

技術資料

UDC 669.112.227.333

ベイナイト変態における諸問題とベイナイトの性質*

大 森 靖 也**

Some Problems on Bainitic Transformation and Properties of Bainite

Yasuya OHMORI

1. 結 言

炭素鋼や低合金鋼のオーステナイトを十分速く冷却すると無拡散変態によつて炭素原子を過飽和に固溶したマルテンサイトが生成する。しかし、パーライト・ノーズと Ms 点の間で恒温変態させると羽毛状あるいは板状の中間段階組織が得られることが 1930 年に DAVENPORT と BAIN¹⁾によつて報告され BAIN を記念してベイナイトと名付けられた。

ベイナイトの生成機構は種々論議の分れるところであるが、その原因の一つにベイナイトとは何かという定義そのものの曖昧さがある²⁾。これはベイナイト変態においてはオーステナイトからフェライトへの変態、これら 2 相間の炭素原子の分配、変態過程におけるセメントタイトの析出や変態歪の緩和などが複雑に絡まっているからに他ならない。

そこで、ベイナイトの組織、反応速度論、結晶学的な側面における特徴を簡単にまとめよう：

(1) 顕微鏡組織

ベイナイトはフェライトとセメントタイト粒子の混合物には違いないが、ベイナイトとは何か、また、それをいかに分類するかは議論が別れ大雑把には次の二つの考え方があ

る。その一つは、フェライトの形態によつて分類するもので約 350°C 以上の温度域でオーステナイト結晶粒界から針状 (正確にはラス状) のベイナイトが束になつて生成し光学顕微鏡観察では羽毛状に見える組織を上部ベイナイト、350°C 以下で生成し板状フェライトとその内部の微細セメントタイト粒子からなるものを下部ベイナイトとする。この分類においては、いずれのベイナイトもフェライトは剪断機構によつて生成することが前提となっている³⁾。

これに対し、第二の立場では、同じくフェライトと微

細な炭化物の混合組織をベイナイトとするが、炭化物の析出形態でそれを分類する。すなわち、針状フェライトの界面に炭化物が生成したものを上部ベイナイト、フェライト粒内に微細に析出したものを下部ベイナイトとし⁴⁾フェライトが剪断機構、拡散機構のいずれで生成したかは特に問題としていない。

(2) 反応速度

ベイナイトは独自の C-曲線をもち、したがつて、ベイナイト変態が開始する温度、Bs 点、が存在する⁵⁾。また Bs 点以下での変態量は温度によつてきまり、B_F 点以上ではその量に達したのちは恒温保保持しても変態の進行は停止するが、B_F 点と Ms 点の間では 100% 変態する。

(3) 表面起伏

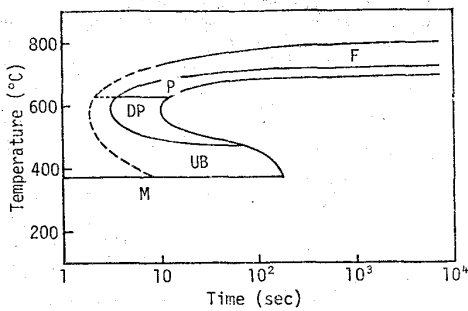
マルテンサイト変態と同様にベイナイト変態も表面起伏 (surface relief) を伴う。この現象はベイナイトが剪断機構によつて生成することを示唆している⁶⁾。事実、顕微鏡組織における第一の分類による下部ベイナイトにはマルテンサイトの現象論の適用が可能であるし⁶⁾ 上部ベイナイトも低炭素マルテンサイトと同様な形態を示す⁷⁾。

ただ、顕微鏡組織における第二の分類ではフェライト生成が拡散あるいは無拡散機構であるかを問わない。したがつて拡散機構の場合は表面起伏の存在との両立が困難であるが拡散変態でもそれが観察されるという報告もあり一概に無視することはできない⁸⁾。

本資料の目的は低炭素から高炭素の材料におけるベイナイトの生成機構を主として結晶学的な観点から検討するとともに実用的な低炭素低合金鋼の機械的性質を調査し合せて調質鋼におけるベイナイト生成の役割を検討しようとするものである。なお、ここでは混乱を避けるために上部・下部ベイナイトの分類については顕微鏡組織における第一の分類、すなわちベイナイト中のフェライ

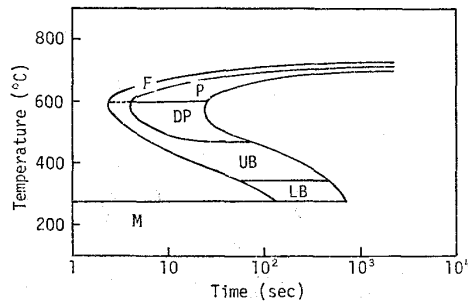
* 昭和 53 年 6 月 30 日受付 (Received June 30, 1968) (依頼技術資料)

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



F : primary ferrite, P : pearlite, DP : degenerate pearlite, UB : upper bainite, M : martensite

Fig. 1. TTT diagram for 0.34% C steel.



F : primary ferrite, P : pearlite, DP : degenerate pearlite, UB : upper bainite, LB : lower bainite, M : martensite

Fig. 2. TTT diagram for 0.69% C steel.

トの形態が針状(正確にはラス状)か板状かによる分類, の立場によるものとする.

2. ベイナイトの形態について

亜共析鋼のオーステナイトを A_{e3} 変態点と M_s 点の間で等温変態すると種々の顕微鏡組織が得られる. Fig. 1 および Fig. 2 は, それぞれ, 0.34% C および 0.69 % C の炭素鋼の TTT 図で, いずれも典型的な C 曲線となっている. これより C 量の増加に伴って変態の開始および進行が抑制されることがわかる. 光学顕微鏡観察によると, A_{e3} と A_{e1} 変態点の間の温度域ではオーステナ

イト粒界から初析フェライトが生成する. このフェライトは高温側では, いわゆる, 粒界 allotriomorphs, 低温側ではウィドマンステッテン状あるいは鋸歯状と呼ばれる形態となる⁸⁾. A_{e1} 変態点直下では初析フェライトの生成につづいて層状パーライトが生成する. さらに低い温度で変態させるとセメンタイトが層状に発達せず細かく崩れた微小セメンタイト板を含んだ球状のフェライトが生成する. これは粒状ベイナイトと呼ばれたり, 時には, セメンタイトの析出形態から下部ベイナイトに分類されることもある⁴⁾ が, 後述するように層状パーライトとの生成機構の類似性から, ここでは, 擬似パーライト (degenerate pearlite) と呼ぶ.

一方, Photo. 1 に示すように, フェライトの形態がラス状 (笹の葉のように一つの結晶方向に長く伸び, しかもその方向を含む一つの結晶面に垂直な方向に薄い) のベイナイトは約 600° ないし 350°C の間で生成する. これを古典的な分類にしたがつて上部ベイナイトと定義する. このようなベイナイト・ラスは side-by-side nucleation によつて東となる. しかしながら, 350°C 以下の温度で等温変態すると Photo. 2 に示すように, ほぼ, 直角な二表面トレース観察の結果, 板状と判定され, 上部ベイナイトとはつきり異なる下部ベイナイトが生成する. このような変態組織の生成温度と C 量の関係を調べると Fig. 3 のようになる⁹⁾.

電子顕微鏡による直接観察と制限視野電子線回折を併用して, これらの組織を調査すると相互の関係がより明確になる. 初析フェライトは別として変態温度の高い順にみると, まず, パーライトではフェライト層とセメンタイト層が交互に成長している. セメンタイト層が同一の配列を示すパーライト・コロニーの電子線回折図形はフェライト, セメンタイトとも単一の結晶方位を示し, 両者の間には ISAICHEV の関係¹⁰⁾ か, PITSCH の関係¹¹⁾ が成立している.

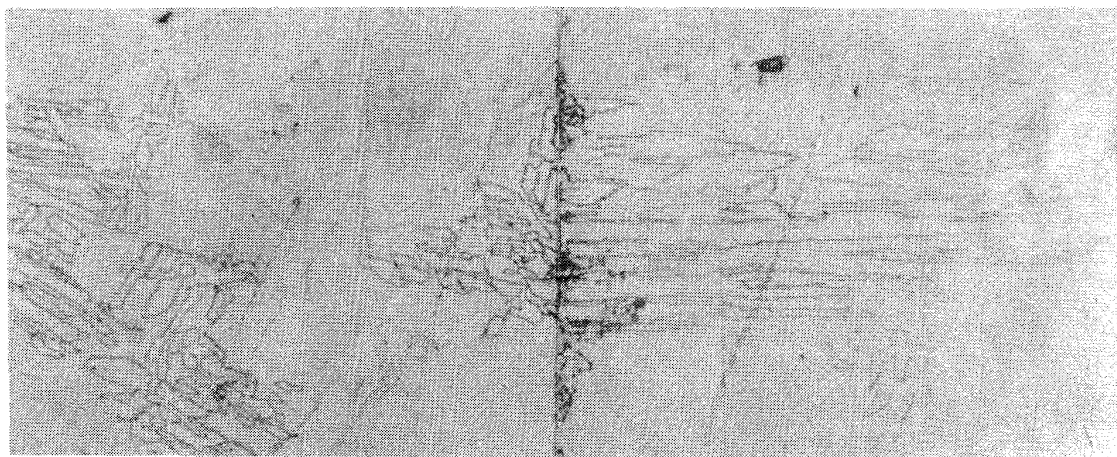


Photo. 1. Composite optical micrograph of bainitic ferrite on two adjacent surfaces inclined at 90° to one another. ×760.

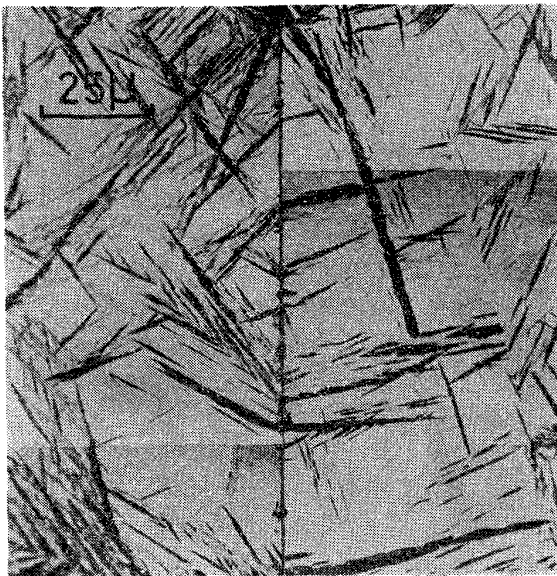
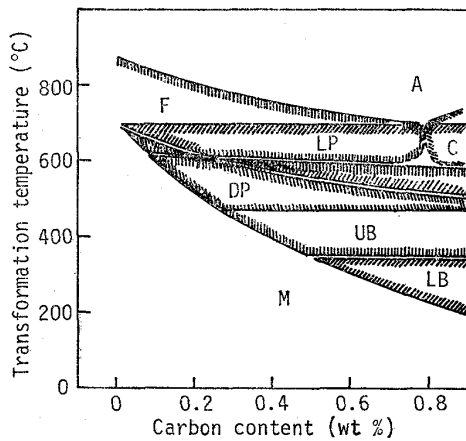


Photo. 2. Composite optical micrograph of lower bainite on two adjacent surfaces inclined at 90° to one another.



A : austenite, F : primary ferrite, LP : lamellar pearlite, DP : degenerate pearlite, UB : upper bainite, LB : lower bainite, M : martensite

Fig. 3. Effects of transformation temperature and carbon content on transformation products.

$$\left. \begin{aligned} (010)_c // (11\bar{1})_\alpha \\ (103)_c // (011)_\alpha \end{aligned} \right\} \dots \text{ISAICHEV の関係 (1)}$$

$$\left. \begin{aligned} (100)_c \text{ } 2.6^\circ \text{ from } (31\bar{1})_\alpha \\ (010)_c \text{ } 2.6^\circ \text{ from } (131)_\alpha \\ (001)_c // (\bar{2}15)_\alpha \end{aligned} \right\} \dots \text{PITSCH の関係 (2)}$$

なお、ISAICHEV の関係¹⁰⁾におけるセメンタイト板の晶癖面は $(101)_c // (112)_\alpha$ で¹²⁾、PITSCH の関係におけるそれは $(001)_c // (\bar{2}15)_\alpha$ である¹³⁾。

Photo. 3はISAICHEV の関係を示すパーライト・コロニーの電子線回折図形で、もし $[001]_c // [\bar{1}\bar{1}2]_\alpha$ が成立するとBAGARYATSKII の関係に一致するが解析図からも明らかなようにこの二つ結晶方向は約 3.5° ずれている⁹⁾。したがって、ISAICHEV の関係に一致する。パーラ

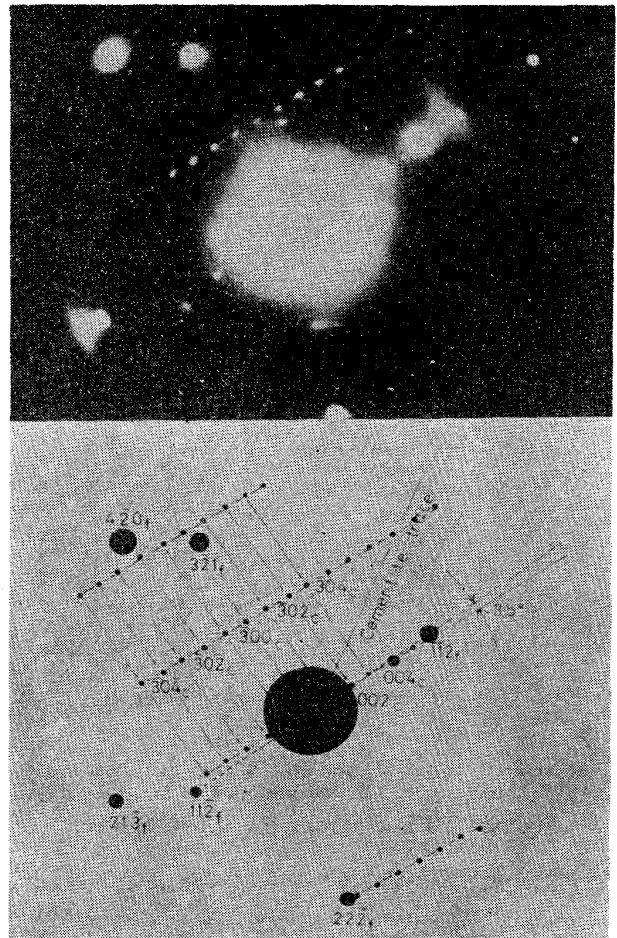


Photo. 3. Selected area electron diffraction pattern from pearlite showing Isaichev orientation relationship. (×11/16)

イトにおいてなぜISAICHEVとPITSCHの二つの結晶方位関係が存在するかは、その生成機構を考えるうえで極めて重要である。オーステナイトとセメンタイト、フェライトとセメンタイト、オーステナイトとフェライトの間の結晶方位関係から、この問題を解こうとする試みは種々なされているが、少なくともPITSCHの関係についてはいずれも成功していない¹³⁾¹⁴⁾。これはPITSCHの関係ではオーステナイト、フェライトおよびセメンタイトの三相間の結晶方位関係が互いに矛盾なく成立することができないからである。ただ、パーライトは拡散機構によつて生成するので容易にオーステナイト粒界を横切つて成長できると報告されている¹⁵⁾し、PITSCHの関係を示す一つのパーライト・コロニーの中には、しばしば、二つ以上の異なつた結晶方位のセメンタイト層の領域が観察される。もし、フェライト、セメンタイトおよびオーステナイトの3相間に協調的な関係を保ちつつ、パーライトが生成するとセメンタイトの結晶方位は2種以下となる。したがって、粒界を横切つて成長するフェライト粒が粒界をはさんだいずれかの側のオーステナイトと特定の結晶方位関係をもつていても他の一方の側では全く無関係となる場合がある。このような事実を考慮し

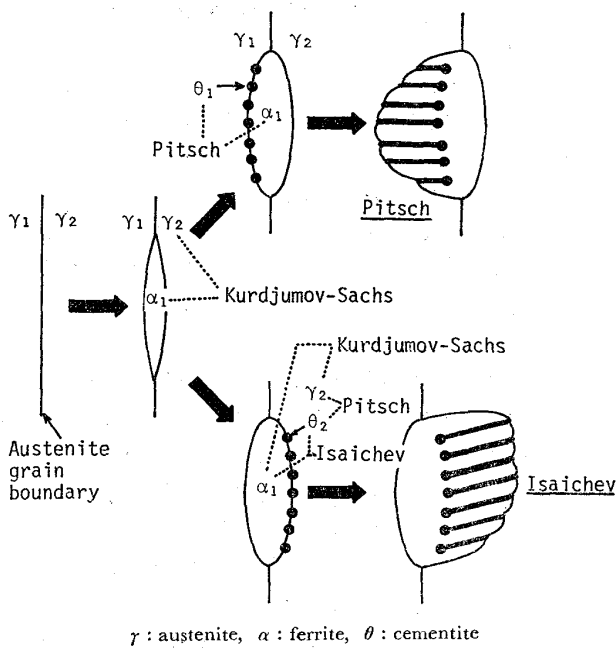


Fig. 4. Possible mechanisms for two types of pearlite formation.

て次のようなパーライト変態の模型を考えると矛盾なく説明できる。すなわち、Fig. 4に示すように亜共析鋼のオーステナイト粒界でフェライト(α_1)がいずれか一方のオーステナイト粒(γ_2)と KURDJUMOV-SACHS の関係¹⁶⁾をもつて核生成する。このフェライトとオーステナイトの界面のオーステナイト側は Fe-C 平衡状態図から予想されるように C 原子が蓄積されるのでセメンタイトの析出位置となりやすい。セメンタイトの核生成が γ_1 側の界面で起ると γ_1 と α_1 の間には特別な関係がないしセメンタイトの結晶構造は Fe 原子の配列をみるとオーステナイトよりフェライトのそれと極めて近いのでセメンタイトは α_1 と特定の結晶方位関係をもつて生成するであろう。この場合、フェライトとセメンタイトの間の PITSCH の関係(2)¹¹⁾が成立すると両者の間の misfit は非常に小さくなる事が ANDREWS によつて確められている¹⁷⁾。一方、セメンタイトが γ_2 側に生成すると α_1 と γ_2 の間には KURDJUMOV-SACHS の関係¹⁶⁾が存在するためセメンタイトを含めた 3 相の間に比較的良好な結晶方位関係の選択が可能となる。(正確にはこの 3 種の方位関係は満されないが 3° 以下の誤差で一致することができる)。

$$\left. \begin{array}{l} (010)_c // (11\bar{1})_{\alpha_1} \\ (103)_c // (011)_{\alpha_1} \end{array} \right\} \text{ISAICHEV の関係 (1)}$$

$$\left. \begin{array}{l} (100)_c \sim // (5\bar{4}5)_{\gamma_2} \\ (010)_c \sim // (10\bar{1})_{\gamma_2} \\ (001)_c \sim // (252)_{\gamma_2} \end{array} \right\} \begin{array}{l} \text{セメンタイト/オーステナイト} \\ \text{PITSCH の関係 (3)}^{18)} \end{array}$$

$$\left. \begin{array}{l} (1\bar{1}1)_{\gamma_2} \sim // (101)_{\alpha_1} \\ (10\bar{1})_{\gamma_2} \sim // (11\bar{1})_{\alpha_1} \\ (121)_{\gamma_2} \sim // (\bar{1}21)_{\alpha_1} \end{array} \right\} \text{KURDJUMOV-SACHS の関係 (4)}$$

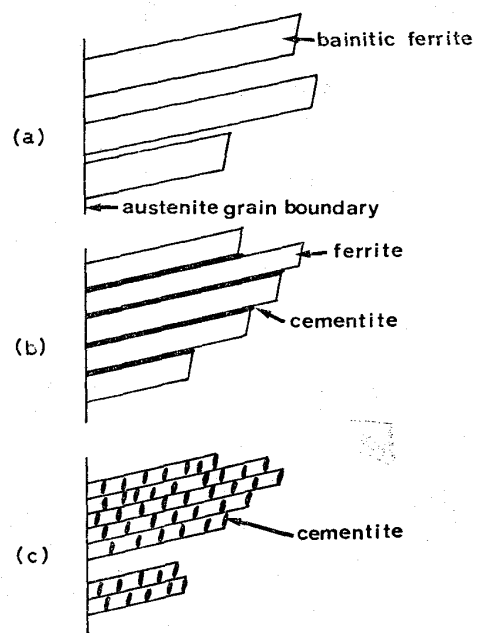


Fig. 5. Schematic representation of three types of upper bainite.

この場合、セメンタイトの析出はオーステナイトの結晶方位の影響を受けるためフェライトとセメンタイトの間のより良好な BAGARYATSKII の関係¹⁹⁾から $[001]_c$ 軸のまわりに 3.4° 回転した ISAICHEV の関係¹⁰⁾となるのであろう。したがつて、フェライトとセメンタイトの間に PITSCH の関係(1)¹¹⁾が成立する組織はフェライトが特別な結晶方位関係をもたない側のオーステナイト粒の中に成長して行くことを前提としているので拡散変態とならざるを得ず剪断機構による変態組織に PITSCH の関係(1)は現われないと予想される。

変態温度がやや下り変態の進行に対しオーステナイト中の C 原子の拡散が十分でなくなるとセメンタイトが層状に発達せず擬似パーライト組織となる¹²⁾。この場合セメンタイトは点列状になつたり、場合によつては、微細板状の列となる。このような析出形態は合金鋼における V_4C_3 や Mo_2C の相界面析出²⁰⁻²²⁾と全く同様で拡散機構による変態と考えられる。事実、層状パーライトの場合と同様にフェライトとセメンタイトの間には PITSCH の関係(2)¹¹⁾と ISAICHEV の関係(1)¹⁰⁾が、ほぼ、同じ確率で観察される¹²⁾。したがつて、セメンタイトの析出形態からこれを粒状ベイナイト (granular bainite) と分類する²³⁾のは疑問と言わざるを得ない。

これに対し、ここで上部ベイナイトと分類したものは何れも $\langle 111 \rangle_a$ 方向に長く、この方向を含む $\{011\}_a$ 面に垂直な方向に薄いラス (lath) 状である⁷⁾。しかしながら、その内部のセメンタイトの析出形態はベイナイト変態温度によつて異なつており、ある断面での顕微鏡組織は Fig. 5 に示すように、大雑把に 3 つの型に分類できる⁷⁾。

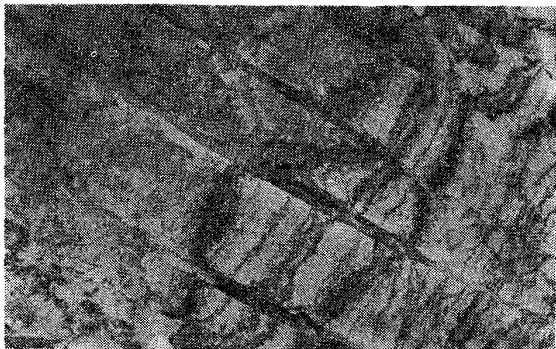


Photo. 4. Bainitic ferrite laths with martensite layers between them (Bainite-I).
×10000. (3/4)

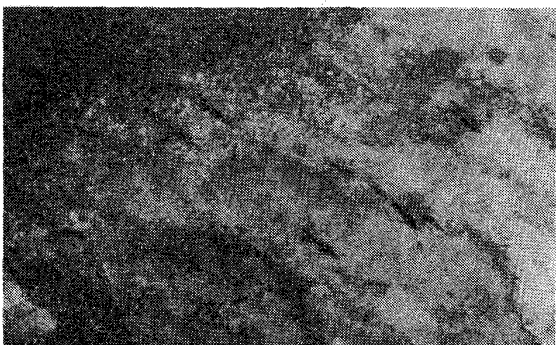


Photo. 5. Typical upper bainite consisting of ferrite laths with cementite layers between them (Bainite-II). ×20000. (3/4)



Photo. 6. Bainite with cementite morphology similar to that of high carbon lower bainite (Bainite-III). ×20000. (3/4)

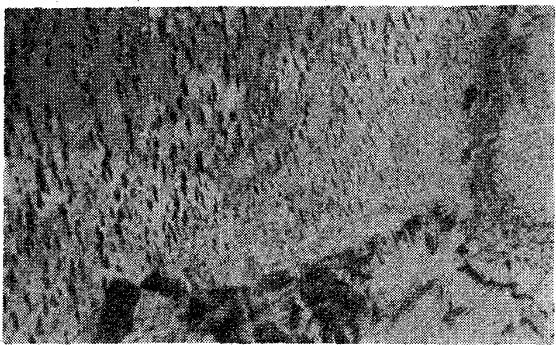


Photo. 7. Lower bainite. ×20000. (3/4)

まず、 $600^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ の比較的高温度域ではオーステナイト粒界から炭化物析出を伴わない粗いベイニティック・フェライトが生成する (Fig. 5(a)). ベイニティック・フェライトの隙間にとり残された未変態オーステナイトはC原子が濃縮されると同時に周囲の変態による発熱で昇温するので炭素鋼の場合には続いて層状ないし擬似パーライトに、合金鋼の場合は Photo. 4 のように未変態オーステナイトが安定化されるので変態の進行は停止し続く冷却過程でマルテンサイトに変態することが多い。このようなベイニティック・フェライトをI型と名づける。やや、変態温度が下り $500^{\circ}\text{C}\sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度域ではベイニティック・フェライトの寸法が細くなるとともにその境界はセメンタイト層となる。その形態は典型的な上部ベイナイトでこれをII型と名づけた (Fig. 5(b), Photo.5)。さらに、 475°C 以下で 350°C または M_s 点のいずれか高い温度以上では、極めて微細なラス状ベイナイトが生成し、その内部には一方向に揃ったセメンタイト粒子が分散している (Fig.5(c), Photo. 6)。これはセメンタイトの分散形態からしばしば下部ベイナイトと分類される⁴⁾²⁴⁾ものであるが、ここではフェライトの形状による分類と言う古典的な立場にたつて上部ベイナイトの一種と見なし、III型と名づける。なお、このベイナイト中のセメンタイトの形状は微細なラスで、その晶癖面はフェライト・ラスの成長方向を含む面の一つに一致するようである²⁵⁾。

一方、 350°C 以下の温度で生成する板状の下部ベイナイト中にも Photo. 17 に示すように微細板状で方位の揃ったセメンタイト粒子が観察される²⁷⁾²⁸⁾。したがって、フェライトの形状でベイナイト組織を定義すれば上述の古典的分類¹⁾に一致するがセメンタイトの形態を重視⁴⁾すれば複雑になることが予想される。このような定義の曖昧さが HEHEMANN および AARONSON らに代表される論争²⁾の原因であり、ベイナイトを議論する場合の定義の重要さが理解できよう。たとえば、Kinetics の立場から分類を試み γ/α 界面のオーステナイト側におけるC原子の拡散や γ/α 界面におけるセメンタイトの析出などのいかなる過程がベイナイトの成長速度を律速するかを指標とすれば、上部および下部ベイナイトの分類にはセメンタイトの析出形態を基礎とする方が好都合かも知れない。しかし、結晶学的観点に立てばフェライトの形態による方が都合がよいのは言うまでもない。

ここでは後者の立場によるので ベイナイトはまずフェライトの形態で分類し、次いでセメンタイトの析出機構の差異で細分している。Photo. 4 ないし Photo. 7 に示したように、透過電子顕微鏡によつて比較的高い頻度で観察される断面を模式的に画くと上部ベイナイトは Fig. 5 の通りであるが下部ベイナイトは Fig. 6 のようになる。

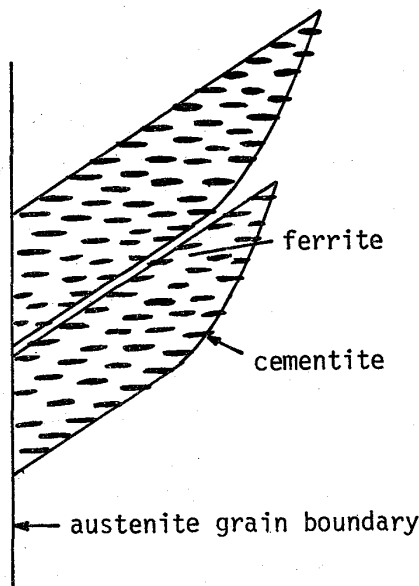


Fig. 6. Schematic representation of lower bainite.

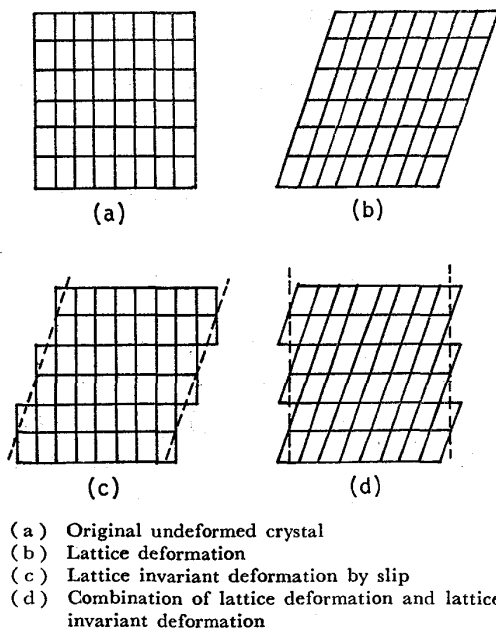


Fig. 7. Schematic illustration of types of deformation in martensitic transformation.

3. ベイナイト生成に関する結晶学的検討

鋼のベイナイト変態へのマルテンサイトの現象論の適用は BOWLES と KENNON⁶⁾, SRINIVASAN と WAYMAN²⁶⁾ や筆者²⁵⁾²⁸⁾らによつて試みられ、一応、満足すべき結果が得られている。このマルテンサイト結晶学は GRENINGER と TROIANO による Fe-22%Ni-0.8%C 合金の変態の解析²⁹⁾に基礎をおくものである。彼らは平滑に研磨したオーステナイト結晶がマルテンサイト変態する際に生ずる表面起伏を検討し、その形状変形 (shape deformation) が面心立方晶から正方晶への単一の不変面歪 (invariant plane strain) では不可能であることを示し

た。すなわち、BOWLES と MACKENZIE^{30)~32)}に従つて行列表示すると、その形状変形 (P_1) は例えば BAIN の対応関係³³⁾を示す格子変形 (B)、送り変形 (または格子不変歪) (P) と剛体回転 (R) を組み合わせることによつてのみ可能となる：

$$P_1 = \delta \cdot R \cdot B \cdot P \dots \dots \dots (5)$$

ここで、 δ は物理的意味は明確でないが一樣な伸長パラメータと呼ばれるもので BOWLES と MACKENZIE の理論では 0.98~1.02 の定数とされるが、WECHSLER-LIEBERMAN-READ の理論³⁴⁾では 1.0 となる。

BILBY と CHRISTIAN による模式図³⁵⁾でこの関係を表示すると、物理的意味がより明確になろう (Fig. 7). Fig. 7(a) は変形を受けていない母相のオーステナイト格子を示し、(b) は格子変形 (B) によつて生じたマルテンサイト格子を示す。しかし、この格子変形のみでは母相中に大きな歪を生ずるので変態は進行しない。そこで、(c) の不均一な送り変形 (P) を組み合わせることによつて (d) のように小さな形状変形 (P_1) を得ることができる。(この場合、簡単のために回転変形 (R) と伸長パラメータ (δ) は無視している)。

このような解析を炭素鋼や低合金鋼のベイナイト変態に適用しようとする場合、母相のオーステナイトが、ほとんど、残存しないので高 Ni 合金のマルテンサイトや高炭素高 Cr 合金のベイナイトのようにオーステナイトとフェライトの結晶方位関係や晶癖面を直接決定することはできない。しかしながら、ベイナイト変態では多くの場合オーステナイトからフェライトと同時にセメンタイトも析出するので、その間の結晶学的な関係を調べることによつてある程度、ベイナイトの生成機構を論ずることができよう²⁵⁾²⁸⁾。

3.1 上部ベイナイト

上部ベイナイト中のフェライトの形状は先に述べたように $\langle 111 \rangle_\alpha$ 方向に長く、その方向を含む $\{110\}_\alpha$ 面に垂直な方向に薄いラス状である。このような上部ベイナイトがオーステナイトから KURDJUMOV-SACHS の関係¹⁶⁾をもつて生成すると仮定すると、その晶癖は $\langle 110 \rangle_\gamma \{111\}_\gamma$ となるであろう。この $\{111\}_\gamma$ 晶癖面という推定は、上部ベイナイト組織を光学顕微鏡で観察すると、一つの旧オーステナイト粒内で同じ晶癖面をもつベイナイト・ラスの束が 4 種類のみであるという経験事実とも一致する。

しかしながら、低 C ラス・マルテンサイトの場合と同様に上部ベイナイトの $\langle 110 \rangle_\gamma \{111\}_\gamma$ 晶癖をマルテンサイトの現象論で説明することは難しい。一方、KELLY³⁶⁾ は 12%Mn-10%Cr-4%Ni 鋼に生成する α' ラス状マルテンサイトを透過電子顕微鏡で観察し次のような結果を得た。すなわち、 α' マルテンサイトは Fig. 8 に示すように ϵ マルテンサイト (稠密六方晶) が $\{111\}_\gamma$ 面に平行に帯状に生成した領域に形成される。したがつて、こ

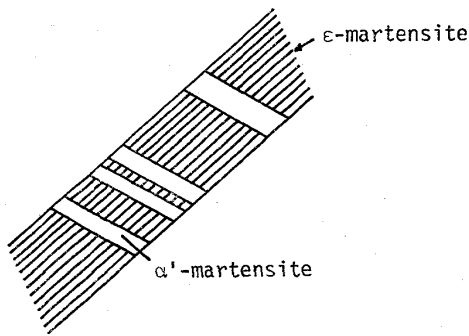


Fig. 8. Schematic illustration of α' -martensite laths within ϵ -martensite band (Kelly).

のような α' マルテンサイトが合体すると $\{111\}_r$ 晶癖面をもつであろう。上部ベイナイトの生成時に ϵ マルテンサイトを經由するかどうかは不明であるがこの方向での検討も上部ベイナイトの生成機構を解明する上で重要であろうと思われる。

3.2 下部ベイナイト

高炭素マルテンサイトの場合と同様に、 350°C 以下の温度で生成する板状の下部ベイナイトにはマルテンサイトの結晶学をそのまま適用してオーステナイトとフェライトの間の結晶方位関係や晶癖面の検討が可能である。BOWLES と KENNON⁶⁾は格子不変歪面を $[1\bar{1}0]_r$ 方向のまわりに回転し適当な伸長パラメータ (δ) を用いることによつて種々の鋼種について実験的に決定されているベイナイトの晶癖面が説明できることを示した。

SRINIVASAN と WAYMAN²⁶⁾はオーステナイトが常温で安定な Fe-Cr-C 合金を用い下部ベイナイトのフェライトとオーステナイト間に KURDJUMOV-SACHS に極めて近い結晶方位関係と $(0.293, 0.724, 0.625)_r$ なるベイナイトの晶癖面、および形状変形量を決定し BOWLES-MACKENZIE の理論³⁰⁻³²⁾および WECHSLER-LIEBERMAN-READ の理論³⁴⁾によつて検討した。その結果、両理論とも方位関係と晶癖面を都合よく説明できるものの形状変形量のみ理論値よりかなり小さい事実を見出し、その原因をフェライトの晶癖面に平行な炭化物層の生成に求めた。

筆者も 0.69% C 炭素鋼のオーステナイトを 300°C の等温保持によつて部分的に下部ベイナイト変態させ未変態オーステナイトはつづく焼入れによつてマルテンサイト化した組織を光学顕微鏡および透過電子顕微鏡によつて調査し、BOWLES と MACKENZIE の理論に従つて結晶学的検討を行つた²⁸⁾。炭素鋼では未変態オーステナイトの存在が極めて稀であるためオーステナイトとフェライトの間の結晶方位関係やベイナイトの晶癖面は直接的には決定できない。そこで Photo. 2 のように部分変態した試料を互いに直角な二面上で観察し各ベイナイト板間の角度を計算した。ベイナイトの晶癖面が唯一であると仮定すると、それは $(0.368, 0.774, 0.516)_r$ に $\pm 3^\circ$ 以

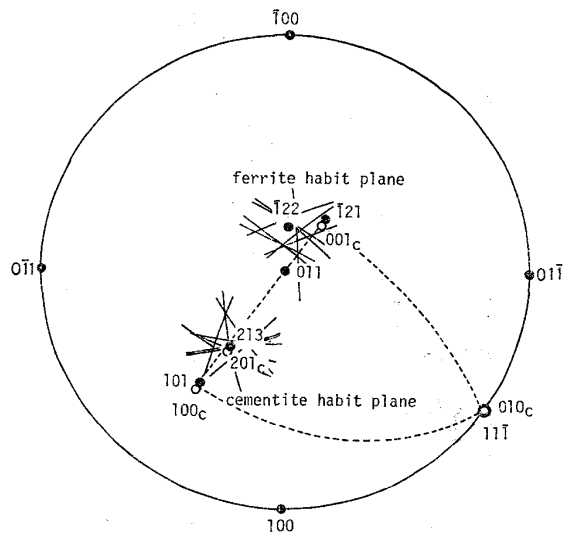


Fig. 9. Trace analysis of cementite and ferrite habit planes in bainite.

内の誤差で一致することがわかつた。一方、透過電子顕微鏡観察によると下部ベイナイト中には Photo. 7 のように一定の方位に揃つた微細な板状セメンタイトが生成する。そこで、制限視野電子線回折とトレース解析によつてベイナイトの晶癖面が対応するフェライト面とセメンタイトの晶癖面およびフェライトとセメンタイトの間の結晶方位関係を同時に決定した。フェライトとセメンタイトの間には BAGARYATSKII¹⁹⁾でなく ISAICHEV の関係¹⁰⁾：

$$\left. \begin{matrix} (010)_c // (11\bar{1})_\alpha \\ (103)_c // (011)_\alpha \end{matrix} \right\} \dots\dots\dots (1)$$

が成立し、これらの関係を $(011)_\alpha$ 投影図上に示すと Fig. 9 のようになる。これよりベイナイトの晶癖面に対応するフェライト面は $(\bar{1}22)_\alpha$ に、セメンタイトの晶癖面は $(213)_\alpha$ に近いので、セメンタイトの晶癖面はベイナイトのそれに対し約 55° かたむいていることがわかる。

次に BAIN の対応関係³³⁾として：

$$(\alpha C)_r = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \dots\dots\dots (6)$$

なるバリエントを採用し、 $\theta^2 = \delta^2 (a/a_0)^2 = 0.63$ と仮定すれば格子不変歪として $(\bar{1}\bar{1}1)_r$ 面上の $[\bar{1}01]_r$ 方向の迂り、すなわち、完全転位による迂り変形を想定することによつて実験で求めた晶癖面に極めて近い値が得られる。ここで、 δ は伸長パラメータ、 a はフェライトの格子定数、 a_0 はオーステナイトの格子定数である。しかも、格子不変歪の角度も $4^\circ 16'$ と小さく妥当な値である。フェライトとオーステナイトの関係も Fig. 10 に示すように KURDJUMOV-SACHS の関係¹⁶⁾ に近くなるので従来の実験結果とも矛盾しない。なお、ベイナイト生成時の r/α 界面のオーステナイト側では局部的に C 原子が濃縮されるのでセメンタイトが r/α 界面のオーステナイト

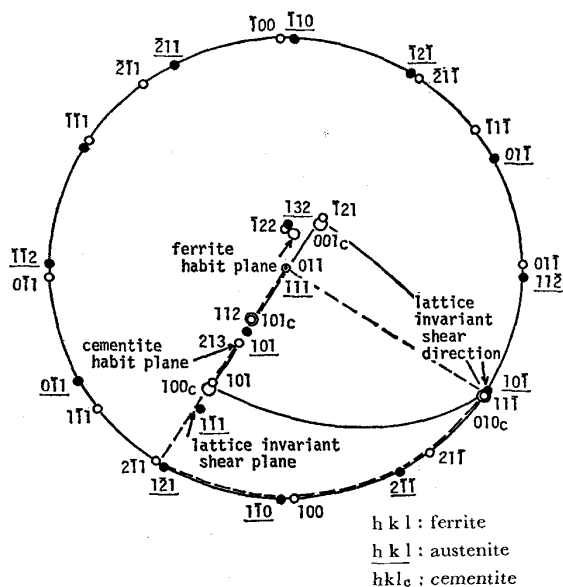


Fig. 10. Calculated orientation relationships among ferrite, austenite and cementite.

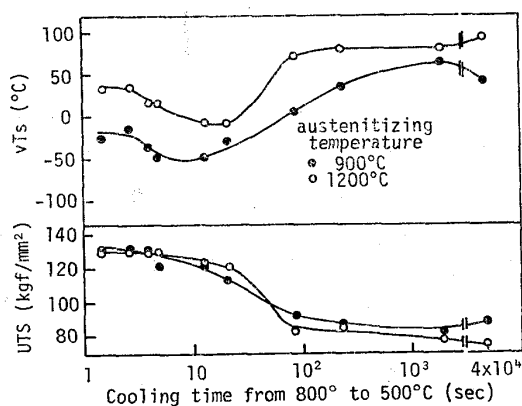


Fig. 11. Effect of cooling rate during quenching on mechanical properties (as transformed).

側でこれら両相と協調的に析出することが予想される。セメントイトが ISAICHEV の関係¹⁰⁾の一つのバリエーションのみをもって生成する事実は、正に、この推定を支持するものと言えよう。

4. ベイナイトの生成と機械的性質

実際の鋼の熱処理は線材のパテンティングなど特殊な場合を除き、焼ならしや焼入れなどオーステナイト域からの連続冷却処理あるいはそれと焼もどし処理の組合せとなることが多い。したがって、ここでは溶接性低C高張力鋼をとりあげ、その連続冷却変態時におけるベイナイトの生成が機械的性質に及ぼす影響をおよぼすかについて検討する。

4.1 オーステナイト域からの冷却速度と強度・靱性

低C高張力鋼をオーステナイト域の種々の温度から焼入れた場合、一般にオーステナイト化温度が高いと衝撃特性が劣るが、焼入冷却速度によっても Fig. 11 のよう

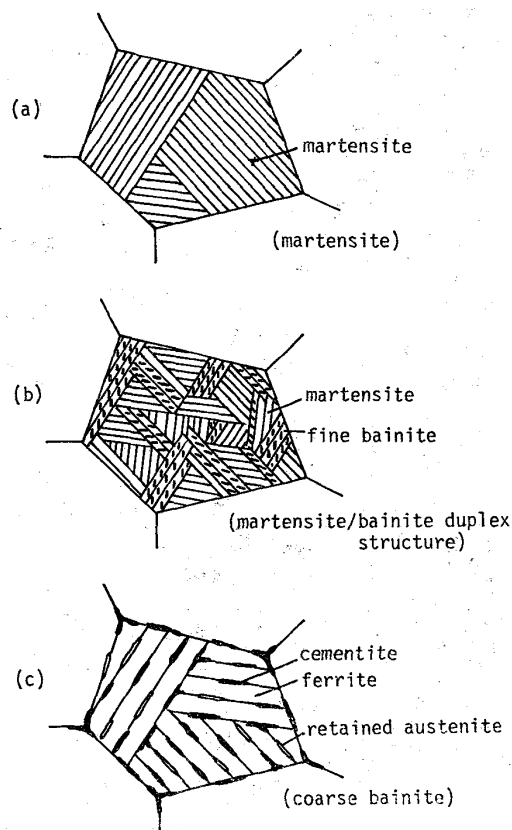


Fig. 12. Schematic representation of the microstructural change with cooling rate. (a) rapid quenching, (b) quenching with optimum cooling rate, (c) slow quenching.

に衝撃遷移温度が複雑に変化する³⁷⁾。すなわち、焼入冷却速度が極めて大きい場合には比較的衝撃遷移温度が高く、やや、ゆるやかに焼入されると著しい遷移温度の低下が認められる。特に、最大冷却速度の場合に対する最適冷却条件における変態のままの衝撃特性の改善は高温でオーステナイト化した場合に大きく、1200°C近傍の高温でオーステナイト化したときの衝撃遷移温度の低下は44°Cにも達するのに対し900°C程度の低温の場合のそれは25°Cである。さらに冷却速度が小さくなると衝撃遷移温度は再び急上昇する。これに対し、強度は、最も靱性が改善される程度まで焼入冷却速度を小さくしても、ほとんど、変化しないが、それ以上に冷却速度が小さくなると衝撃性が劣化すると著しく低下する。

このような機械的性質の変化は Fig. 12 と Photo. 8 に示す顕微鏡組織の変化と密接に関連する³⁷⁾。すなわち、焼入冷却速度が大きいと Photo. 8(a) や Fig. 12(a) のように完全なマルテンサイト組織が athermal に生成し、しかも、 $\langle 110 \rangle_r \{111\}_r$ 晶癖をもつと考えられるのでマルテンサイト・ラスの束は大きくなる。したがって、一つの劈開破面の単位 (unit crack path)³⁸⁾—すなわち、 $\{100\}_\alpha$ 劈開面を近似的に共有する組織単位の大きさ—

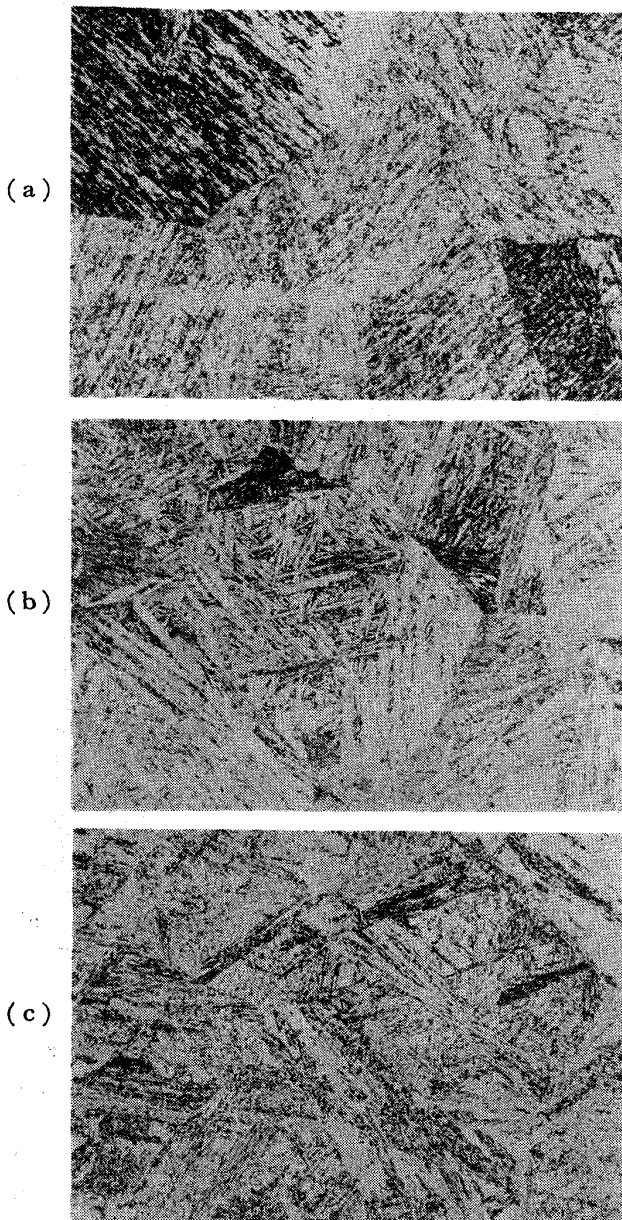


Photo. 8. Microstructural change of a low carbon low alloy steel with cooling rate. The cooling times from 800° to 500°C are (a) 3 sec, (b) 12 sec, and (c) 80 sec. $\times 100$. (3/4)

がおおきくなり、衝撃遷移温度が上昇することが理解できる。冷却がやや、ゆるやかになると最初にⅢ型と分類した微細ベイナイトが生成し、つづく冷却過程で残りのオーステナイトが低Cマルテンサイトとなる (Photo. 8 (b), Fig. 12(b)). この場合、ベイナイト変態はC原子の拡散やセメントタイトの析出を伴うので、核生成はC原子の拡散の容易なオーステナイト粒界で起こり、しかも、これらの過程がベイナイト成長を律速するのでマルテンサイト変態のように急激には起こらない。そのため、オーステナイト結晶粒界上の多くの位置で微細ベイナイトが核生成しオーステナイト粒はそれによつて細かく分割

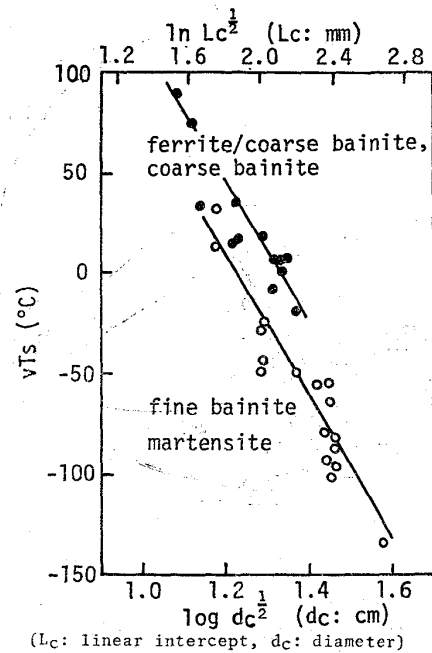


Fig. 13. Relationship between unit crack path and impact transition temperature (as-transformed).

される³⁸⁾。その結果、破面単位³⁸⁾が著しく微細化され衝撃遷移温度は低下する。さらに、冷却が遅くなると Photo. 8 (c) や Fig. 12(c) のように、粗いベイニティック・フェライトがオーステナイト粒界から生成したのち、その隙間にとりのこされたC原子の濃縮された未変態オーステナイトが残留したり高Cマルテンサイトの島に変態したりする。この場合、破面単位が粗大化するばかりでなく不安定な残留オーステナイトの存在や大きな内部歪を生じて靱性に有害な高Cマルテンサイトの島の存在により衝撃特性は著しく劣化する。事実、衝撃遷移温度と破面単位の平方根の逆数の対数値の関係を見ると、Fig. 13 のようにマルテンサイトと微細ベイナイトは一つの直線で表わされるが、ベイニティック・フェライトが生成したものはより高温側、すなわち、衝撃特性の劣る直線となると報告されている³⁷⁾。

4.2 焼もどしベイナイトの機械的性質

溶接性高張力鋼への応用という観点からすればベイナイト中で、最もすぐれた性能を示す微細ベイナイト (Ⅲ型)⁷⁾が重要であり、焼入性の不足で止むを得ず生ずる粗いベイナイトは望ましくない。そこで、低C低合金鋼のⅢ型ベイナイトを代表例とし、その焼もどし挙動をマルテンサイトのそれと比較する。Fig. 14 および Fig. 15 は、それぞれ、低Cマルテンサイトと 400°C の等温変態で生成した微細なⅢ型ベイナイトの焼もどしによる機械的性質の変化を示す³⁹⁾。変態のままの強度を比較するとベイナイトに比べマルテンサイトの強度が高い。しかしながら、焼もどし温度の上昇に伴う強度変化では 500°C 近傍までマルテンサイトがゆるやかに低下を示すの

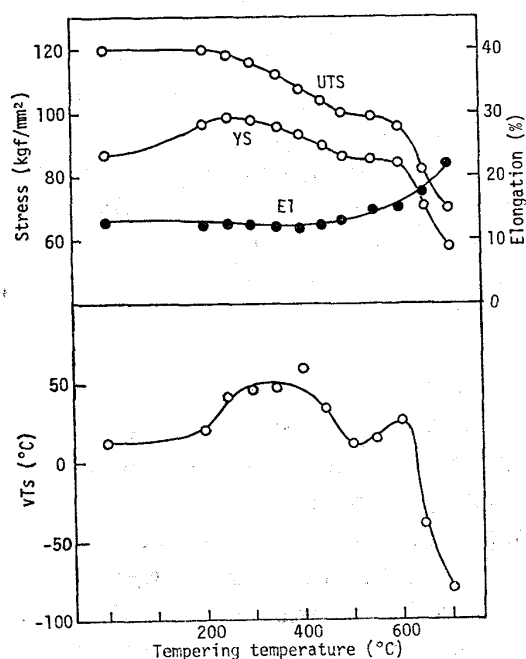


Fig. 14. Effect of tempering temperature on the mechanical properties of martensite.

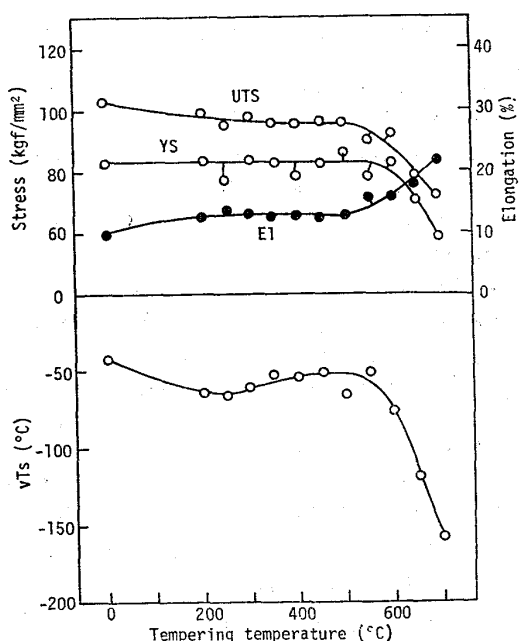


Fig. 15. Effect of tempering temperature on the mechanical properties of fine bainite.

に対しベイナイトは、ほとんど変化しない。ただ、両組織とも 550°C 付近で合金炭化物析出による軟化の遅延を示し、それ以上の温度になつて急激に軟化する。

一方、衝撃特性の挙動は両者で著しく異なり、低Cマルテンサイトを 250°C~450°C の温度域で焼もどすと遷移温度が大きく上昇するのに対し、Ⅲ型ベイナイトのそれは小さい。これは前者が低温焼もどし脆化を受けるためマルテンサイトに過飽和に固溶しているC原子が旧

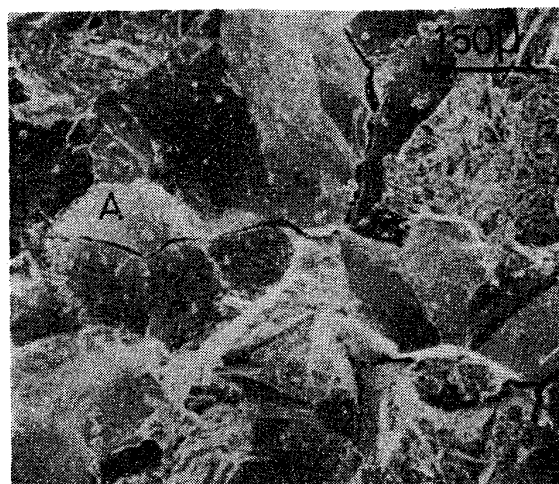


Photo. 9. Prior austenite grain boundary fracture. $\times 3/4$

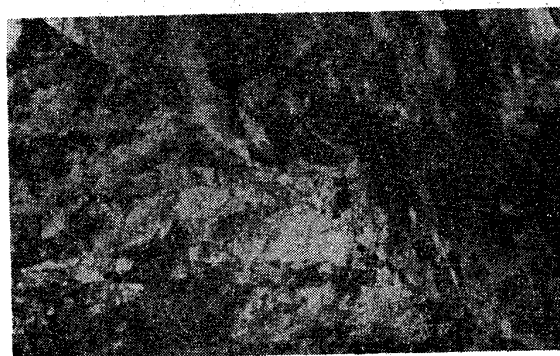


Photo. 10. The prior austenite grain boundary of the bainite tempered at 550°C for 1 h. $\times 10\ 000$. (3/4)

オーステナイト粒界に沿つてセメントイト粒子として析出するのがその原因で破面も Photo. 9 に示すように典型的な粒界破壊となる³⁸⁾。RELICK と McMAHON はこの粒界脆化の原因を炭化物の粒界析出時にはき出された P 等の不純物元素による炭化物/フェライト界面の脆化であるとしている⁴⁰⁾。他方、Ⅲ型ベイナイトの場合、変態時にすでに微細なセメントイトが析出しているので、焼もどしを施してもオーステナイト粒界にほとんど、セメントイトが生成しない (Photo. 11)³⁹⁾。したがつて、脆性破面中に占める劈開破壊の割合が低Cマルテンサイトに比べ大きくなる。600°C以上の高温で焼もどすと炭化物の球状化や転位密度の低下により衝撃特性は著しく改善され低温焼もどし脆性は消滅する。しかし、ここで使用した低合金鋼では 700°C 近傍における 1h の焼もどしによつて再結晶しないので、焼もどし前の破面単位³⁸⁾の効果は Fig. 16 に示すように保存される。

この焼もどし微細ベイナイトのすぐれた衝撃特性も、はじめに生成するベイナイトによる旧オーステナイト粒の分割の効果によるものである。したがつて、連続冷却変態によつて最初に 10~50% の微細ベイナイトを生成させたのち、低Cマルテンサイトを生成させると、破面

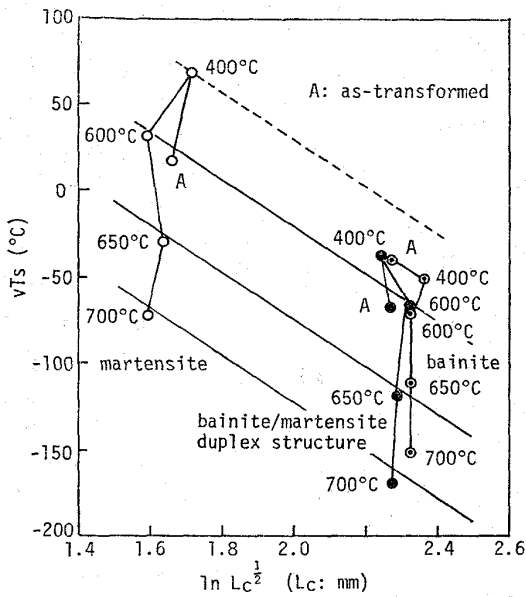


Fig. 16. Effect of tempering temperature on the relationship between unit crack path and impact transition temperature.

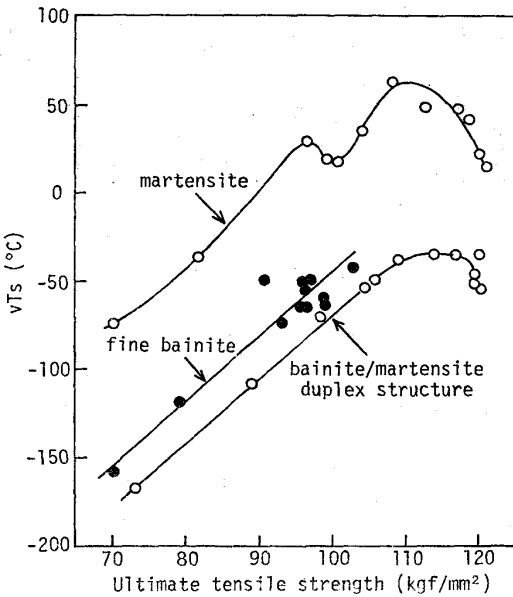


Fig. 17. Relationship between strength and impact transition temperature.

単位の微細化と同時にマルテンサイトによる強化が可能となり強靱性のすぐれた材料が開発できよう³⁷⁾。Fig. 17は完全なマルテンサイト組織、400°Cの等温度変態で生成したⅢ型ベイナイト組織および連続冷却変態によつて生成したⅢ型ベイナイトとマルテンサイトの二相混合組織の焼もどしに伴う引張強さと衝撃遷移温度の関係を示す³⁹⁾。これより、同一強度で比較すればベイナイト・マルテンサイト二相組織の遷移温度が最も低く強度と靱性のバランスのとれた材料が得られることがわかる。

5. 結 言

以上、述べてきたようにベイナイト変態機構については、まだまだ不明なところが多く、特にベイナイトの定義においてさえも統一見解を得るに至っていない。その点で本資料におけるベイナイト変態機構に対する考え方にも、かなり片寄つた面がある。

しかしながら、生成機構はともかくとして、実用的には調質型高張力鋼の強靱性向上や溶接熱影響部の靱性向上などに広く応用されている。しかも、微細ベイナイト組織において低温焼もどし脆性が小さい事実が旧オーステナイト粒界の清浄性と結びつけば高強度の耐応力腐食割れ鋼の開発の可能性も示唆しており今後さらに多くの利用面が開拓できるであろう。

本資料の公表を許可された住友金属工業(株)中央技術研究所所長小田尚輝博士、同副所長西岡邦夫博士、白岩俊男博士、同所次長伊藤慶典博士に感謝いたします。

また、本資料に含まれている筆者等の研究に対し種々御指導、御助言をいただいた金属材料技術研究所長荒木透博士、大阪大学教授稔野宗次博士、清水謙一博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) E.S. DAVENPORT and E.C. BAIN : Trans. Met. Soc. AIME, 90(1930), p. 117
- 2) R.F. HEHEMANN, K.R. KINSMAN, and H.I. AARONSON : Met. Trans., 3(1972), p. 1077
- 3) T. KO and S.A. COTTRELL : JISI, 172(1952), p. 307
- 4) F.B. PICKERING : Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum Co., (1967), p. 109
- 5) K.R. KINSMAN and H.I. AARONSON : Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum Co., (1967), p. 39
- 6) J.S. BOWLES and N.F. KENNON : J. Australian Inst. Metals, (1960), p. 106
- 7) Y. OHMORI, H. OHTANI, and T. KUNITAKE : Trans. ISIJ, (1971), p. 250
- 8) C.A. DUBE, H.I. AARONSON, and R.F. MEHL : Rev. Met., 55(1958), p. 201
- 9) Y. OHMORI and R.W.K. HONEYCOMBE : Proceedings ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, 11(1971), p. 1160
- 10) I.V. ISAICHEV : Zhur. Tekhn. Fiziki, 11(1947), p. 835
- 11) W. PITTSCH : Acta Met., 10(1962), p. 79
- 12) Y. OHMORI, A.T. DAVENPORT, and R.W.K. HONEYCOMBE : Trans. ISIJ, 12(1972), p. 128
- 13) A.W. SLEESWYK : Phil. Mag., 15(1966), p. 1223
- 14) R. J. DIPPENAAR and R.W.K. HONEYCOMBE : Proc. Roy. Soc., 333A(1973), p. 455
- 15) G.W. RATHENAU and G. BAAS : Acta Met.,

- 2(1954), p. 875
- 16) G.V. KURDJUMOV and G.SACHS : Z. Phys., 64(1930), p. 325
- 17) K.W. ANDREWS : Acta Met., 12(1964), p. 921
- 18) W. PITSCH : Arch. Eisenhüttenw., 31(1963), p. 381
- 19) A. BAGARYATSKII : Dokl. Akad. Nauk SSSR, 73(1950), p. 1161
- 20) J.M. GRAY and R.B.G. YEO : Trans. ASM, 61(1968), p. 255
- 21) A.T. DAVENPORT, F.G. BERRY, and R.W.K. HONEYCOMBE : Metal Sci. J., 2(1968), p. 104
- 22) A.T. DAVENPORT and R.W.K. HONEYCOMBE : Proc.Roy. Soc. London., A322(1971), p. 191
- 23) L. HABRAKEN : Comt. Rend. Rech. Trav. du Centre National de Recherches Metallurgiques, Nov., (1957), No. 19
- 24) R.W.K. HONEYCOMBE and F.B. PICKERING : Met. Trans., 3(1972), p. 1099
- 25) Y. OHMORI : Trans. ISIJ, 13(1973), p. 56
- 26) G.R. SRINIVASAN and C.M. WAYMAN : Acta Met., 16(1968), p. 621
- 27) 清水謙一, 康 忠熙, 西山善次 : 日本金属学会誌, 27(1963), p. 506
- 28) Y. OHMORI : Trans. ISIJ, 11(1971), p. 95
- 29) A.B. GRENINGER and A.R. TROIANO : Trans. Met. Soc. AIME, 140(1949), p. 590
- 30) J.S. BOWLES and J.K.MACKENZIE : Acta Met., 2(1954), p. 129
- 31) J.K. MACKENZIE and J.S.BOWLES : Acta Met., 2(1954), p. 138
- 32) J.S. BOWLES and J.K.MACKENZIE : Acta Met., 2(1954), p. 224
- 33) E.C. BAIN : Trans. Met. Soc. AIME, 70(1924), p. 25
- 34) M.S. WECHSLER, D.S. LIEBERMAN, and T.A. READ : Trans. Met. Soc. AIME, 197(1953), p. 1503
- 35) B.A. BILBY and J.W. CHRISTIAN : JISI, 197(1961), p. 122
- 36) P.M. KELLY : Acta Met, 13(1965), p. 635
- 37) H. OHTANI and F. TERASAKI, and T.KUNITAKE : Trans. ISIJ, 12(1972), p. 118
- 38) 寺崎富久長, 大谷泰夫, 邦武立郎 : 鉄と鋼, 58(1972), p. 293
- 39) Y. OHMORI, H. OHTANI, and T. KUNITAKE : Met. Sci., 8(1974), p. 357
- 40) J.R. RELICK and C.J. McMAHON, Jr. : Met. Trans., 5(1974), p. 2439