鉄鋼の炭窒化物の相界面析出

大 森 靖 也*

1. は じ め に

鉄鋼材料の変態組織は一般にフェライト、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトが代表的なものと考えられ、合金炭化物析出は主として焼入組織の焼もどし過程における2次硬化現象を通じて認識されてきた。一方、圧延のまま使用する非調質高張力鋼の開発に伴って、NbやVの微量添加が強度上昇に有効であることが知られ、オーステナイト域からの冷却時に析出する炭窒化物による硬化も広く利用されている。Morrison⁽¹⁾はこのようなNbによる強化機構を解明するために透過電子顕微鏡観察を行い、直径 $\sim 50 \text{ \AA}$ の極めて微細な粒子の列状析出を発見した。Morrison 自身⁽¹⁾やLeslie⁽²⁾は析出物の列状配列が γ/α 界面析出の証拠でなからうかと示唆しているが、同時に転位等の格子欠陥上析出の可能性も考慮している。

わが国においてもこのような点列状析出に関してかなり研究されているが、その多くは析出硬化現象に重点がおかれ⁽³⁾、析出機構に関する研究としては筆者の知るかぎりにおいて谷野ら⁽⁴⁾による転位ダイポール説以外に積極的に検討されたものは少ないようである。勿論、転位線上への析出も否定されるものでなくその証拠も多数存在するが、Nb鋼やV鋼で観察される列状析出の大部分が γ/α 界面反応によることを明らかにしたのはGrayとYeo⁽⁵⁾およびDavenport等⁽⁶⁾であろう。その後、この γ/α 界面反応型の析出を精力的に研究しているのは、ケンブリッジ大学の鉄鋼物理冶金グループであり、彼らはこれを相界面析出(interphase precipitation)と名づけた。

ひとたび、このような炭化物析出が γ/α 界面反応によるものであることが確立されると、パーライトやベイナイト反応などの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態機構とも密接に関連することになり、さらに詳細に検討する必要性がでてくる。そこで、この相界面析出(interphase precipitation)に着目

して鉄合金の等温変態に関する最近の研究をまとめることにした。

2. いわゆる相界面析出(interphase precipitation)の機構について

広い意味で考えると相界面反応にはパーライト変態やベイナイト変態も当然含まれることになるが、ここでは相界面析出(interphase precipitation)と名づけられた反応に限定し、その析出機構について現在明らかにされている事実をまとめる。

一般に亜共析鋼のオーステナイトを A_1 点以下に冷却した場合、ベイナイト変態温度以上であるとオーステナイト粒界から先ずフェライトが生成する。温度が高く溶質原子の拡散が十分に起り得るときには、共析組成になるまで炭(窒)化物析出を伴わない初析フェライトの核生成と成長がつづくが、やや、温度が低いと図1(a)のように γ/α 界面のオーステナイト側にC原子が蓄積(build-up)される。このようにC濃度が高くなった部分では変態の駆動力が小さくなり、 γ/α 界面のオーステナイト中への進行は次第に減速されやがては止ってしまう。この界面がさらに進行するためには、ここで蓄積されたC原子を炭化物の形で取除く必要が生ずる。 γ/α 界面で炭化物を析出すると図1(b)のように炭化物とオーステナイトの界面のオーステナイト側ではC濃度が $C_r^{\gamma p}$ と著しく低下するのでフェライト層が生成するであろう(図1

図1 相界面析出を伴う $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の模式図(Davenport らによる⁽⁷⁾)。

* 住友金属工業株式会社中央技術研究所(兼)和歌山製鉄所試験課主任研究員
Interphase Precipitation of Carbonitrides in Steels;
Yasuya Ohmori(Central Research Laboratories, Sumitomo
Metal Industries, Ltd., Wakayama)
1975年10月24日 受理

(c)。あとはこの反応の繰返しで微細な炭(窒)化物の析出したシートが連続してならんだ、いわゆる、相界面析出(interphase precipitation)組織となることがわかる。

図2は相界面析出過程にある試料の γ/α 界面近傍を模式的に示すもので、析出物がかつて γ/α 界面であったシート上に不規則に分散している。これを図中のAの方向から眺めると析出物は γ/α 界面に平行にならんだ点列状と観察され、Bの方向からみると全く不規則な分布をしているように見える。写真1はFe-0.81% C合金を1100°Cでオーステナイト化したのち、450°Cで10 sec間等温変態させて氷食塩水に焼入れた組織で微細 Fe_3C 粒子が析出した面が γ/α 界面(オーステナイトは焼入れによってマルテンサイトになっている)に平行にならん

図2 γ/α 界面近傍の模式図。

写真1 Fe-0.81% C合金を450°Cで8 sec間等温変態した場合に観察された Fe_3C の相界面析出($\times 20000 \times 4/5$)。

でいるのが見える。一方、析出状態が実際に図2のようになっている証拠はDavenport⁽⁸⁾によって撮影された写真2によっても明らかである。これはFe-6.3% W-0.23% C合金を等温変態したものであるが、析出面が電子顕微鏡の入射電子線に平行な場合は写真2(a)のように M_6C のロッドが列状に観察されるが、同一視野で試料を45°傾斜すると写真2(b)のように全く不規則に分散しているように見え、それぞれ、図2のA、Bの条件が実現されていることがわかる。

写真2 Fe-6% W-0.2% C合金の等温変態組織における M_6C の相界面析出。(Davenport⁽⁸⁾) (a) 傾斜なし、(b) 45°傾斜

3. 各種の鉄合金系における相界面析出

相界面析出を伴う変態挙動は析出物を構成する元素によってその特徴が大きく支配されるので、各種の鉄合金における反応について記す。

(1) Fe-C合金および炭素鋼

炭素鋼やFe-C合金を A_1 点以下の温度で等温変態させると、温度の低下につれてパーライトの層間間隔は次第に小さくなるが、上部ベイナイトが生成しはじめる温度の近傍になると写真1のように連続したシート上に Fe_3C 粒子が析出する。筆者ら⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾はこのような組織を疑似パーライト(degenerate pearlite)と呼んでいるが特に低C鋼において顕著に現われる。 Fe_3C のシート間隔(列間隔)は写真3(a)、(b)のようにC量の減少につれて広がる。また $\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$ 結晶方位関係は層状のパーライトの場合と全く同様⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾で、

$$\begin{aligned} (010)_C // (11\bar{1})_\alpha \\ (103)_C // (011)_\alpha \end{aligned}$$

なるIsaichevの関係⁽¹²⁾と

$$\begin{aligned} (001)_C // (2\bar{1}5)_\alpha \\ (100)_C \text{ } 2.6^\circ \text{ from } (3\bar{1}1)_\alpha \\ (010)_C \text{ } 2.6^\circ \text{ from } (131)_\alpha \end{aligned}$$

なるPitschの関係⁽¹³⁾が認められる。Fe-C系や炭素鋼で層状パーライトにならず、この種の相界面析出組織が

写真3 Fe-C 合金における Fe_3C の相界面析出 ($\times 40000 \times \frac{1}{2}$).
(a) 0.81% C, (b) 0.20% C

得られる原因は次のように考えられる。すなわち、比較的高温であれば初析フェライトがまず生成し、未変態オーステナイトは共析成分になるまでC原子が濃縮されたのち層状パーライトに変態する。これに対し変態温度が低いとC原子のオーステナイト中での拡散が十分でなくC原子が γ/α 界面のオーステナイト側に蓄積(build-up)される結果、未変態オーステナイトの平均組成が共析成

図3 各種顕微鏡組織の生成温度域とC量の関係⁽¹¹⁾。

分に達することなく γ/α 界面でセメンタイト粒子を析出して変態が進行するのであろう。

なお、疑似パーライトの生成する温度域は図3に示すように⁽¹¹⁾、C量によって変化し低C側では700~450°Cと広く0.8% C鋼では520~450°Cとかなり狭くなる。しかも、この組織の硬さは図4のように含有C量によって著しく変化し高C側では、その生成温度に延長した層状パーライトの硬さに一致し、同一温度で生成した上部ベイナイトよりかなり硬くなる。~0.10% Cの低C側ではむしろ同一温度で生成したフェライトと大差なくベイナイトの硬さとも、ほぼ等しくなる。これは炭化物の大きさや分散形態、例えば、 Fe_3C のシート間隔等が硬化に重要な役割を果たしていることを示唆している。

図4 各種顕微鏡組織の硬さにおよぼす変態温度の影響⁽¹¹⁾。

(2) Fe-V-C, Fe-V-N 合金およびV添加鋼

谷野ら⁽⁴⁾は連続冷却したFe-V-C合金中の V_4C_3 点列状析出を観察し V_4C_3 とフェライトの間に

$$\begin{aligned} (100)\text{V}_4\text{C}_3 \parallel (100)\alpha \\ [010]\text{V}_4\text{C}_3 \parallel [011]\alpha \end{aligned}$$

に近い結晶方位関係が存在することを確めた。この反応は後にDavenportら⁽⁶⁾⁽⁷⁾によって詳細に検討され、 V_4C_3 とフェライトの間に上述の方位関係があることを再確認するとともに、 V_4C_3 粒子のシートが γ/α 界面のフェライト側で核生成し析出粒子の $\{100\}$ 晶癖面のうち γ/α 界面に最も平行なもののみが成長すると考えて、結晶方位関係のバリエーションが限定される事実を説明した。この考え方は V_4C_3 の析出に必要なV原子が γ/α 界面に到着しさえすれば、これに沿って容易に拡散するところからもっともらしいものである。

相界面反応によって析出した V_4C_3 粒子の直径は、図5のように変態温度の低下とともに微細化し同時に

V_4C_3 のシート間隔も狭くなることが Batte⁽¹⁴⁾によって確かめられた。したがって図 6 に示すように変態温度が低いほど析出硬化は大きく、しかも、600~650°C で変態した相界面反応組織の硬さは、同一温度で生成した上部ベイナイトのそれよりかなり高くなる⁽¹⁴⁾ことがわかる。この事実は先の炭素鋼の疑似パーライトとベイナイトの硬度差(図 4 参照)とよい対応を示し、相界面析出反応を適当に制御することにより種々の強さの材料が得られることがわかる。

V 鋼のもう 1 つの特徴はこのようなシート状相界面析出と重複して繊維状の V_4C_3 とフェライトの混合組織がオーステナイト粒界から生成することである。Edmonds⁽¹⁵⁾ は図 7 に示すように、繊維状 V_4C_3 はその主成長方向が γ/α 界面の進行方向に平行になったときに生成すると考えて、 V_4C_3 の晶癖面が γ/α 界面にはほぼ平行になるいわゆる相界面反応と区別している。

写真 4 および 5 はそれぞれ Fe-0.87% V-0.18% C,

図 5 V_4C_3 の粒子径およびシート間隔と等温変態温度の関係(Batte らによる⁽¹⁴⁾).

図 6 Fe-0.85% V-0.23% C 合金の等温変態温度と硬さの関係(Batte らによる⁽¹⁴⁾).

図 7 V 鋼の等温分解過程の模式図(Edmonds による⁽¹⁵⁾).

(a) 相界面析出, (b) 繊維状析出

Fe-0.11% V-0.018% N-0.003% C 合金を 1000°C から 15°C/min で常温まで冷却したときの相界面析出を大谷⁽¹⁶⁾が撮影したもので、 V_4C_3 粒子および VN 粒子が列状に配列しているのがわかる。なお、写真 4 で析出物の晶癖面が列に垂直になっているように見えるが、これは析出粒子とフェライトの整合性に起因する歪場によるコントラストで、Davenport⁽⁶⁾⁽⁷⁾の説明と矛盾するものではない。

写真 4 Fe-0.87% V-0.18% C 合金における V_4C_3 の相界面析出(大谷⁽¹⁶⁾) ($\times 40000 \times \frac{1}{2}$).

写真 5 Fe-0.11% V-0.018% N 合金における VN の相界面析出(大谷⁽¹⁶⁾) ($\times 40000 \times \frac{1}{2}$).

(3) Fe-Nb-C(N) 合金および Nb 添加鋼

低 C-Nb 鋼中の Nb の炭窒化物の点列状析出は最初に Morrison⁽¹⁾によって発見され、つづいて Leslie⁽²⁾や Pickering ら⁽¹⁷⁾によって確認された。このような列状

写真6 Fe-0.42% Mn-0.24% Nb-0.027% C 鋼における NbC の相界面析出 (NbC による回折線を用いた暗視野像) ($\times 20000 \times \frac{1}{2}$).

析出物が非調質高張力鋼の強度上昇に有効に利用されている事実は言うまでもない。その後、Gray と Ye⁽⁵⁾ は連続冷却変態した極低 C-Nb 鋼を用い、主として抽出レプリカによって炭窒化物の列状析出を詳細に検討し、これが r/α 界面析出である事を結論した。その根拠は連続冷却変態途中から焼入れることにより未変態オーステナイトを針状組織として r/α 界面を観察し、炭窒化物の列がこの界面のフェライト側において界面に平行な列として配列していることと、未変態オーステナイト部には析出物の列が全く認められないことによっている。筆者⁽¹⁸⁾ も 0.027% C-0.28% Si-0.42% Mn-0.24% Nb 鋼を用い 1250°C でオーステナイト化したのち、750°C で等温変態し写真6のようなシート状析出を得るとともに、制限視野電子線回折によってこれが面心立方晶の NbC (N) であり、フェライト地との間に V_4C_3 の場合と同じ結晶方位関係があることを確めた。

このような NbC のシート間隔は当然のことながらオーステナイトの分解温度によってきまるが、Gray ら⁽⁵⁾ は連続冷却時における変態温度が冷却速度に関連するところから、シート間隔と冷却速度の関係を従来のデータも含めてプロットし図8に示す結果を得た。すなわち、冷却速度が大きくなるとシート間隔は小さくなっている。彼らはシート間隔 x の平均値 $\bar{x}$ が鋼中の Nb の拡散によって支配されていると考え、よく知られた $\bar{x} = \sqrt{Dt}$ (D : 拡散係数, t : 時間) なる拡散距離の式を用いて D の大きさを検討し、ほぼフェライト中の Nb 原子の拡散によって変態の進行が律速されていることを示した。この結果より Nb 鋼の r/α 界面反応に対し図9に示すモデルを提案した: 先ず r/α 界面上の析出の列とその前の列を考える。両列の中心を X-Y 線とすると X-Y の左では Nb 原子が前の列の NbC 粒子のところに拡散するのに対し、右側では r/α 界面に向かって垂直にフェライト中を拡散する。 r/α 界面に到達した Nb 原子の界面拡散は十分に速いので変態の進行の律速過程とはならない。一

方、オーステナイト中の Nb 原子の拡散はフェライト中のそれに較べて約 2 桁遅いのでこれも律速過程にはなり得ない。したがって界面における NbC の析出に伴う C 濃度の低下による $r \rightarrow \alpha$ 変態の進行は、フェライト中の Nb 原子の拡散によって支配されることになる。

図8 NbC のシート間隔と冷却速度の関係。(Gray らによるまとめ⁽⁵⁾).

図9 NbC 析出の拡散模型 (Gray らによる⁽⁵⁾).

(4) Fe-Ti-C 合金

Freeman⁽¹⁹⁾ は Fe-0.13~0.53% Ti-0.05~0.12% C

合金を 850~600°C で等温変態し TiC の相界面析出を調べた。その結果 TiC は NbC や V_4C_3 の場合と全く同様に変態温度の低下につれて微細化し、TiC のシート間隔も 850°C では 610 Å, 725°C では 170 Å, 600°C では 120 Å と変化することを確認した。

(5) Fe-Mo-C 合金

Fe-Mo-C 合金中に析出する炭化物は Mo/C 比によって種々変化することが佐藤ら⁽²⁰⁾⁽²¹⁾によって報告されているが、 Mo_2C の相界面析出に着目して Fe-Mo-C 合金の等温変態組織を詳細に検討したのは Berry ら⁽⁶⁾⁽²²⁾⁽²³⁾が最初であろう。彼らは Fe-0.5~4.0% Mo-0.2~1.0%

図 10 Fe-4% Mo-0.2% C 合金の TTT 図 (Berry による⁽²³⁾)。

C 合金を 1150°C でオーステナイト化したのち 900~600°C の温度域で等温変態した。TTT 図の一例⁽²³⁾を図 10 に示す。このような等温変態過程では写真 7 のような棒 (rod) 状の Mo_2C シートが生成した相界面析出と同時に、写真 8 に示す繊維状 Mo_2C の生成が観察される。Edmonds ら⁽²⁴⁾によると繊維状 Mo_2C からなる組織の比率は図 11 のように変態温度の低下とともに増加する。Berry ら⁽²²⁾⁽²³⁾は Widmanstätten 状の相界面析出に対しては、Pitsch と Schrader⁽²⁵⁾がフェライトと ϵ 炭化物の間に求めた結晶方位関係と等価な次の関係：

$$(011)_\alpha // (0001)_{Mo_2C} \\ [100]_\alpha // [2\bar{1}10]_{Mo_2C} \cdots \text{成長方向}$$

が存在し、繊維状 Mo_2C とフェライトの間には

$$(011)_\alpha // (0001)_{Mo_2C} \\ (101)_\alpha // (1\bar{1}01)_{Mo_2C} \\ [1\bar{1}1]_\alpha // [1\bar{2}10]_{Mo_2C}$$

なる ϵ 炭化物とフェライト間の Jack の関係⁽²⁶⁾と等価な方位関係が存在することを示した。彼らは前者のフェライトと Mo_2C の整合性が極めてよいので、 Mo_2C が γ/α 界面のフェライトに接して生成したのに対し、後者ではフェライトとオーステナイトの間に Kurdjumov-Sachs の関係⁽²⁷⁾：

$$(111)_\gamma // (011)_\alpha \\ [\bar{1}\bar{1}0]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$$

オーステナイトと Mo_2C の間によく知られた

$$(111)_\gamma // (0001)_{Mo_2C} \\ [\bar{1}\bar{1}0]_\gamma // [1\bar{2}10]_{Mo_2C}$$

なる関係を仮定することにより 3 相の間の結晶方位関係が統一的に説明できるところから、繊維状 Mo_2C はオー

写真 7 Fe-4% Mo-0.2% C 合金における Mo_2C の相界面析出 ($\times 20000 \times \frac{1}{10}$)⁽²⁸⁾。

写真8 Fe-4% Mo-0.2% C 合金における Mo_2C の繊維状析出 ($\times 40000 \times \frac{1}{2}$)⁽²⁸⁾.

図11 Fe-4% Mo-0.2% C 合金の変態温度と繊維状組織の割合の関係 (Edmonds らによる⁽²⁴⁾).

ステナイトと密接な関係を保ちながら生成したと結論した。

筆者⁽²⁸⁾も Fe-4% Mo-0.2% C 合金中の Mo_2C 析出に関してはほぼ同様な結果を得たが、さらに 750°C 以上の等温変態ではオーステナイトから直接フェライトと M_6C 粒子に分解する相界面析出型の反応を観察している。

(6) Fe-Cr-C 合金

Cr 鋼の変態組織の研究は 2 ¼ Cr-1 Mo 鋼など実用的な観点からも詳しく検討すべきであろうが、相界面析出

写真9 Fe-3% Cr-0.2% 合金における M_7C_3 の相界面析出粒状 M_7C_3 がセメンタイトの帯でつながっている (抽出レプリカ ($\times 10000 \times \frac{1}{2}$))⁽³⁰⁾.

に着目した実験は比較的少ない。この原因の1つは Cr 炭化物が多量に析出した試料から電子顕微鏡観察用の薄膜作成がかなり難しいことにある。

Campbell⁽²⁹⁾は Fe-5% Cr-0.2% C 合金を 600°C で 30 min 等温変態した試料で、 γ/α 界面に平行にならんだ Cr_7C_3 の相界面析出を観察している。ただ、Cr 鋼の場合、析出する炭化物も複雑であり、筆者⁽³⁰⁾も Fe-3% Cr-0.2% C 合金を 700°C で等温変態した試料において、写真9のように、セメンタイトの帯でつながった M_7C_3 粒子の相界面析出をみつけており、今後さらに詳細な検討が必要であろう。

(7) Fe-W-C 合金

Davenport ら⁽⁷⁾は Fe-6.3% W-0.23% C, Fe-1.97% W-1.10% C 合金を用い、 M_6C の相界面析出を検討した。写真2は Fe-6.3% W-0.23% C 合金を 1300°C でオーステナイト化したのち、700°C で等温分解した際の M_6C 粒子の相界面析出である。この場合シート間隔は 700°C で変態すると 1000~3000 Å, 800°C では ~10000 Å になると報告されている⁽³¹⁾。

4. パーライトおよびベイナイト変態との関連

相界面析出の大部分は合金炭化物によるものであるが、ここでは簡単のために炭素鋼あるいは Fe-C 合金に議論を限定する。写真1および3に示したように炭素鋼オーステナイトを層状パーライトの生成温度の直下で分解すると、セメンタイト粒子がシート状にならんだ相界面析出が観察される。前述したように $\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$ 結晶方位関係はパーライトのそれと全く同様であり、セメンタイトが層状に発達するに十分な C 濃度になるまで C 原子がオーステナイト中を拡散できなかったにすぎない組織と言えよう。したがって C 量が共析成分から大きくずれる可能性があることを除いて、その生成機構は本質的にパーライトと同等と考えられる。このような推定は C 原子が長距離拡散しなければならない低 C 鋼で相界面反応が起り易く、ほとんどその必要のない共析鋼では反応温度域も狭く(図3参照)、その生成量も少い事実によっても支持されている。

一方、さらに温度が低下するとベイナイトが生成するが、ベイナイトもその成長端にセメンタイト粒子を析出しながら成長する^{(32)~(34)}。Srinivasan と Wayman⁽³²⁾によるとこのセメンタイト析出に伴う γ/α 界面のオーステナイト側の局部的 C 濃度の低下が変態の駆動力を与えるとされており、本質的には相界面析出を伴うオーステナイトの分解と考えられる。したがって大きい相違はいわゆる相界面析出が置換型原子の拡散を伴うのに対し、ベイナイトでは格子間原子のみが拡散しフェライトの生

成は剪断型の変態によることであろう。これはベイナイト反応ではセメントライトあるいは ϵ 炭化物の析出を伴うことは可能であるが、合金炭化物の相界面析出を伴うことができないことを意味する。

5. 相界面析出の利用

相界面析出の研究が実用的な非調質型の Nb 添加高張力鋼の組織観察から出発したように、この反応は析出現象の認識の有無にかかわらず広く利用されてきた。事実、上述の微量 Nb 添加鋼の他、圧延のままで使用される V 鋼、Nb-V 鋼、Ti 添加鋼などはすべてこの範疇に属し制御圧延と組合せて変態温度、フェライト粒、析出炭窒化物の大きさや分布を調整することによって、強度と靱性のバランスのとれた材料が開発できる。さらに、この析出硬化をより積極的に利用することを考えるならばパーライト減少鋼などへの適用があらう。

一方、高温用の 2 ¼ Cr-1 Mo 鋼などではオーステナイトからの徐冷組織と焼入焼もどし、または焼ならし焼もどし組織で高温特性が著しく異なることが知られている。このような徐冷時の変態も相界面析出に密接に関連するので詳細に検討する必要がある。

6. お わ り に

以上、述べてきたように鉄鋼材料中の炭化物の相界面析出は実用的にも極めて重要な意味をもつものであるが、それを意識的に制御することなく利用してきた感が強い。今後は相界面析出の塑性挙動におよぼす影響を析出のシート間隔や析出粒子の大きさとの関連において検討し、この組織の積極的な利用が望まれる。

また、この組織は他の変態組織の生成機構とも密接に関連するので、オーステナイトの分解機構の解明にも重要な手がかりを与えるものと思われる。

文 献

- (1) W.B.Morrison : J.Iron Steel Inst., **201**(1963), 317.
- (2) W.C.Leslie : *The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals*, Her Majesty's Stationery Office, (1963), 334.
- (3) 今井勇之進, 庄野凱夫 : 鉄と鋼, **53**(1967), 882.
- (4) 西田卓彦, 谷野 満 : 金属学会誌, **29**(1965), 728.
- (5) J.M.Gray and R.B.G.Yeo : Trans.ASM, **61**(1968), 255.
- (6) A.T.Davenport, F.G.Berry and R.W.K.Honeycombe : Metal Science J., **2**(1968), 104.
- (7) A.T.Davenport and R.W.K.Honeycombe : Proc.Roy.Soc.London, **A 322**(1971), 191.
- (8) A.T.Davenport : 私信(未発表データ).
- (9) 大森靖也 : 鉄と鋼, **57**(1971), 1562.
- (10) Y.Ohmori, A.T.Davenport and R.W.K.Honeycombe : Trans.ISIJ, **12**(1972), 128.
- (11) Y.Ohmori and R.W.K.Honeycombe : *Proceedings ICSTIS*, Suppl. Trans. ISIJ, **11**(1971), 1160.
- (12) I.V.Isaichev : Zhur.Tekhn.Fiziki, **17**(1947), 835.
- (13) W.Pitsch : Acta Met., **10**(1962), 79.
- (14) A.D.Batte and R.W.K.Honeycombe : J.Iron Steel Inst., **211**(1973), 284.
- (15) D.V.Edmonds : *ibid.*, **210**(1972), 363.
- (16) 大谷泰夫 : 未発表データ.
- (17) F.B.Pickering and T.Gladman : ISI Special Report No.81, p.10.
- (18) Y.Ohmori : Trans.ISIJ, **15**(1975), 194.
- (19) S.Freeman : ISI Special Report No.145, (1971), 152.
- (20) 佐藤知雄, 西沢泰二, 玉置維昭 : 金属学会誌, **24**(1960), 395.
- (21) 佐藤知雄, 西沢泰二, 玉置維昭 : 金属学会誌, **24**(1960), 469.
- (22) F.G.Berry, A.T.Davenport and R.W.K.Honeycombe : *The Mechanism of Phase Transformations in Crystalline Solids*, Inst.Metals Monograph No.33(1969), 228.
- (23) F.G.Berry and R.W.K.Honeycombe : Met. Trans., **1**(1970), 3279.
- (24) D.V.Edmonds and R.W.K.Honeycombe : J.Iron Steel Inst., **211**(1973), 209.
- (25) W.Pitsch and A.Schrader : Arch. Eisenhüttenw., **29**(1958), 715.
- (26) K.H.Jack : J.Iron Steel Inst., **169**(1951), 26.
- (27) G.V.Kurdjumov and G.Sachs : Z.Phys., **64**(1930), 325.
- (28) Y.Ohmori : Trans.ISIJ, **12**(1972), 350.
- (29) K.Campbell : ケンブリッジ大学 Ph.D. 論文 (1971).
- (30) 大森靖也 : 未発表データ.
- (31) R.W.K.Honeycombe : *Structure and Strength of Alloy Steel*, Climax Moly.Co.Ltd., p.28.
- (32) G.R.Srinivasan and C.M.Wayman : Acta Met., **16**(1968), 607.
- (33) Y.Ohmori : Trans.ISIJ, **11**(1971), 95.
- (34) Y.Ohmori H.Ohtani and T.Kunitake : Trans. ISIJ, **11**(1971), 250.