

© 1991 ISIJ

解 説

低炭素鋼のベイナイト的変態組織の
問題点荒木 透*・榎本 正人*²・柴田 浩司*³Problems of Bainitic Transformation and Microstructures
in Low Carbon Steels

Toru ARAKI, Masato ENOMOTO and Koji SHIBATA

1. 緒 言

従来より低合金高張力鋼 (HSLA 鋼と略記) と呼ばれる鋼種の発展の経過をみると、フェライト (・パーライト) 型の比較的低強度レベル低コストのグループと熱処理によって焼もどしマルテンサイトを利用する高強度レベルのグループが主体となってきた。それらの中間組織であるベイナイトは比較的炭素 (C) 量の多い鋼種で発見され、主として恒温変態によって現出認識されやすい組織であるため、低炭素の HSLA 鋼では副次的利用に止まっていた感がある。しかし近年制御圧延冷却や、より広義の表現では加工熱処理制御プロセス (TMCP) の技術が実用面で大きな発展を遂げるに至り、ベイナイトないしベイナイト類似組織の鋼が大きな役割をするようになった。

これらの組織は C 量が極めて低いことと特種な熱履歴のせいでは従来の金属組織学の知識と経験には無いものが多く、術語の上で混乱¹⁾²⁾が見られるようになった。同一の鋼種の研究論文においても著者が異なると組織の認識と用語が異なる例も多く、至急に解決が要望されている現状である。このようなターミノロジーの混乱はベイナイト及び類似組織を含む中間段階変態組織 (Zw と略す) の各相の定義が学問的に決着がつかないまま技術の進歩が先行して今日に至っているためである。

日本鉄鋼協会のベイナイト調査研究部会では現在低炭素低合金高張力鋼に関する上述の問題解決に向けて検討を進めているが、本稿ではその研究経過をも含めてこれらの問題組織について若干の解説を行いたい。

2. ベイナイトと中間段階生成物 (Zw)

1930 年代 BAIN ら³⁾によって発見されたベイナイトは中ないし高炭素鋼の恒温変態によって得られる中間段階の変態生成物が主体となっており、以後の諸研究でももっぱらパーライトとは違ったフェライト (α) とセメンタイト (θ) の混合組織として取り扱われた。また、その内容を生成形態の相違から上部ベイナイト/下部ベイナイトと区分することが行われたが⁴⁾、その後多くの研究によって電子顕微鏡組織での α - θ アグレゲートの混合形態の差から中、高炭素鋼の上部/下部ベイナイトを認識区分するようになった。さらに精密には母相 α の形態によって区分するべきとの提案もなされてきている⁵⁾。

一方変態曲線図の実用的研究が恒温変態 (IT と略す) から連続冷却変態⁶⁾ (CCT と略す) に及ぶに至って、とくに肌焼鋼、溶接用高張力鋼のような低炭素鋼のベイナイトが種々のバラエティーを持つことが認識されるようになった。また 1970 年代より鋼のミクロ組織の生成機構と用語に関する論議が高まってきた⁷⁾⁸⁾。かねてから、中間段階変態生成物 (Zwischenstufen Umwandlungs-produkt : Zw) という言葉がベイナイトを含む組織に用いられるようになっていた⁶⁾ ことにもこのような背景がある。

現在「ベイナイト」という用語は非鉄合金の研究に拡散現象を伴う準マルテンサイトの変態相の呼称としてかなり広い意味で用いられている⁹⁾¹⁰⁾ が、研究の範囲はまだ学術的段階で未成熟のことが多いように見られる。こ

平成 3 年 2 月 1 日受付 (Received Feb. 1, 1991) (依頼解説)

* (株)神戸製鋼所技術開発本部顧問 工博 (Advisor, Technical Development Group, Kobe Steel, Ltd., 1-8-2 Marunouchi Chiyoda-ku, Tokyo 183)

*² 金属材料技術研究所基礎物性研究部第四研究室長 Ph. D. (Materials Physics Division, National Research Institute for Metals)*³ 東京大学工学部助教授 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

Key words : bainitic structure ; intermediate transformation product ; low carbon steel ; transformation mechanism ; microstructural morphology ; quasi-polygonal ferrite ; displacive ; diffusional.

れに対して鋼のベイナイト研究は実用鋼を含み非常に多くの鋼種や条件のものが長い間詳細に調べられてきており、上述のような多様性と用語の混乱が切実な問題にたち至っている。すなわち非鉄の研究用語とは別に実用鋼を含んだ「鋼ベイナイト」の内容の合理的な分類を行うことと、広義のベイナイトと上記の Zw との相対関係を明確にすることが今求められていると思われる。

3. ベイナイト的組織の定義と生成挙動

鋼のベイナイトは前述のように共析ないし中炭素量の場合の恒温変態組織に対してまず用いられてきた。この場合の典型的ベイナイトは、「非拡散のマartenサイト型変態の上限温度 M_s 点より上で拡散が関与して生成するマartenサイト α' の類似組織を母相とし、通常 θ を析出分散する組織」としてかなり明確に定義できる。その際 C が速やかな拡散とセメントタイトの析出を通じて何らかの重要な変態を助ける役割をするが、共析のパライトのラメラ生成とは全く異なる機構であることが認められている。

このような複合組織としての鋼ベイナイトの分類に対しては (B I, II, III⁵⁾, B1, 2, 3¹¹⁾ 等の記号が提案されており、前者は上部ベイナイトの IT 組織について検討した命名であり、後者は CCT についての実用の見地からの提案である。

しかし前記の定義の適用範囲を極低炭素の領域まで広げると問題が複雑になる。非鉄合金や極低炭素鋼の場合には単相に近いものもあり、拡散現象や変態温度に応じた熱活性化過程の様相も多様で幅がある。従ってベイナイトを上記と全く同様な表現で定義づけることは難しい。現状で広義の「ベイナイト」の用語は研究開発の進展に応じてかなり広いあいまいなものに止まっているのはやむを得ないであろう。

前述のターミノロジーの混乱は (極) 低炭素鋼とくに連続冷却 (CCT) による生成の場合著しい。 M_s 点に近い低めの温度で生成する組織には α 母相 (マトリクス) としてこれまでベイニティック・フェライトと呼ばれてきたものが現れる (一般に α_B と略記される[†])。しかし更に高い温度で生成するフェライト的 Zw 組織には種々のバラエティがあり、その用語や金属組織学的な認識について検討を要することが多い。

次に問題として取り上げた用語の例を含めて各種フェライト母相の組織の内容について述べる。

3.1 各種のフェライト (α 相)

ここでは (極) 低炭素鋼の母相を形成する各種フェライトに限定して話をすすめる。普通 Ar_3 点直下の純拡散的なフェライトは成長方位の制限 (後述) が少なく、お互いに独立に成長の結果衝突 (Hard impingement) して大傾角の平面的結晶粒界を形成する。結晶はポリヘドラルな体をなすのでポリゴナル・フェライト (α_p) と名づけられる。多くは粒界上にアロトリオモルフとして生成し成長する。当然、 α_p は γ の粒界を乗り越えて消し去り、跡を残さない特性を示す。

もしさらに速い冷却速度でより低い温度で α が生成する場合には、成長方位の自由度が少なく特殊な形状の「ヴィドマンステッテン型」 α_w に転移するか、あるいはまたポリゴナルな形態を失い「擬ポリゴナル」状の中間段階的なフェライト α_q に移行し生成するようになる。これらの α_w , α_q それぞれの変態生成の C 曲線は後述のように異なったノーズ (・温度, ・伏培時間) を持った別のものであると考えられることがある。

a) ヴィドマンステッテン・フェライト α_w

古くは隕石の組織に名づけられたものであるが、現在は母 γ 相の特定の方位に晶癖面を持つ特徴的なプレート状組織に用いられる。熱力学的に、等成分の α/γ の自由エネルギーの均衡する準平衡温度 T_0 より高い温度でも α_w は生成すること¹²⁾ や、転位密度が低いことから、変態機構に占める拡散や回復現象の役割は大きいものと考えられる。一方 α_w をベイナイト ($B: \alpha_B + \theta$) やマartenサイト ($M: \alpha'_m$) と連続過程的に生成させると方位や形が類似して繋がり、これらの相は同族的と思われる面もある¹³⁾ が、生成のカイネティクスでは α_w と α_B は不連続的とも見られる¹⁴⁾。

b) 擬ポリゴナル・フェライト α_q

γ と平衡する α の C 固溶度は図 1 に示すように、1000 ~ 720 K の範囲で Fe 系: 0.03%, Fe-Mn 系で 0.02% 程度²⁾¹²⁾ (パラ平衡) である。従って ~0.02% 以下の C 量の HSLA 鋼や純鉄ではこの中間段階温度域ではほとんど成分不変のまま γ から α へ変態することができる。極低炭素の鉄試料の場合、急冷却によるサーマルアレストの実験¹⁵⁾ によりこのような変態相としてマッシュ・フェライト-ベイニティック・フェライトの二相が認められた。これらの場合変態のさいのアコモデーション (Accommodation) に関連する歪みエネルギーに相当した熱力学的駆動力 (の増加分) が高温生成の α_p より多く必要となっているものと考えられる。前者 (前述の α_q に相当) はいわゆる「マッシュ変態」の一つとして α_p より下の温度域で生成する α で、後者 α_B とは別に生成し C -曲線を持つものとして考察されている¹⁵⁾¹⁶⁾。この α_q をポリゴナル・フェライトとの連続性をも考慮してここでは「擬ポリゴナル・フェライト」と呼んでおく。

† 鋼のマartenサイト変態は格子の剪断変形により全く非拡散的な機構によりアサーマル (Athermal) と考えられていたが、典型的な極低温の薄板状 (双晶) マartenサイトから、中高温で転位の生成と移動が役割を持ち若干の熱活性化過程も考えられる極低炭素系のラス・転位型 (マッシュ) マartenサイト α'_m まで機構的にかなりの幅がある。 α_B は後者に準じさらに何らかの拡散が変態に関与した機構によるものと考えられ、 α' と似た下部組織を持つため、以下 α'_B の記号で表示することとする。なお、上記のマッシュ・マartenサイトはマッシュ変態を意味するものではない。

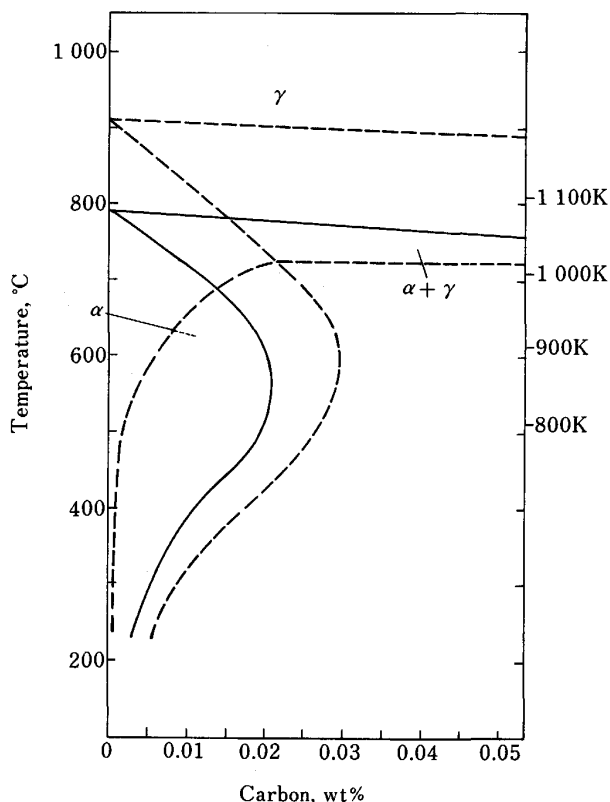


Fig. 1. Carbon solubility curve of α phase in Fe-2%Mn alloy is shown in para-equilibrium with coexisting γ phase (as a solid curve which is extrapolated into metastable region¹²⁾). Dashed curve is that of Fe-C system.

CCT (連続冷却変態) では、核発生した粒界アロトリオモルフは $\alpha_p \rightarrow \alpha_{pq} \rightarrow \alpha_q$ と連続して成長の過程が進むことも多い。この場合は最終の α 形態はポリゴナルな形態とは離れ、不規則に大小傾角粒界の混じった特有のマッシュ形の α/α_q を示すことになる。さらに TMCP の場合母相 γ が未再結晶状態にあると、多くの粒内欠陥から α が直接核発生することも多く、微細な α_q が多少の α_w や後続する α'_B を伴って組織を形成することが見られる¹⁾¹⁷⁾¹⁸⁾。このような混合 α 相の組織 (鋼) は実用研究の立場から後述のようにアシキュラーフェライト (鋼) と呼ばれることも多い¹⁾¹⁹⁾²⁰⁾。

α_q は母相 γ 粒界 (及び亜粒界) を乗り越え (Cross-over) て成長しその跡を残さない特徴がある。

c) ベイニティック・フェライト α'_B

前述の C: 0.02% 以下の場合、成分不変型の変態をする α 相の一つで、金属組織学的に典型ベイナイトのマトリクスと同種のものと考えられるものである。単一生成の場合は γ 粒界を乗り越えて成長できないため、母相 γ 粒界の跡を受け継ぐ。従って γ 粒界がそのまま大傾角粒界として残った組織の特徴が得られる。一方、CCT で α_q から連続的に生成した混合組織の場合は光学顕微鏡的に明確な形態を示さない α'_B 相が見られること

が多い。しかし電子顕微鏡の高倍率ではベイナイト母相と相似のラス・パケット状の下部組織が見られ α_q の部分とは区別される^{17)~19)} ので、ベイニティック・フェライトの名称は適当と思われる。極低炭素 HSLA 鋼の場合、観察される変態開始温度は ~ 900 K と高く、とくに CCT の冷却速度が低い場合、生成する α'_B は回復現象や亜粒の統合が変態及び以後の過程で進みやすく、その下部組織はかなり中炭素のベイナイト母相とは違って見えることも多い²¹⁾²²⁾。変態機構の面でも剪断型のみで説明しにくい面がある²¹⁾。

3.2 アシキュラー・フェライトの用語

アシキュラー (Acicular) という言葉は「ポリゴナル」ないし「グラニューラ」に対抗する「尖った形状」に用いられてきており、以上に述べた各種の中間段階的 α 相がアシキュラーな形状を示すとき個々にアシキュラー・フェライトと称えられることが多かった。前述のように α_q に連続生成する α'_B の混合組織の α 母相の場合もアシキュラー・フェライトと呼ばれ、 α'_A の記号が提案されている¹⁾²⁾。一方 α_q の記号で鋼の溶接部のアシキュラー・フェライトを提案している場合もある²³⁾。さらに、狭義のアシキュラー・フェライトとしては、中炭素量のベイナイトのマトリクスと同様の下部組織を持つもののみ限定して定義する例¹¹⁾²²⁾もある。この場合はほぼ α'_B をアシキュラー・フェライトと呼んでいることになる。

結局、広義のアシキュラー・フェライトとしては α_q , α_w , α'_A , α_q , α'_B 等を広く称することになる。

3.3 二次濃縮相の分散組織

0.03~0.1% 炭素量の HSLA 鋼の連続冷却的 Zw 組織には、以上に述べた各種の中間段階的 α 母相に通常微量の C 濃縮諸相を分散して伴う。この二次的濃縮相は変態界面における局部分配平衡 (Fig. 1 参照) によって順次中 $\rightarrow$ 高炭素化した残留 γ が島状ないしフィルム状となって生成 α 相に挟まれた形で残存分散するもので、その後の冷却時に変態して種々のヴァリエティの複合組織を作る (Photo. 1 参照)。

この二次濃縮相には通常次のようなものが見られる。
 γ_r : 残留オーステナイト (C 濃縮, $\alpha_{p-q/w}$ では Mn 等の濃化の可能性)

MA: マルテンサイト・オーステナイト コンステイテュエント (γ/α' は下部組織で結合)

M, α'_M : マルテンサイト (中~高炭素量, 転位/双晶型)

aTM: 自己焼もどしマルテンサイト (Autotempered α')

B_L: 下部ベイナイト (中~高炭素量, 板状下部組織)

B_{III}, II⁵⁾: 上部ベイナイト (中~(高)炭素量, ラス状)

P': 疑似パーライト (Degenerated pearlite)

P: パーライト (微細パーライト)

θ : セメントライト (濃縮 γ 相の不均質性に応じて析出)

これらの微小二次相を分散した α 母相が α'_B のとき

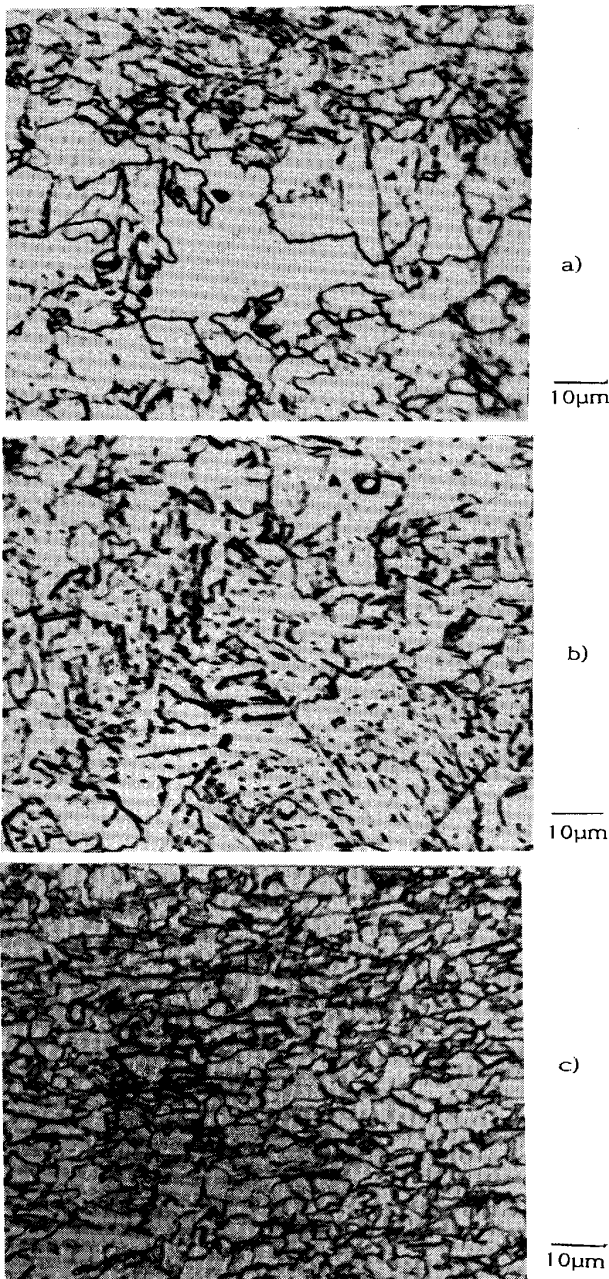


Photo. 1. Typical microphotographs of Zw/bainitic ferrite-matrices dispersed with small islands of secondary C-enriched phases in C ~ 0.03%-Mn: 1.5~2% micro-alloyed steels. a) $\alpha_q + \alpha_B^0$ -(MA), b) $\alpha_B^0 - (\alpha_q) - (MA)$ both from recrystallized γ^* , and c) α_A^0 i.e. $\alpha_q - (\alpha_B^0)$ from unrecrystallized $\gamma^{17)}$. (* Courtesy by Dr. I. KOZASU, NKK)
All steels are hot rolled and controlled cooled.
Each roll-finish temperature and cooling rate are :
a) 1223 K and - 6 K/s, b) 1223 K and - 30 K/s, c) 1073 K and - 10 K/s respectively.

の組織を「グラニューラー・ベイナイト」と呼ぶことがある⁸⁾²⁴⁾、一方母相が $\alpha_{q/w}$ 主体の時は「グラニューラー組織」と呼び区別する意見もある²⁴⁾。前述の B3¹¹⁾ の分類記号はこの前者のみを指している。

Table 1 は C : 0.03~0.06% 程度の低 Mn マイクロ・アロイ鋼の上述のような連続冷却変態組織形成の経過を概念的に表した表図である。C : 0.02% 以下のとき微量の MA, γ_r 等を散在することがあるが、これにはミクロ偏析、高温での核生成、動的分配平衡などの原因が考えられる。

以上に述べた種々の中間段階変態組織 Zw は TMCP などを応用した(極)低炭素鋼に特有のものであり、一般のフェライト・パーライト型低炭素鋼(組織: $\alpha_p + P$)より優れた強度と、延性、靱性、溶接性、被削性等の機械的性質のバランスを得る可能性が高い²⁰⁾。

4. 組織構成と変態機構についての考察

広義のベイナイトの定義とその変態機構については、前述のように学問的に決着がついていない。最近この問題についての二つの解説記事(最近の研究)がそれぞれ拡散(D 説²⁵⁾)とせん断(S 説²⁶⁾)という異なった立場で変態機構の解釈を説明している。読者の中には、同じ範疇に入る組織がどうしてそのように違った生成機構で説明できるのか不思議に思う人もあるかもしれない。これは変態の原子論的な機構の真相が高分解能電子顕微鏡等の発達にもかかわらず実証することが難しく、現象論の域に止まっていることが基底にあると思われる。本文の 1. 2. で述べたように鋼ベイナイトおよび類似組織の複雑性と新しい鋼種の開発に伴う組織の生成条件の多様化が用語とその基礎的解釈の両者を難しくし²⁷⁾、混乱の原因となっているのであろう。

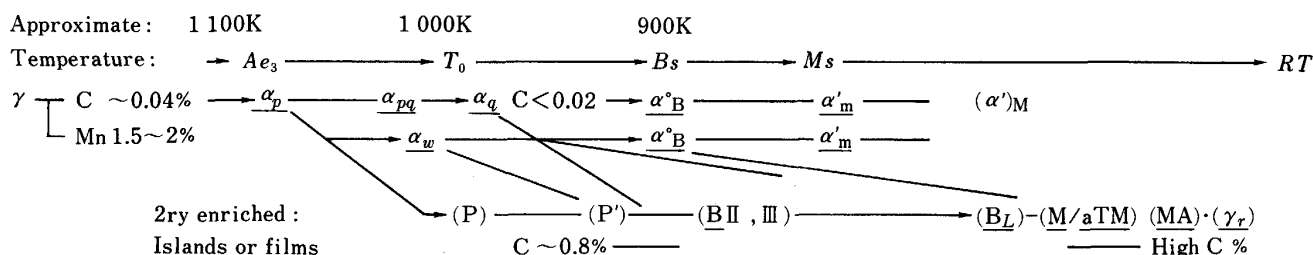
以下機構の解釈に関連する問題点を述べて考察したい。

4-1 低炭素鋼の Zw 組織とベイナイト

前述した中高炭素鋼の B_L, B_{II}, B_{III}, B₂ 等の典型ベイナイトは、炭化物析出の方位、形態、時期等についての実験事実と機構的解釈が重要であるが既に前二説の解説で詳しく述べられているので、ここでは亜共析の低炭素低合金鋼に現れるベイナイト的組織と Zw に限定して考える。

中炭素の鋼では A_{cm} に延長線の下側の領域(T_0 温度より下で、約 780 K)では、 θ 析出を伴った上部ベイナイト B_{II}⁵⁾ が生成する²⁸⁾ が、C~0.2% 以下でこの温度域では、ベイニティック・フェライト α_B^0 が母相 γ に C の分配濃縮を与えながら生成し、 θ の直接関連した析出は行われにくい。少し高い温度域では Zw の各種の形態(金属組織学的モルフォロジ)の α 相がまず生成する。すなわち前節で述べた、 α_q (擬ポリゴナル)、 α_w (VOID マンステッテン)、 $\alpha_q + \alpha_B^0$ の結合的混合組織(狭義のアシキュラー・フェライト α_A^0) 等、である。C~0.15% の鋼ではこれらの相の生成は γ 母相の C 濃化を来すので IT 及び CCT と同前節 3・3 に述べたように後続の第二相(濃縮)を種々の様式に伴った複合組織

Table 1. Schematic illustration of successive transformation behavior of various ferritic matrix phases and secondary C-enriched constituents (islands or films).



となる。ここではこのマトリクスを形成する α 諸相の変態機構について以下に考察する。

4.2 ベイニティティック・フェライト α'_B

まずベイナイトと考えられている α'_B がマルテンサイトのような剪断型（厳密には術語 Displacive）の変態であるとする考えである。この S 説²³⁾²⁶⁾²⁷⁾ は α'_B がマッシュ・マルテンサイト α'_m と下部組織が似ていることから C の拡散がかかわった Displacive 変態として受け入れられやすいが、次の点に考慮し検討する必要があると思われる。

1) C が揺らぎによって核発生を与える²⁶⁾²⁹⁾ という考え方は、 T_0 点以下ではあっても成長を剪断様式で続ける化学的駆動力があるか³⁰⁾？

2) いったん α' を生じてから拡散が追従するという一部の考え方²⁶⁾ は変態点の高い低炭素鋼については難点が多く、高い B_s 温度 (~ 900 K) では変態界面での C の短範囲拡散挙動（例えば歪みエネルギー/熱力学ポテンシャルに沿ったドリフト移動³¹⁾ 等）が以後の成長促進にかかわっていることが重要とも考えられる。

3) Mn, Fe 等置換型原子の短範囲の拡散挙動は変態時期の局所的な分配平衡とどのようにかかわっているか？ 上記の温度範囲では純粋なパラ平衡より若干ずれた界面の局所平衡を考えた修正が必要な場合はないか？などを考察すると、さらに極低炭素量になり生成温度が高くなるほど S 説のみでは説明しにくい現象が多くなってくる。例えば含 Cu 低炭素 HSLA 鋼の徐冷組織の場合グラニュー・フェライト²²⁾ と呼ぶ Z_w 相も検討を要するものの一つである。

一方、D 説ではベイナイト系組織 α'_B は剪断型変態でなく基本的にレッジ機構による拡散型で説明される²⁵⁾³²⁾ とする。レッジ機構が固体の成長や変態の際に異相界面の構造や動的役割に重要であることは別の解説³³⁾ に詳しいのでここでは省略する。この機構で考えると、界面のレッジをテラス（突き出した平面部：コヒレント）とライザー（段ステップ部：インコヒレント）に分けて考え、インコヒレントの界面が垂直方向への前進が容易なことから成長の異方性、従って α_w , α_q も

含めてその界面形状の多様性が説明される。ここで対象の鋼種と温度条件によってライザーがどの程度無秩序的 (Reconstructive) に前進して長範囲の拡散に律則されるか、Displacive に近い場合も含めて考え、このライザー部の界面整合性の種々の可能性にも着目する意見もある²¹⁾。

実際の変態現象について、以上 D 説の考え方と S 説との具体的な相違点の主なものは低炭素 Mo 鋼等の IT 曲線に現れる 820~870 K 辺のくびれ (Bay) の説明である。両解説²⁵⁾²⁶⁾ を読んでいろいろな実験事実をみると、親和力の強い溶質原子間と界面との相互作用 (Drag) による停滞 (Stasis) 効果が少なくともこれらの鋼種では大きいと考えられる。しかし広い範囲の鋼について変態曲線を調べると上記の効果のみで説明するのは難しく、同じ拡散型としても核生成成長の動力学的特徴がかなり異なる場合 Bay の上下では異なった C 曲線で表現されることも考慮する必要がある。

一方 S 説では二つの全く異なった機構であるとする前提にたてば Bay は C 曲線の狭間として説明されるのでわかりやすい。しかし、下の C 曲線の上部 (B_s 線) が水平に近いものと右上がりになるものがあること等を細かく理由づけるには、前述の検討 1) 2) とあわせて Stasis 効果も取り入れて考えるとよいかもしれない。D 説とは異なった立場ではあるが、界面の「Solute trapping」効果をもとにした拡散/Displacive のカップルした変態機構³⁴⁾ や界面の局所平衡からのずれをも考慮した機構³⁵⁾ など D-S 説の中間に向けての修正モデルも提案されつつある。

C 量が前述の 0.02% 以下の場合の α'_B と α'_m との機構的な相違についての議論は、S 説では現在のところ熟していない。Mn $\sim 1.6\%$ の HSLA 鋼では B_s 温度が同レベルの極低 C 量の Fe¹⁵⁾¹⁶⁾ あるいは低合金系³⁵⁾ の M_s 点より通常 100 K 程度以上高く観測され、C がほとんど無いベイナイトとマルテンサイト α'_m とは機構的にかなり相違していることが推察される³⁷⁾。上述 3) の検討に加えて転位型マルテンサイト α'_m の核生成、成長について、 M_s 点 (見掛け上アサーマル) より上の

温度での等温変態的挙動の熱力学的考察³⁸⁾³⁹⁾などベイナイトとの関連について将来の検討に待つ必要がある。

4.3 その他のZw母相

α_w , α_q 等の比較的高温で生成した場合従来亜共析フェライトとして一括して扱われることも多かったが、前述のように(極)低炭素TMCP高張力鋼等の場合、比較的低温($\sim 1000\text{ K}$)で生成する α 相: α_q はポリゴナルの α_p とは区別してZwの範疇にいて考える方が理解しやすい。この場合前述の狭義のアシキュラー・フェライト $\alpha_A^{\circ 1)}$ ($\alpha_q + \alpha_B^{\circ}$)や溶接部に発生するサイドプレート状 α 相²⁷⁾(α_a^{23} , α_w 等)も含まれる。

擬ポリゴナルフェライト α_q はC $\sim 0.01\%$ のFeの急冷実験によって得られるマッシュ・フェライト¹⁵⁾¹⁶⁾に対応するものと考えられ、Fe-Mn系についても α_p とは区別して確認されている⁴⁰⁾。これらはマッシュ変態(あるいは近似の)機構の成分不変型(Composition invariant)の一つと考察される。(極)低炭素TMCP鋼に生成する α_q あるいは α_A° のCCT変態温度や曲線のデータ¹⁷⁾¹⁸⁾⁴¹⁾⁴²⁾を詳しく調べると、これらは α_p とは別の生成温度域またはC曲線を持ったものと見られる。またその形状(モルフォロジ)に不規則性と多様性がみられるが、成長しつつある局所のレッジ機構の寄与の仕方に α_w に似た部分があることよるとして解釈されよう。

5. 結 語

最新の高強度HSLA鋼に現れるベイナイトないし中間段階変態組織Zwについて、金属組織学的認識や分類用語上の問題点を解説した。特に連続冷却変態を重点に各種の熱的條件について変態挙動とその機構の解釈について考察を加えた。ベイナイト変態機構の学問的論点については、変態界面の原子的挙動の真相が確認されていない現状において決定的な議論はできないが、本稿の低炭素鋼の場合には母相をなす種々のフェライト相に限定して検討することができ、各種の考え方について比較考察し、できるだけ分かりやすく解説することに努めた。

文 献

- 1) T. ARAKI, K. SHIBATA and M. ENOMOTO: Proc. ICOMAT-89 Sydney, Mat. Science Forum, **56** (1990), p. 275
- 2) T. ARAKI and M. ENOMOTO: Proc. Mat. Tech-90 Symp., Helsinki, **2** (1991), p. 1284 [Inderscience, Geneva]
- 3) E. S. DAVENPORT and E. C. BAIN: Trans. AIME, **90** (1930), p. 117
- 4) R. F. MEHL: Hardenability of Alloy Steels, Cleveland (1939), p. 1 [ASM]
- 5) Y. OHMORI, H. OHTANI and T. KUNITAKE: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **11** (1972), p. 250
- 6) F. WEVER, A. ROSE, W. STRASSBERG and Z. RADEMACHER:

- Atlas Zur Wärme-behandlung der Stähle, Verl. Stahleisen, Düsseldorf (1961), A. ROSE and H. HOUGARDY: Atlas Zur Wärme-behandlung der Stähle, Verl. Stahleisen, Düsseldorf Vol. 2 (1972)
- 7) R. F. HEHEMAN, K. R. KINSMAN and H. I. AARONSON: Metall. Trans., **2** (1972), p. 1077
 - 8) L. J. HABRAKEN and M. ECONOMOPOULOS: Transformation and Hardenability of Steel (1967), p. 69 [Climax Molyb. Co., Univ. Michigan]
 - 9) 荒木 透: 日本金属学会会報, **29** (1990), p. 106
 - 10) 永沢 耿, 武沢和義, 唯木次男, 清水謙一: 日本金属学会 107 回大会講演概要 (1990), p. 70
 - 11) B. L. BRAMFITT and J. G. SPEER: Metall. Trans. A, **21** (1990), p. 817
 - 12) 榎本正人, 荒木 透: 日本金属学会 107 回大会講演概要 (1990), p. 76
 - 13) G. R. PURDY and M. HILLERT: Acta Metall., **32** (1984), p. 823
 - 14) J. M. OBLAK and R. F. HEHEMAN: Transformation and Hardenability of Steel (1967), p. 15 [Climax Molyb. Co., Univ. Michigan]
 - 15) E. A. WILSON: Met. Sci., **13** (1984), p. 471
 - 16) E. A. WILSON: Scripta Metallurg., **12** (1978), p. 961
 - 17) K. ABE, M. SHIMIZU, S. TAKASHIMA and H. KAJI: Proc. Thermec-88, Tokyo (1988), p. 332 [The Iron and Steel Institute of Japan]
 - 18) 新倉正和, 山本定弘, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1429
 - 19) Y. E. SMITH, A. P. CORDERON and R. L. CRYDERMAN: Toward Impro. Ducti. Toughness, Kyoto Symposium (1971), p. 119 [Amax]
 - 20) T. TANAKA: Internat. Metal Rev., **4** (1981), p. 185
 - 21) 荒木 透, 岡本尚機, 榎本正人: (株)神戸製鋼所: 日本鉄鋼協会基礎研究会第5回ベイナイト調査研究部会討論 (1991)
 - 22) S. W. THOMPSON, D. J. COLVIN and G. KRAUSS: Metall. Trans. A, **21** (1990), p. 1493
 - 23) H. K. D. H. BHADSHIA and J. W. CHRISTIAN: Metall. Trans. A, **21** (1990), p. 767
 - 24) H. S. FANG, Y. K. ZHENG and B. Z. BAI: Proc. HSLA Steels-85, Beijing (1985), p. 359 [ASM]
 - 25) 榎本正人, 椿野晴繁: 日本金属学会会報, **28** (1989), p. 732
 - 26) 大森靖也: 日本金属学会会報, **29** (1990), p. 542
 - 27) D. EDMONDS and R. C. COCHRANE: Metall. Trans. A, **21** (1990), p. 1527
 - 28) 岡本尚機, 岡 宗雄: 日本金属学会 107 回大会講演概要 (1990), p. 77
 - 29) 津崎兼彰, 藤原知哉, 牧正志: 日本金属学会 107 回大会講演概要 (1990), p. 79
 - 30) T. Y. HSU and M. YIWEN: Acta Metall., **32** (1984), p. 811
 - 31) クルジュモフ, ウテウスキー, エンティン: 鉄鋼の相変態 (江南和幸訳) (1977), p. 258 [アグネ]
 - 32) H. I. AARONSON, W. T. REYNOLDS, G. J. SHIFLET and G. SPANOS: Metall. Trans. A, **21** (1990), p. 1343
 - 33) 榎本正人, 古原 忠: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 735
 - 34) G. OLSON, H. BHADSHIA and M. COHEN: Metall. Trans. A, **21** (1990), p. 805
 - 35) J. A. GREN: Acta Metall., **37** (1989), p. 181
 - 36) D. A. MIRZAYEV, O. P. MOROZOV and M. M. STEYNBERG: Phys. Metall. & Metallography, **36** (1973), p. 99
 - 37) 矢田 浩, 為広 博, 武智 弘: 私信 (1989年4月7日)
 - 38) 荒木 透, 柴田浩司, 和田 仁: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 258

-
- | | |
|---|--|
| 39) T. SHIBATA, K. HIMENO, T. KATO and T. ARAKI: Proc. Internat. Sympo. Martensite, Kobe (1976), p. 775 [The Japan Institute of Metals] | 41) H. TAMEHIRO, M. MURATA and R. HABU: Proc. HSLA Steels 85, Beijing (1985), p. 325 [ASM] |
| 40) M. J. ROBERTS: Metall. Trans., 1 (1970), p. 3287 | 42) H. OOHTANI, S. OKAGUTI, Y. FUJISIRO and Y. OHMORI: Metall. Trans. A, 21 (1990), p. 877 |
-