかうため再び狭くなっている。また、111 規則格子線の半価幅は時間の経過とともに減少し、DO₃ 型ドメインがしだいに成長していることを示している。これら X 線回折による規則格子反射および基本反射の半価幅の変化については先の報告⁽¹⁸⁾⁽²⁰⁾ に詳しく述べている。

Fig. 3 Isothermal change in the half width of 111, 200 and 440 lines at 400°C for 24.3 at% Al alloy initially quenched from 800°C.

この相変態過程におけるドメイン構造の変化を直接観察するため、24.7 at% Al 合金を B2 相領域の 630°C から焼入れて、DO₃ 相領域の 410°C で等温焼鈍を行なった。この結果を Photo. 1 に示す。222 と 111 暗視野像の対(c)と(d)、(e)と(f)、(g)と(h)はそれぞれほぼ同一視野を示している。Photo. 1(a)は 630°C から焼入れたときの 200 暗視野像であり、焼鈍前の初期状態を示している。成長したかなり大きな B2 型ドメインとその $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型逆位相境界が見られる。焼鈍を始めると、(b)、(d)、(f)、(h)に見られるように B2 基地から一様に微細な DO₃ 型ドメインが核生成し、時間の経過とともに成長している。

これら一連の暗視野像から以下に述べる 2 つの興味ある現象が観察された。第 1 は 111 および 222 両暗視野像を比較すると、いずれの焼鈍段階においても初期状態で存在していた B2 型ドメインの $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型逆位相境界が 111 暗視野像において明瞭なコントラストを示しておらず、

† Fe-Al 合金は焼入れによって α 相を凍結できず、焼入れ過程で B2 型に規則化する⁽³⁾⁽¹⁰⁾⁽²⁰⁾。

Photo.1 A sequence of domain structures in 24.7 at% Al alloy quenched from 630°C and annealed at 410°C. (a) as quenched, 200 dark field micrograph; (b) annealed for 5 min, 111 micrograph; (c) 10 min, 222 micrograph; (d) 10 min, 111 micrograph; (e) 1000 min, 222 micrograph; (f) 1000 min, 111 micrograph; (g) 10000 min, 222 micrograph; (h) 10000 min, 111 micrograph.

222 暗視野像においてのみ明瞭に認められることである。運動学的理論による Marcinkowski ら⁽³⁾⁽⁴⁾の解釈では $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型逆位相境界に対して、位相角は 111 反射で $\pm\pi/2$ 、222 反射で $\pm\pi$ となり両暗視野像でコントラストがつくとされている。しかし、今回の結果では Photo.1(b), (d), (f), (h)に見られるように、111 暗視野像で $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型逆位相境界が明瞭なコントラストを示していない。この現象は $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型変位に対して、111 回折波の強度変化が小さいためと考えられる。そこで、位相角の違いが回折波の強度におよぼす効果を 2 波近似を用いた動力学的理

論⁽²²⁾⁽²³⁾により Fe-Al 合金に対して求めてみた。計算では逆位相境界が試料面とある傾きをもった平面として存在するとし、また、試料厚さを 1000 Å⁽³⁾、消衰距離を 111 反射に対して 2600 Å、222 反射に対して 4000 Å⁽¹⁷⁾とし、吸収効果を考慮した。この結果を Fig.4 に示す。図において $w = s\xi_g$ で s はブラッグ条件からのずれ、 ξ_g は消衰距離であり、 t は試料の厚さの 2 等分面から試料面に垂直に測った逆位相界面までの距離を示している。Fig.4(a)の曲線 1, 2, 3 はそれぞれ位相角 $\pi/2$, $-\pi/2$ の $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型および位相角 $\pm\pi$ の $a'/2 \langle 100 \rangle$ 型逆位相境界を含む場合の 111 暗視野像における強度プロファイルを示し、Fig.4(b)の曲線 3 は位相角 $\pm\pi$ の $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型逆位相境界を含む場合の 222 暗視野像における強度プロファイルを示している。この図に示した回折波の強度変化は Photo.1 において、111 暗視野像(b), (d), (f), (h)で $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型逆位相境界コントラストが $a'/2 \langle 100 \rangle$ 型逆位相境界コントラストほど明瞭でなく、また、222 暗視野像(c), (e), (g)で $a'/4 \langle 111 \rangle$ 型逆位相境界コントラストが見られることと定性的に対応している。しかし、実際の観察結果と比較するには多波計算を行わなければならないにもかかわ

らず 2 波近似を用いて計算したことや、本合金系の 111 および 222 規則格子反射に対する消衰距離が大きいことから、明瞭な逆位相境界コントラストを得るのにどの程度までブラッグ条件からのずれが許されるのか明らかでないなど計算に改良の余地がある。

第 2 は 630°C から焼入れた状態で存在する B2 型ドメイン内に、222 暗視野像(Photo.1(c), (e), (g))において暗いコントラストが見られることである。B2 型から DO_3 型規則格子への規則化は第 2 近接原子の規則化であり、 $a'/2 \langle 100 \rangle$ 型逆位相境界のみが新たに形成されるといわれている⁽³⁾。222 反射において、 $a'/2 \langle 100 \rangle$ 型逆位相境界に

Fig.4 Computed intensity profiles of the antiphase boundaries by the two beam approximation. (a) 111 dark field image, (b) 222 dark field image. Curve 1: phase angle $\alpha=\pi/2$, 2: $\alpha=-\pi/2$ and 3: $\alpha=\pm\pi$.

対する位相角は零であり、したがって、初め B2 型規則状態であったドメイン内は DO₃ 型に規則化しても均一な明るいコントラストを示すと考えられる。焼鈍後に B2 型ドメイン内に見られる暗いコントラストの成因としては $a'/2 < 100 >$ 型逆位相境界に α 相が薄く存在している可能性や、逆位相境界近傍での格子歪による寄与などが考えられる。Swann ら⁽¹⁴⁾ は 24.1 at% Al 合金を 1000°C から焼入れた後、452°C で 64 hr 焼鈍し焼入れた際の 222 暗視野像において類似したコントラストを観察し、 $a'/2 < 100 >$ 型逆位相境界上に α 相が層状に存在しているためのコントラストであると解釈し、 α 相と DO₃ 相の 2 相共存状態にあると説明している。ところが、著者らは 26.0 at% Al 合金を 630°C から焼入れた後、410°C で焼鈍した際の 222 暗視野像においても 24.7 at% Al 合金の場合と類似したコントラストを観察した。26.0 at% Al 合金は 410°C では、他の研究者ら⁽¹⁴⁾⁽¹⁹⁾ も DO₃ 相単相としている領域にあり、したがって、コントラストのみからその成因を判別することは困難である。

Fig.5 は 330, 370, 410°C で焼鈍したときの平均の DO₃ 型ドメインサイズと焼鈍時間の関係を示している。Photo.1 から明らかなように、ドメインの形状⁽³⁾は複雑であるため 111 暗視野像上に直線を引き、ドメインがこの直線を占める長さをもってドメインのサイズとした。図から平均ドメインサイズ $\bar{s}$ と焼鈍時間 t との間に、およそ $\bar{s} \propto t^{0.15}$ という関係が得られた。また、以前に著者ら⁽¹⁸⁾ の行なった 24.9 at% Al 合金の粉末試料による X 線回折実験からは $\bar{s} \propto t^{0.3}$ という関係が得られているが、ドメインの形状が不規則であるために、測定方法の違いに起因して一致しなかったものと思われる。本合金系の DO₃ 型ドメインに比べて、その

Fig.5 Time dependence of the average DO₃ domain size.

形状が規則的な Cu₃Au 規則格子合金では電顕観察⁽²⁴⁾と X 線回折実験⁽²⁵⁾からともに $\bar{s} \propto t^{0.5}$ という一致した結果が得られている。

2. B2 → α + DO₃ 変態

Fig.6 は 24.3 at% Al 合金を 800°C から焼入れることによって B2 相とした後、 α + DO₃ 相領域の 500°C で等温焼鈍を行なった場合の X 線回折結果⁽²⁰⁾である。111 規則格子線の半価幅は時間の経過とともに減少し、DO₃ 型ドメインがしだいに成長していることを示している。また、440 基本線の半価幅は焼鈍を始めて、ある時間経過した後増加し始めており、 α 相と DO₃ 相の 2 相共存状態にむかっていることを暗示している。

Fig.6 Isothermal change in the half width of 111, 200 and 440 lines at 500°C for 24.3 at% Al alloy initially quenched from 800°C⁽²⁰⁾.

X 線回折実験の示す結果をさらに詳細に調べるため電顕による観察を行なった。すなわち、DO₃ 型ドメインの成長と α 相の生成過程の関係を明らかにするため、24.7 at% Al 合金を B2 相領域の 630°C から焼入れた後、 α + DO₃ 相領域の 510°C で等温焼鈍を行なった。この結果を Photo.2 に示す。111 と 222 暗視野像の対 (a) と (b), (c) と (d), (e) (f), (g) と (h) はそれぞれほぼ同一視野を示している。初期状態となる 630°C から焼入れたときの 200 暗視野像は Photo.1(a) と同じく、成長した B2 型ドメインとその $a'/4 < 111 >$ 型逆位相境界を示している。焼鈍を始めると、DO₃ 型ドメインが B2 型ドメイン内にほぼ一様に核生成し、時間の経過とともに成長している。焼鈍初期では生成

Photo.2 A sequence of domain structures in 24.7 at% Al alloy quenched from 630°C and annealed at 510°C. (a) annealed for 10 min, 111 dark field micrograph; (b) 10 min, 222 micrograph; (c) 100 min, 111 micrograph; (d) 100 min, 222 micrograph; (e) 1000 min, 111 micrograph; (f) 1000 min, 222 micrograph; (g) 10000 min, 111 micrograph; (h) 10000 min, 222 micrograph.

したドメインは小さく、電顕像からは DO_3 相であるか、あるいは α 相と DO_3 相の 2 相共存であるか、その構造は明らかでないが、Fig.6 の X 線回折における 440 基本線の半価幅は焼鈍初期で狭く、ほぼ DO_3 相と思われる挙動を示している。したがって、 α 相は焼鈍を始めて、ある程度時間を経た後に生成するものと思われる。100 min 焼鈍した段階の 111 および 222 暗視野像 (Photo.2(c), (d)) は焼鈍前の B2 型ドメインの逆位相境界に、 α 相によるとと思われる暗い帯状のコントラストを示している。さらに、焼鈍を続けると α 相によるコントラストが明瞭になり、10000 min 焼鈍では 111 と 222 暗視野像 (Photo.2(g), (h)) ではほ

同じコントラストを示し、 α 相と DO_3 相の 2 相共存状態が実現している。また、 DO_3 型ドメインの複雑な形状から、その成長過程でドメインの合体が起きていることも十分考えられる。

3. $\alpha + \text{B}2 \rightarrow \text{DO}_3$ 変態

Fig.7 は 24.3 at% Al 合金を $\alpha + \text{B}2$ 相領域の 578°C から焼入れた後、 DO_3 相領域の 400°C で等温焼鈍を行なった場合の X 線回折結果⁽²⁰⁾である。440 基本線の半価幅に見られる焼鈍初期での広がりには $\text{B}2 \rightarrow \text{DO}_3$ 変態の場合と同様に焼鈍によって DO_3 型ドメインが生成したことを意味し、時間の経過とともに DO_3 相にむかうために再び狭くなっている。また、111 規則格子線の半価幅の減少は DO_3 型ドメインが時間の経過とともに成長していることを示している。

α 相と B2 相の 2 相共存状態のもとで DO_3 型ドメインが核生成、成長する過程を直接観察するため、24.7 at% Al 合金を $\alpha + \text{B}2$ 相領域の 570°C に 10000 min 保持して焼入れた後、 DO_3 相領域の 400°C で等温焼鈍を行なった。この結果を Photo.3 に示す。111 と 222 暗視野像の対 (b) と (c), (f) と (e), (h) と (g)) はそれぞれほぼ同一視野を示している。Photo.3(a) は 570°C で 10000 min 保持し焼入れたときの 200 暗視野像で 400°C で

Fig.7 Isothermal change in the half width of 111, 200 and 440 lines at 400°C for 24.3 at% Al alloy initially quenched from 578°C⁽²⁰⁾.

Photo.3 A sequence of domain structures in 24.7 at% Al alloy held at 570°C for 10000 min prior to quenching and annealed at 400°C. (a) as quenched, 200 dark field micrograph; (b) annealed for 10 min, 111 micrograph; (c) 10 min, 222 micrograph; (d) 100 min, 111 micrograph; (e) 1000 min, 222 micrograph; (f) 1000 min, 111 micrograph; (g) 10000 min, 222 micrograph; (h) 10000 min, 111 micrograph.

等温焼鈍前の初期状態であり、 α 相と B2 相の 2 相共存状態を示している。焼鈍を始めると、 α 相と B2 相の両基地から DO₃ 型ドメインが核生成し、時間の経過とともに成長している。Photo.3 (g), (h) から明らかなように、B2 基地に生成した DO₃ 型ドメインの方が α 基地に生成したものより大きく、B2 相から DO₃ 相への規則化が α 相から DO₃ 相への規則化よりも容易であることを示唆している。なお、この相変態過程においても B2 → DO₃ 変態の場合と同様に、222 暗視野像において初期には B2 状態であった基

地に DO₃ 型ドメインを生成した領域で、暗いコントラストが観察される。このコントラストは B2 → DO₃ 変態の場合と同じ成因によるものと思われる。

IV. 結 言

2 相共存領域を含む組成の Fe-Al 合金について透過電子顕微鏡により、いくつかの相変態に伴うドメイン構造の変化および逆位相境界コントラストを観察し、つぎのような結論を得た。

(1) B2 → DO₃ および α + B2 → DO₃ 変態は DO₃ 型ドメインの核生成、成長により進行する。 α + B2 → DO₃ 変態において、B2 基地に生成した DO₃ 型ドメインは α 基地に生成したものより成長が速く、B2 相から DO₃ 相への規則化は α 相から DO₃ 相への規則化よりも容易であることを示唆している。

(2) B2 → α + DO₃ 変態は DO₃ 型ドメインがほぼ一様に核生成し、ドメインの合体を伴って成長する過程で B2 型および DO₃ 型逆位相境界に α 相を生成し、2 相共存となる。

(3) $a'/4 < 111 >$ 型逆位相境界は 111 暗視野像で位相角 $\pm \pi/2$ をもつが、実際の観察では明瞭なコントラストを示さない。これは 2 波近似の動力学的理論で定性的に説明できる。

文 献

- (1) M.J. Marcinkowski and N. Brown : Acta Met., **9** (1961), 764.
- (2) M.J. Marcinkowski and N. Brown : Phil. Mag., **6** (1961), 811.
- (3) M.J. Marcinkowski and N. Brown : J. Appl. Phys., **33** (1962), 537.
- (4) M. J. Marcinkowski : *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, Ed. by G. Thomas and J. Washburn, Interscience Publishers, New York, (1963), 333.

- (5) G.Lütjering and H.Warlimont : Z.Metallk., **56** (1965), 1.
- (6) P.R.Swann and R.M.Fisher : Appl.Phys. Lett., **9**(1966), 279.
- (7) P.Morgand, P.Mouturat and G.Sainfort : Acta Met., **16**(1968), 867.
- (8) L.Rimlinger : C.R.Acad.Sci., **267**(1968), 1206.
- (9) H.Warlimont : Z.Metallk., **60**(1969), 195.
- (10) P.R.Swann, W.R.Duff and R.M.Fisher : Trans. Met.Soc. AIME, **245**(1969), 851.
- (11) P.R.Swann, W.R.Duff and R.M.Fisher : Phys. Status Solidi, **37**(1970), 577.
- (12) D.Watanabe, H.Morita, H.Saito and S.Ogawa : J.Phys.Soc. Japan, **29**(1970), 722.
- (13) 山中和夫, 井野博満, 大島隆一郎, 藤田英一 : 金属学会誌, **35**(1971), 566.
- (14) P.R.Swann, W.R.Duff and R.M.Fisher : Met. Trans., **3**(1972), 409.
- (15) T.Saburi, I.Yamauchi and S.Nenno : J.Phys. Soc. Japan, **32**(1972), 694.
- (16) N.Juqua, J.C.Desdier and P.Moine : Phys. Status Solidi, (a) **18**(1973), 387.
- (17) K.Oki, H.Sagane and T.Eguchi : Japan.J. Appl. Phys., **13**(1974), 753.
- (18) 沖 憲典, 羽坂雅之, 江口鉄男 : 金属学会誌, **35**(1971), 919 ; K.Oki, M.Hasaka and T.Eguchi : Trans. JIM, **14**(1973), 8.
- (19) H.Okamoto and P.A.Beck : Met. Trans., **2**(1971), 569.
- (20) K.Oki, M.Hasaka and T.Eguchi : Japan.J. Appl. Phys., **12**(1973), 1522.
- (21) S.V.Semenovskaya : Phys.Status Solidi, (b) **64**(1974), 291.
- (22) P.B.Hirsch, A.Howie, R.B.Nicholson, D.W.Pashley and M.J.Wheelan : *Electron microscopy of Thin Crystals*, Butterworths, London, (1965), 222.
- (23) 黒田光太郎, 友清芳二, 江口鉄男 : 九大工学集報, **46**(1974), 570.
- (24) M.Sakai and D.E.Mikkola : Met. Trans., **2**(1971), 1635.
- (25) G.E.Poquette and D.E.Mikkola : Trans. Met. Soc. AIME, **245**(1969), 743.

fcc-bcc 格子変態の一般的取扱い

藤 田 英 一

F.Eiichi Fujita : A General Treatment of *fcc-bcc* Lattice Transformation.

The lattice deformation in the martensitic transformation in steel is the conversion of the lattice form from the *fcc* to the *bcc* structure by a certain mechanism including planar atomic displacements such as by a uniform lattice shear or dislocation motion and axial expansions and contractions. Based upon the main inter-planar displacement along the $(111)_f$ or $(101)_b$ plane and the $[11\bar{2}]_f$ or $[10\bar{1}]_b$ direction, the lattice transform from *fcc* to *bcc* is dealt with by using a simple mathematical expression which can commonly treat the *fcc*, *hcp*, *bcc*, and their stacking modification structures and, at the same time, can comprehend various lattice transformation mechanisms so far proposed. The expression consists of the deformation operators and the stacking sequence matrices, both of which are measured in the units of the displacement vector, $a/12 \cdot \langle 112 \rangle_f$. For instance, the Kurdjumov-Sachs or Nishiyama mechanism is expressed by $[2]_f [1^+] [D] = [3]_b$, where $[2]_f$ represents the ABCABC... stacking structure of *fcc*, $[1^+]$ means the deformation operator corresponding to the first shear of $19^\circ 28'$ along $(111)_f$ and $[11\bar{2}]_f$, $[D]$ corresponds to other deformations by the axial expansion, contraction or small shear of another kind which are necessary to reach the *bcc* lattice dimensions and symmetry, and the final transform, $[3]_b$ is the AbAbAb... stacking sequence of $(101)_b$ in the *bcc* structure.

By means of the mathematical treatment such as above, all possible transformation paths from *fcc* to *bcc*, which include any of the uniform shear, regular motions of half dislocations and shuffling, are searched, and it is concluded that only three paths are allowed. They are the K-S or N mechanism, Venables' mechanism through the *hcp* structure, and a new mechanism through a six stacking layer structure proposed by the author. Furthermore, the above three mechanisms are carefully examined and discussed by taking account of the transition of positions of the interstitial carbon atoms during the transformation, the experimental evidence for the appearance of the intermediate phases, and their structural stabilities, especially in regard to the new six-layer structure.

(Received April 26, 1975)

I. は じ め に

Bainの関係⁽¹⁾と言われる歴史的なものは別としても, 鋼のマルテンサイト変態における格子関係には, Kurdjumov-Sachs (以後, K-Sと記す)⁽²⁾, Nishiyama(N)⁽³⁾, Gren-

inger-Troiano(G-T)⁽⁴⁾など, それぞれ実験に基づきながら, しかも多少異った関係がある. 一方, マルテンサイト変態は晶癖面に沿って母格子との接続が満足される不変面変形であるはずなのに, Bain, K-S, Nなどの関係では不変面が存在しないことから, 格子不変変形(lattice invariant

* 大阪大学基礎工学部物性教室 (Department of Material Physics, Faculty of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka)