

© 1983 ISIJ



鋼の拡散変態過程における炭化物析出

大 森 靖 也*

Carbide Precipitation during the Diffusional Transformation of Steels

Yasuya OHMORI

1. 緒 言

鉄鋼材料は高純度のステンレス鋼やマルエージ鋼などの極低C鋼を除いて通常適当な量のCを含有しているので熱処理によつて種々の顕微鏡組織が得られる。たとえば低合金鋼オーステナイトに焼入処理を施してマルテンサイト組織とし、これを焼もどして過飽和に固溶したC原子を炭化物として析出させ強度や靱性を調整するなどがそれである。しかし、オーステナイト域やフェライト/オーステナイト2相域に加熱した材料を比較的ゆるやかに冷却したり恒温保持すると拡散機構によつて変態するが、それに炭・窒化物の析出がいかに関与するかを知ることも鉄鋼材料の組織形成機構を理解する上で重要である。特に、その熱力学的側面についてはすぐれた研究が多く、適切な解説^{2)~4)}も少なくない。一方、その形態学的な面は、近年、金属薄膜の透過電子顕微鏡観察によつて急速に発展しつつある。そこで本稿では後者における最近の動向をとりまとめることとした。

2. Fe-C 合金及び炭素鋼の変態とセメンタイト析出

亜共析オーステナイトを A_3 変態点と M_s 点の間の温度域で徐冷したり恒温保持すると何らかの意味で構成原子の拡散が関与した機構で変態が進行し、特に共析点以下の温度では最終的にフェライトとセメンタイト (Fe_3C) の集合体に分解する。その典型的なものはフェライト・パーライト組織であり生成過程を模式的に示すと図1のようになる。はじめに、オーステナイト粒界の3重点のように欠陥密度が高く拡散の促進される領域でフェライトが核生成 (b) し、それがオーステナイト粒界全面を覆つて粒内に成長しはじめると未変態オーステナイトに富化されたC原子の濃度が共析成分となつてパーライトに分解 (c) する。この過程で、オーステナイトからフェライトが核生成する (b) においても Fe 原子の移動距離が最も小さくなる方が都合よく、多くの場合、母

相とフェライトの間に特定の結晶方位関係が存在する。たとえば RYDER ら⁵⁾⁶⁾による Co-Fe 合金の研究では BAIN の関係⁷⁾ の存在が確かめられている。フェライトとオーステナイトの間の結晶方位関係には、この他、KURDJUMOV-SACHS (K-S) の関係⁸⁾ や西山⁹⁾-WASSERMAN¹⁰⁾ (N-W) の関係などが知られているがいずれも相互に 5° 程度のずれで一致するので、ここでは、次に示す K-S の関係を基本として考えることにする：

$$(1\bar{1}0)_\alpha \parallel (1\bar{1}1)_\gamma$$

$$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha \parallel (\bar{1}\bar{1}0)_\gamma$$

$$(11\bar{2})_\alpha \parallel (1\bar{1}\bar{2})_\gamma$$

したがつて (b) の過程においてフェライト粒 (α_n) がオーステナイト粒 (γ_n) と K-S の関係⁸⁾ にあるとすれば両者の界面は比較的整合で幾何学的界面エネルギーが低い。これに対し α_n と他のオーステナイト粒の界面エネルギーは高く、これらの差によつて界面移動やその界面での炭化物生成の様相が変化するであろう。このような関係を直感的に理解するためにオーステナイト、フェライト及び Fe_3C 中の Fe 原子の配列の一断面における模式図を図2に示す。すなわち、オーステナイト粒界に接して左上半分のオーステナイト粒内にフェライトが K-S の関係⁸⁾ で生成し、そのフェライト/オーステナイト界面に Fe_3C が両相と比較的整合な関係をもつて析出したと考える。図中 Fe_3C は連続する2つの (100)_c 面の Fe 原子の配列である。また、ここでは簡単のために実際に観察される¹¹⁾フェライトと Fe_3C 間の ISAICHEV の関係¹²⁾：

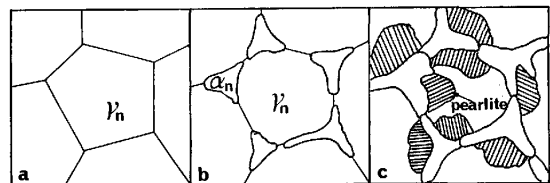


図1 亜共析鋼における初析フェライトの生成とそれにつづくパーライト反応 (模式図)

昭和 58 年 2 月 9 日受付 (Received Feb. 9, 1983) (依頼解説)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

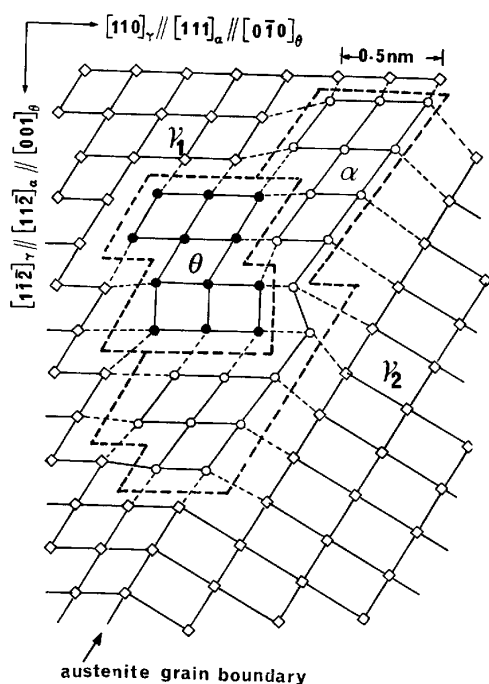


図2 オーステナイト粒界において一方の粒 (γ_1) と K-S の関係をもつて析出したフェライト (α) と α/γ_1 界面で生成した $\text{Fe}_3\text{C}(\theta)$ における Fe 原子の配列

$$(010)_c \parallel (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$$

$$(103)_c \parallel (0\bar{1}1)_\alpha$$

から両結晶を相対的に $[010]_c \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$ 軸のまわりに 3.5° 回転させた BAGARYATSKII の関係¹³⁾を示している。この場合のオーステナイトと Fe_3C の関係は PITSCH の関係¹⁴⁾ :

$$(100)_c \parallel (5\bar{5}4)_\gamma$$

$$(010)_c \parallel (\bar{1}\bar{1}0)_\gamma$$

$$(001)_c \parallel (2\bar{2}\bar{5})_\gamma$$

から $[010]_c \parallel [\bar{1}\bar{1}0]_\gamma$ 軸のまわりに 5.8° 回転したものであるが 3 相の協調性はかなり良好であることがわかる。

一方、PETCH¹⁵⁾ はフェライトと Fe_3C 中の Fe 原子の配列を比較して両者の間に 2 種類の結晶方位関係の存在を予想した。その一つは上述の BAGARYATSKII¹³⁾ の関係であるが、他の一つは PETCH の第 2 の関係あるいは PITSCH の関係¹⁶⁾ :

$$(001)_c \parallel (2\bar{1}5)_\alpha$$

$$(100)_c \text{ 2.6}^\circ \text{ from } (3\bar{1}1)_\alpha$$

$$(010)_c \text{ 2.6}^\circ \text{ from } (131)_\alpha$$

と呼ばれるものでフェライトと Fe_3C 中の Fe 原子の配列の類似性は ANDREWS¹⁷⁾によつても確かめられ特にパーライトの晶癖面に対応する $(001)_c \parallel (2\bar{1}5)_\alpha$ 面での整合性がよい¹⁸⁾。しかしながら、後者の場合、オーステナイトとフェライトあるいは Fe_3C 相の間に協調的な関係を求めることは困難である¹⁹⁾。したがつて、たとえば図

2 の右側のフェライト/オーステナイト非整合界面で Fe_3C がフェライトとのみ整合性を保ちつつ変態が進行するときに現れる可能性がある。3 相間に協調性がないことは同時に置換型原子の拡散を伴わなければ変態しないことを意味する。これに対し、前者の場合はたとえ置換型原子の長範囲拡散がなくても剪断と 1 原子間距離以下の小さな原子位置の調整によつて変態が進行し得る。事実、これら 2 つの結晶方位関係は拡散型のパーライトや擬似パーライト変態においてのみ観察され¹⁶⁾¹⁸⁾、置換型原子の剪断によつて主として変態が進行するベイナイトでは前者の ISAICHEV の関係 (図 2 では BAGARYATSKII の関係として示した) のみが観察されるようである²⁰⁾²¹⁾。

3. 合金鋼の変態と析出

炭化物形成元素を添加すると変態時に生成する析出物は M_3C 型のセメントイトでなく、VC, NbC, Mo_2C , M_7C_3 や M_{23}C_6 などに変わり組織が著しく変化することがある。これら合金元素のうち、V や Nb などは非調質鋼の強化に適しており初析フェライト中への炭・窒化物析出を利用するが、Mo や Cr, B などは拡散変態を抑制して焼入性を向上するために利用される。その他、Mo や V などは焼入後の焼もどし過程における二次硬化元素としても用いられる。しかし、これらの元素はいずれも変態の条件を適当に制御するとその過程で炭・窒化物や炭・硼化物などを析出し最終的な変態組織を支配するのでこの点について検討しよう。

合金炭・窒化物はオーステナイト中での溶解度積が小さく、その冷却過程においてフェライト生成に先行して結晶粒界に析出することが多い。この合金炭・窒化物は先に述べたフェライトのように粒界をはさんだいずれかの側の結晶粒と特別な結晶方位関係をもつことがあり、その界面は他の非整合界面に較べて幾何学的な界面エネルギーが低く安定である。一方、炭・窒化物とオーステナイトの界面のオーステナイト側は C 濃度が著しく低下するのでフェライトの核生成に都合がよい。実際、低合金鋼に B を過剰に添加したり、添加量が適正であつても焼入冷却速度が不十分であると冷却過程でオーステナイト粒界に $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ が析出しそれを核としてフェライトが生成するので図 3 のように焼入性が低下する^{22)~25)}。これらの効果を考慮するとオーステナイトと炭・窒化物の整合界面と非整合界面では当然フェライトの核生成位置としての働きが異なるであろう。MAITREPIERRE ら²³⁾ は $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ /フェライト界面を電子顕微鏡で観察し図 4 に示すように $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ が一方のオーステナイト粒と平行な方位関係をもつて析出し、他方の非整合界面がフェライトの優先的な核生成位置になることを確かめた (図 4 (C))。その結果、オーステナイト粒界上のフェライトは図 4 (d) のように $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ に関して非対称

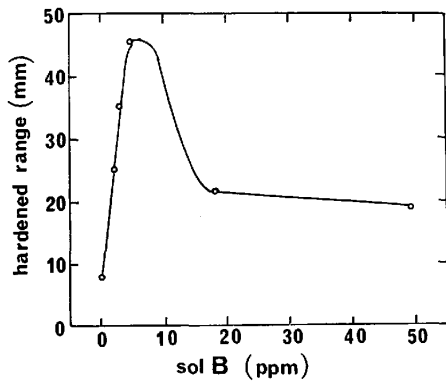


図 3 0.2%C-1.4%Mn-0.5%Mo 鋼を 1200 K から一端水冷したジョミニー試験片においてロックウェルC硬さが 35 以上となる領域の長さ と sol B 量 の関係

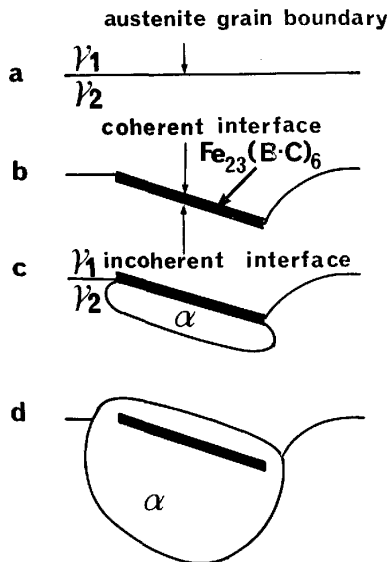


図 4 B 添加鋼のオーステナイト粒界における $Fe_{23}(B \cdot C)_6$ の析出とそれを核とするフェライトの核生成

に成長する^{23) 26)}。

また、同時に形成される整合界面は幾何学的界面エネルギーが低いので逆に変態の核生成を抑制することもあり得よう。SHARMA ら²⁷⁾はこの点に着目し Nb による初析フェライトの生成の抑制機構を提案している。すなわち、図 5 のように面心立方晶の NbC がオーステナイト粒界の両側に、それぞれの粒と平行な方位関係をもつて析出すると粒界は NbC とオーステナイトの整合界面で覆われ安定化すると考える。MAITREPIERRE ら²³⁾も少量の B による焼入性向上を同じ機構で説明したが、この場合は B の粒界偏析そのものによる界面エネルギーの低下も予想され現在の透過電子顕微鏡観察ではいずれとも決定されていない。

次にオーステナイト粒界に核生成した炭・窒化物とフェライトの混合相がどのように母相中に成長するかは最終的な変態組織を理解する上で重要である。写真 1 (a)

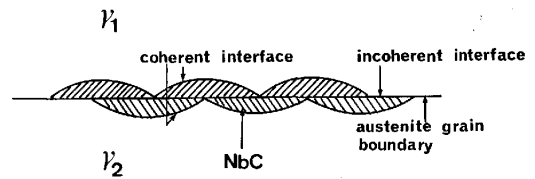
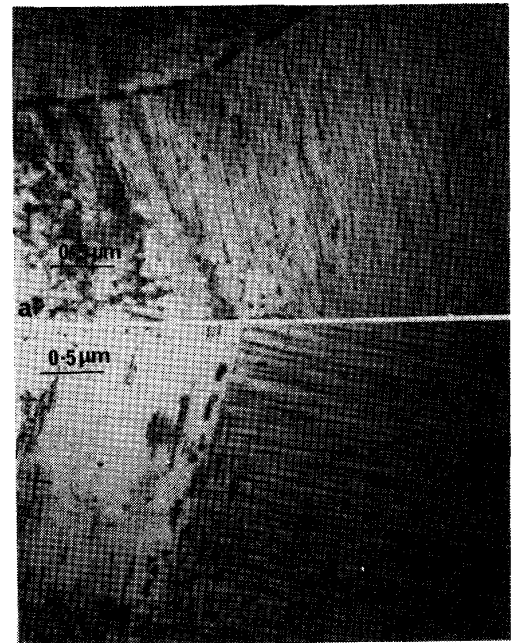


図 5 Nb 添加鋼における NbC のオーステナイト粒界析出による焼入性向上を説明する SHARMA らの模型



(a) 繊維状 Mo_2C , (b) 針状 Mo_2C

写真 1 Fe-4% Mo-0.2% 合金オーステナイトを 1023 K で等温分解した場合に生成したフェライトと Mo_2C の共析組織

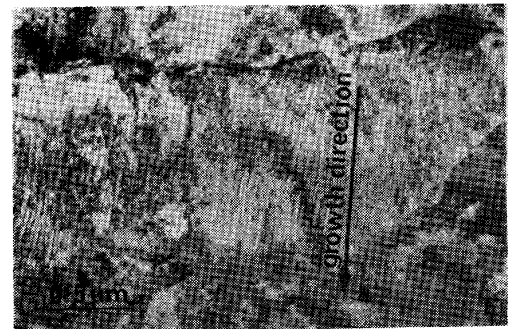


写真 2 フェライト/ Mo_2C 共析組織のオーステナイト粒界から粒内への成長

は Fe-4%Mo-0.2%C オーステナイトを 1023 K で変態させた組織²⁸⁾で、これまでも種々報告されているように^{29) 30)}炭素鋼のパーライトに類似した繊維状の Mo_2C とフェライトの混合相である。しかし、同じ材料の他の領域では (b) に示すように直線的な針状の Mo_2C とフェライトの混合組織が観察されいづれも共析反応によって生成したものと考えられる。このような共析組織は写真 2 に示すように edge-wise、すなわち、繊維あるいは

針状の Mo_2C の成長方向がフェライトのそれに一致するとき生成する²⁸⁾が両者の結晶学的な関係は異なる。すなわち、前者、写真1(a)では Mo_2C とフェライトの間に JACK の関係³¹⁾ :

$$(011)_\alpha \parallel (0001)_{\text{Mo}_2\text{C}}$$

$$[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha \parallel [1\bar{2}10]_{\text{Mo}_2\text{C}}$$

があり、フェライトと母相オーステナイトの間に先の K-S の関係⁸⁾: $(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha$, $(1\bar{1}0)_\gamma \parallel (1\bar{1}1)_\alpha$ を仮定すると Mo_2C とオーステナイトの間によく知られた関係:

$$(111)_\gamma \parallel (0001)_{\text{Mo}_2\text{C}}$$

$$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma \parallel [1\bar{2}10]_{\text{Mo}_2\text{C}}$$

が成立する²⁹⁾。これに対し写真1(b)の針状 Mo_2C の場合は PITSCH と SCHRADER の関係³²⁾ :

$$(011)_\alpha \parallel (0001)_{\text{Mo}_2\text{C}}$$

$$[100]_\alpha \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Mo}_2\text{C}} \cdots \cdots \text{成長方向}$$

で、フェライトとの整合性は極めて良好であるがオーステナイトとの間には相関が認められない²⁹⁾。したがって、前者ではパーライトにおける ISAICHEV の関係¹²⁾と同様にフェライトが成長する側のオーステナイトと K-S の関係⁸⁾をもちフェライト、オーステナイトおよび Mo_2C が協調的に成長したのに対し、後者はパーライトにおける PITSCH の関係¹⁶⁾と同じような状況で生成したものであろう。

しかしながら、同じ共析反応であつてもパーライトの場合は生成する炭化物が Fe_3C であるため置換型原子の長範囲にわたる拡散が必要なく反応は主としてオーステナイト中の C 原子の拡散で律速されるであろう。これに対し合金炭化物、たとえば、 Mo_2C の場合は Mo 原子のフェライト中における拡散に支配されるであろう³³⁾。これは同時に合金添加量が少なく Mo 量が共析組成に満たないときには初析フェライト生成後もこの反応が起こりにくいことを示唆している。なぜならば初析フェライトの生成と同時にオーステナイト/フェライト間で Mo 原子が分配され³⁴⁾フェライト中に富化されるのでフェライト量の増加につれて未変態オーステナイト中の Mo 量はますます減少し共析組成からのずれは更に拡大されるからである。事実、 Mo_2C とフェライトの共析組織は Fe-4%Mo-0.2%C 合金では生ずる²⁸⁾~³⁰⁾がそれ以下の Mo 量の材料では報告されていない。同じような事情は Fe-V-C 合金でも認められ 0.26% 以上の高V鋼においてはじめて繊維状の V_4C_3 の生成が観察されている³⁵⁾~³⁸⁾。もつとも Mo 量が 0.2% 程度と少なくともオーステナイト→フェライト分解温度が十分に高い場合には初析フェライトの生成につづいて Mo 含有量が少ない M_{23}C_6 とフェライトの混合組織に共析分解する³⁹⁾~⁴⁰⁾。写真3はその一例⁴¹⁾であり、層状組織が生成する場合には面心立方晶の M_{23}C_6 とフェライトの間に K-S の関係が存在する。これと逆の過程は 2 相ステンレス鋼におけ

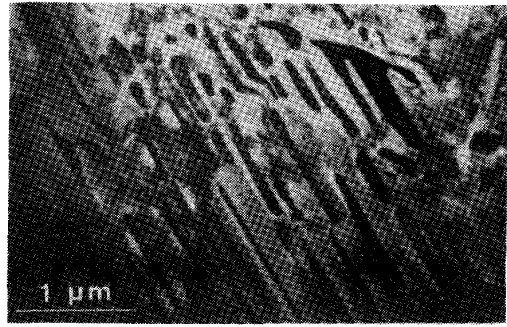


写真 3 M_{23}C_6 とフェライトからなるパーライト組織

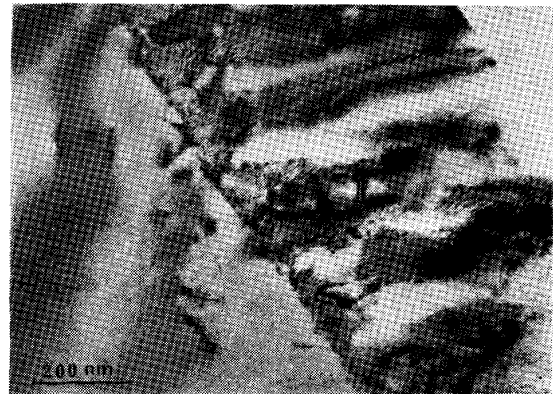


写真 4 δ -フェライト/オーステナイト界面で核生成した M_{23}C_6 とそれを起点とするオーステナイト/ M_{23}C_6 共析組織の δ -フェライト中への成長

る δ -フェライトの分解過程の一つである M_{23}C_6 とオーステナイトの共析組織の形成時に認められる⁴²⁾。すなわち、写真4に示すように 2 相ステンレス鋼を 1073 K で保持すると M_{23}C_6 粒子が δ -フェライト/オーステナイト界面のオーステナイト側で核生成し、それがフェライト/オーステナイト界面を引張りながらフェライト粒内に共析組織として成長する⁴³⁾。この場合、炭化物を形成する Mo や Cr などの置換型元素はフェライト/オーステナイト 2 相組織の δ -フェライト中に濃縮されている⁴²⁾のでオーステナイト/ M_{23}C_6 共析組織の形成過程におけるそれらの分配は比較的容易であるが C 原子は後方のオーステナイト粒から供給される。その結果、共析組織の成長に伴つて C 原子の供給量が減少し反応は停止する。類似の反応は、すでに、菊池ら⁴⁴⁾が高Nの 25%Cr-20~28%Ni 鋼中の Cr_2N のセル状析出において観察しその理論的裏付けを行った。すなわち、セル状組織の成長に伴つて未反応オーステナイトからの N 原子の供給が減少しその界面移動速度が低下する。

さらに、合金元素量が少なく共析組成を満たさない場合や、たとえ、共析条件を満たしても結晶学的に炭・窒化物の成長方向と生成相の界面移動の方向が一致しない場合には繊維状や長い針状の析出は現れず相界面析出 (interphase precipitation) として知られる点状や棒状析

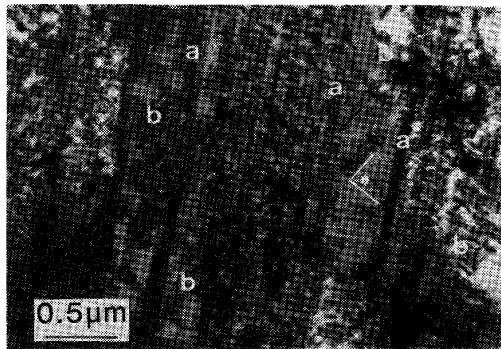


写真 5 オーステナイト/フェライト相界面反応で生成した棒状 Mo_2C の列とその間の過飽和とフェライトから析出した Mo_2C (後者は写真中に示したように 3 種の成長方向がある)

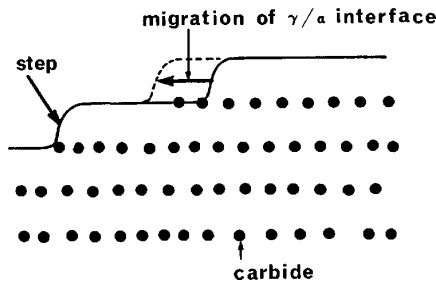


図 6 相界面反応組織の成長機構を示す模式図

出物の列が観察される^{33)45)~48)}。その一例として、同じく Fe-4%Mo-0.2%C 合金の 1023 K における等温変態で生成した棒状 Mo_2C を写真 5 に示す。写真中に a として示した棒状 Mo_2C の列は変態過程におけるフェライト/オーステナイト界面で生成したものでフェライト/オーステナイト界面の構造と生成する Mo_2C の結晶学的な関係によって結晶方位は一つに限定されている。これに対し b で示した列間の棒状 Mo_2C は等価な 3 つの $\langle 100 \rangle_\alpha \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\text{Mo}_2\text{C}}$ 成長方向のすべてのバリエーションが観察され、フェライト中に過飽和に固溶した C と Mo 原子が恒温保持中に Mo_2C として析出したものと結論できる。

また、HONEYCOMBE ら³⁷⁾⁴⁹⁾⁵⁰⁾ は部分的に変態させ未変態オーステナイトを焼入れによつてマルテンサイトとして凍結した材料を透過電子顕微鏡によつて詳細に観察し、相界面反応組織が図 6 に示すようにオーステナイト/フェライト界面上の階段 (step または ledge) 部における炭・窒化物の析出とフェライトの生成の繰り返しによつて成長することを確認した。以上、述べてきたような合金炭・窒化物とフェライトの共析組織や相界面反応組織は Nb, Mo や V を含有するものばかりでなく、Cr⁴⁹⁾, W⁴⁸⁾ や Ti⁵¹⁾ など種々の合金元素を含有する多くの鋼で共通的に認められるようである。さらに変態温度が下がつてベイナイトが生成する場合には少なくとも置換型原子が長範囲に拡散しないので生成する炭化物も

Fe_3C など Fe 系炭化物に限定され合金炭化物が生成しなくなることは注意しておく必要がある。

4. 結 言

鋼中の炭・窒化物の析出と変態の関連の結晶学的側面につき筆者の主観に基づいてとりまとめた。個々の現象は、それぞれ、一応矛盾なく理解できるように思われるがその析出相は添加する合金元素によつて幅広く変化し統一的な知見を得るにはより多くの精密な実験の積み重ねが必要である。また、拡散変態や析出は結晶粒界や異相界面の存在とそれらの性質によつて大きな影響を受けるので、最近、特に進歩の著しい界面構造の研究成果^{52)~54)} をとり入れた新しいアプローチによる研究が望まれる。

文 献

- 1) 例えば M. HILLERT: The Mechanism of Phase Transformations in Crystalline Solids, Inst. Metals Monograph No. 33 (1969), p. 231 [The Inst. Metals, London]
- 2) 木下修司, 平野賢一: 日本金属学会会報, 8 (1969), p. 194
- 3) 木下修司, 平野賢一: 日本金属学会会報, 8 (1969), p. 268
- 4) M. HILLERT: Lectures on the Theory of Phase Transformations, ed. by H.I. AARONSON, (1977), p. 1 [AIME]
- 5) P.L. RYDER and W. PITTSCH: Acta Metall. 14 (1966), p. 1437
- 6) P.L. RYDER, W. PITTSCH, and R.F. MEHL: Acta Metall., 15 (1967), p. 1431
- 7) E.C. BAIN: Trans. Metall. Soc. AIME, 70 (1924), p. 25
- 8) G.V. KURDJUMOV and G. SACHS: Z. Phys., 64 (1930), p. 325
- 9) Z. NISHIYAMA: Sci. Rep. Tohoku Univ., 23 (1934), p. 637
- 10) G. WASSERMANN: Arch. Eisenhüttenwes., 6 (1933), p. 347
- 11) Y. OHMORI and R.W.K. HONEYCOMBE: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 1160
- 12) I.V. ISAICHEV: Zhur. Tekhn. Fiziki, 17 (1947), p. 835
- 13) A. BAGARYATSKII: Dokl. Akad. Nauk SSSR, 73 (1950), p. 1161
- 14) W. PITTSCH: Arch. Eisenhüttenwes., 34 (1963), p. 381
- 15) N.J. PETCH: Acta Cryst., 6 (1953), p. 96
- 16) W. PITTSCH: Acta Metall., 10 (1962), p. 79
- 17) W. PITTSCH: Acta Metall., 10 (1962), p. 79
- 18) K.W. ANDREWS: Acta Metall., 12 (1964), p. 921
- 19) Y. OHMORI and R.W.K. HONEYCOMBE: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 128
- 20) 大森靖也: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 126
- 21) 清水謙一, 康忠熙, 西山善次: 日本金属学会誌,

- 27 (1963), p. 506
- 21) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 95
- 22) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 329
- 23) Ph. MAITREPIERRE, D. THIVELLIER, and R. TRICOT: Metall. Trans., 6 (1975), p. 287
- 24) Ph. MAITREPIERRE, J. ROFES-VERNIS, and D. THIVELLIER: Boron in Steel, ed. by S.K. BANERJI and J.E. MORRAL, (1980), p. 1 [TMS-AIME]
- 25) Y. OHMORI and K. YAMANAKA: Boron in Steel, ed. by S.K. BANERJI and J.E. MORRAL (1980), p. 44 [TMS-AIME]
- 26) K. YAMANAKA and Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 92
- 27) R.C. SHARMA and G.R. PURDY: Metall. Trans., 5A (1974), p. 939
- 28) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 350
- 29) F.G. BERRY, A.T. DAVENPORT, and R.W.K. HONEYCOMBE: Metall. Trans., 1 (1970), p. 3279
- 30) D.V. EDMONDS and R.W.K. HONEYCOMBE: JISI, 211 (1973), p. 209
- 31) K.H. JACK: JISI, 169 (1951), p. 26
- 32) W. PITSCH and A. SCHRADER: Arch. Eisenhüttenwes., 29 (1958), p. 715
- 33) 例えば, J.M. GRAY and R.B.G. YEO: Trans. ASM, 61 (1968), p. 255
- 34) R.W.K. HONEYCOMBE: Met. Sci., 14 (1980), p. 201
- 35) A.D. BATTE and R.W.K. HONEYCOMBE: JISI, 211 (1973), p. 284
- 36) D.V. EDMONDS: JISI, 210 (1972), p. 363
- 37) R.W.K. HONEYCOMBE: Recent Research on the γ - α Transformation in Alloy Steels, Oct. 16 (1979) [ISIJ]
- 38) N.K. BALLIGER and R.W.K. Honeycombe: Met. Sci., 14 (1980), p. 121
- 39) 佐藤知雄, 西澤泰二, 玉置維昭: 日本金属学会誌, 24 (1960), p. 395
- 40) 佐藤知雄, 西澤泰二, 玉置維昭: 日本金属学会誌, 24 (1960), p. 469
- 41) 大森靖也: 未公表データ
- 42) P.D. SOUTHWICK and R.W.K. HONEYCOMBE: Met. Sci., 16 (1982), p. 475
- 43) 大森靖也, 前原泰裕: 未公表データ
- 44) 菊池 実, 崔 時卿, 小倉康嗣: 田中良平: 日本金属学会誌, 45 (1981), p. 683
- 45) 西田卓彦, 谷野 満: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 728
- 46) W.B. MORRISON: JISI, 201 (1963), p. 317
- 47) A.T. DAVENPORT, F.G. BERRY, and R.W.K. HONEYCOMBE: Met. Sci. J., 2 (1968), p. 104
- 48) A.T. DAVENPORT and R.W.K. HONEYCOMBE: Proc. Roy. Soc. London, A322 (1971), p. 191
- 49) K. CAMPBELL and R.W.K. HONEYCOMBE: Met. Sci., 8 (1974), p. 197
- 50) R.A. RICKS: Cambridge 大学 Ph. D. 論文 (1979)
- 51) S. FREEMAN: The Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steels, ISI Report No. 145 (1971), p. 152
- 52) 石田洋一: 日本金属学会会報, 9 (1970), p. 156
- 53) 渡辺忠雄: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 253.
- 54) 石田洋一, 市野瀬英喜: 日本金属学会会報, 20 (1981), p. 487