

© 1984 ISIJ

極低炭素変態強化鋼の変態組織と強靱性

論 文

新倉 正和*・山本 定弘*・大内 千秋*・小指 軍夫*²

Transformation Behavior and Mechanical Properties in Very Low Carbon Transformation-strengthened Steels

Masakazu NIKURA, Sadahiro YAMAMOTO, Chiaki OUCHI and Isao KOZASU

Synopsis :

The $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation behavior and its correlation with mechanical properties were systematically investigated in two types of transformation-strengthened steel under a range of very low carbon content from 0.005% to 0.05%. Those are C-high Mn-Nb-B bainite steels and C-high Mn-Mo-Nb acicular ferrite steels. The effects of C content and controlled rolling on the microstructures and mechanical properties were studied, by focusing on the difference between these two steels. The microstructure of bainite steels was recognized as type I upper bainite which was characterized by lath structure of 0.5–1 μm width with a retention of austenite grain boundaries in pan-cake shape. Acicular ferrite steels showed a mixed microstructure consisting of polygonal ferrite and upper bainite.

Transformation behavior and mechanical properties in bainite steels did not change markedly with both C content and the degree of controlled rolling, while they changed remarkably in acicular ferrite steels with those variables. Metallurgical factors controlling the strength and toughness in both steels were discussed in detail.

1. 緒 言

圧延ままで製造される 60 kgf/mm² 以上の高張力鋼として変態強化鋼の研究が進められてきた。その主な強化メカニズムは従来のフェライト・パーライト鋼の場合と異なり、低温変態生成相の下部組織によるので低C鋼でも高張力が得やすい。これまでに低C-Mn-Mo-Nb系のアンキュラーフェライト鋼¹⁾と極低C-Mn-Nb-B系のベイナイト鋼²⁾等が提案され、高張力ラインパイプ用鋼として実用化されている。特に最近では、溶接性や耐サワーガス特性に優れた高級ラインパイプ用鋼として極低C化の検討がなされている³⁾⁴⁾。

アンキュラーフェライト鋼やベイナイト鋼は、いずれも焼入性向上元素である Mo や B を利用することにより低温変態相を得ているが、両鋼の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態機構の差異およびそれと強靱性変化の関連については必ずしも明確になつていない。特に極低C域での相変態挙動や制御圧延の果たす役割等の両鋼種における差異については、工業的にも重要な意味を持つにもかかわらず系統的解析がなされていない。また“アンキュラーフェライト”が変態機構の分類上どのように位置づけられるかは、“極低Cベイナイト”との関連とともに定説がないのが現状で

ある⁵⁾⁶⁾。このような観点から、本報告では制御圧延された極低C域のアンキュラーフェライト鋼、ベイナイト鋼について変態組織と強靱性の差異を系統的に比較検討した。

2. 実験方法

供試鋼は 150 kg 高周波真空溶解炉で溶製したベイナイト鋼 (以下 B 鋼と略記する) とアンキュラーフェライト鋼 (以下 AF 鋼と略記) であり、その化学組成を Table 1 に示す。いずれも C-2Mn-0.05Nb を基本成分として、1~5 鋼は 0.001%B を、6~9 鋼は 0.25% Mo を添加している。C量はいずれも極低C域 (~0.005%) から低C域 (~0.05%) まで変化させた。両鋼とも微量 Ti を添加しているが、これは γ 粒径の微細化と、B鋼では BN 析出を防止して B の焼入性向上効果を確保するためである。鋼塊は 120 mm 厚さの鋼片に分塊された。仕上げ圧延は、標準条件として加熱温度 1100°C、900°C 以下の未再結晶 γ 域における圧下率 (以下 CR率と略記) 70%、仕上がり温度 770°C、仕上げ板厚 20 mm とした。CR率の影響は同一仕上がり温度 770°C で CR率 30~80% と変化させて調査した。

変態組織の観察は光学顕微鏡と電子顕微鏡により実施

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 10 月 24 日受付 (Received Oct. 24, 1983)

* 日本鋼管(株)中央研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

*² 日本鋼管(株)中央研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	B	Ti	sol.Al	T.N
1	0.007	0.17	1.97	0.003	0.001	—	0.04	0.0013	0.019	0.025	0.0021
2	0.012	0.17	1.94	0.004	0.001	—	0.04	0.0012	0.018	0.025	0.0023
3	0.017	0.17	1.95	0.004	0.001	—	0.05	0.0011	0.020	0.036	0.0026
4	0.029	0.16	2.05	0.008	0.003	—	0.05	0.0015	0.014	0.025	0.0043
5	0.051	0.18	1.98	0.005	0.001	—	0.04	0.0013	0.016	0.032	0.0026
6	0.004	0.13	2.00	0.007	0.003	0.26	0.04	—	0.012	0.019	0.0048
7	0.017	0.14	2.01	0.007	0.003	0.25	0.04	—	0.012	0.020	0.0051
8	0.027	0.15	1.98	0.006	0.003	0.25	0.04	—	0.012	0.020	0.0050
9	0.046	0.15	1.96	0.007	0.003	0.26	0.04	—	0.013	0.026	0.0042

した。一部、メスバウアー分光による残留 γ の測定も行った。熱間加工後の変態挙動は、加工フォーマスターを用いて熱間圧縮加工後のCCT曲線を作製することにより調べた。機械的性質は鋼板の板厚中心より圧延直角方向に引張試験片(平行部 $10\text{mm}\phi \times 50\text{mm}^{\text{GL}}$)・衝撃試験片(2mmV ノッチ)を採取して調査した。

3. 実験結果

3.1 変態組織と変態挙動

C量が0.025%のB鋼およびAF鋼の変態組織について顕微鏡観察を行った結果をPhoto. 1に示す。フェライト・パーライト鋼に比較すると、両鋼とも微細かつ針状に腐食され非常に識別しにくい特徴を有している。しかし注意深く観察すると、B鋼では展伸した旧 γ 粒界が保存されており、その内部が微細で一様な腐食パターンを有している。一方、AF鋼では旧 γ 粒界が保存されず、数 μm 程度の大きさのポリゴナルフェライト(以下フェライトと略記)の生成が認められ、矢印で示す針状組織との混合組織になっている。Photo. 2に両鋼の薄膜電顕観察結果を示す。B鋼では一部点線で示すように展伸した旧 γ 粒界が明りように保存され、その内部は $0.5\sim 1\mu\text{m}$ のラス幅を持つラスベイナイトからなる。しかし、熱処理により得られるベイナイトのラス組織⁷⁾に比較すると、ラス境界が直線的でなく wavy な形

状を有している。また旧 γ 粒界またはラス境界の一部に島状マルテンサイトが存在し(Photo. 2(b)中のM-A), その体積率は数%程度であるが、C量の増加とともに増加する傾向を示している。Photo. 3にラス境界に存在する島状マルテンサイトについて高倍率で観察した結果を示す。その内部の転位密度は非常に高く、またしばしば双晶の存在が認められる。制限視野回折により残留 γ の存在が確認され、暗視野像で示されるようにマルテンサイトと極めて微細に混じりあつて、いわゆるM-A constituent⁸⁾(以下MAと略記)を形成している。残留 γ の存在はメスバウアー分光でも観察されたが、その例をFig. 1に示す。ベイナイトラス内部にセメントイトの析出は認められず、ベイナイト地の固溶限以上のCはMAに濃縮していると考えられるから、B鋼のベイナイト組織は大森ら⁹⁾¹⁰⁾の分類したI型の上ベイナイトに属すると考えられる。Photo. 2(b)に示すAF鋼では、 $1\sim 5\mu\text{m}$ 程度のフェライトと帯状に連なる針状組織からなる混合組織であり、B鋼が均一なベイナイト単相組織(ただし数%のMAを含む)であることと基本的に異なる。混合組織中の針状組織を注意深く観察すると、多くの場合ラス構造を示しており、次章で考察するように上部ベイナイトであると考えられる。またAF鋼の場合にも数%のMAの存在が確認され、やはりC量とともに増加する傾向を示す。

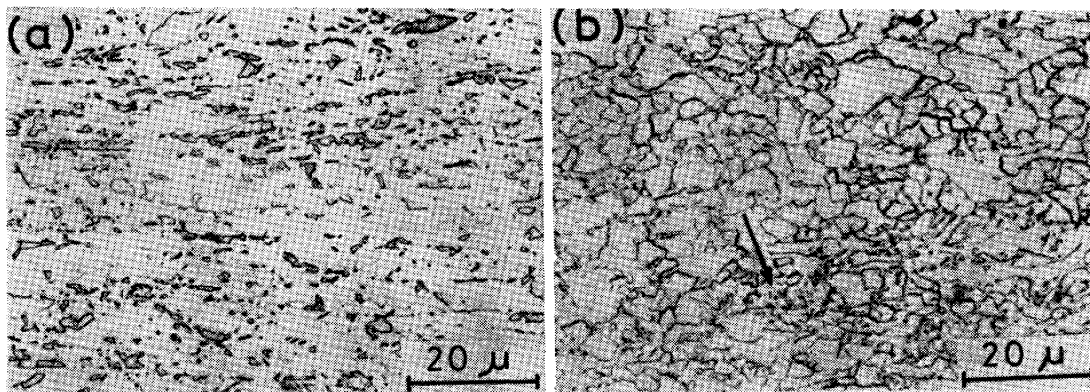


Photo. 1. Optical microstructures of controlled rolled 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel) (a) and 0.025C-2Mn-Mo-Nb steel (AF steel) (b). (Total reduction below 900°C : 70%)

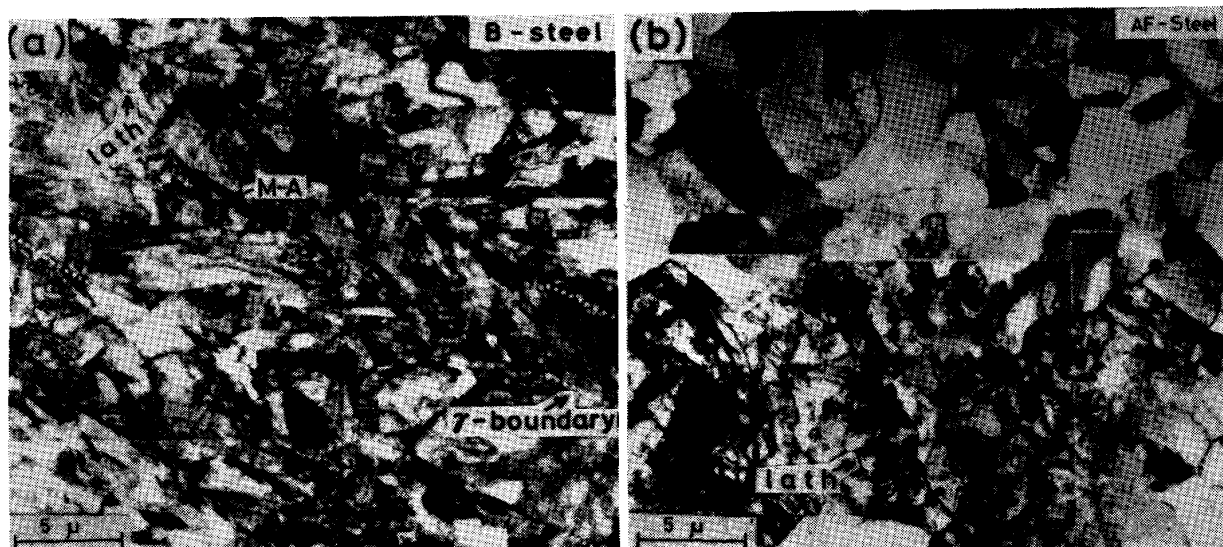


Photo. 2. Transmission electron micrographs observed in controlled rolled 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel) (a) and 0.025C-2Mn-Mo-Nb steel (AF steel) (b). (Total reduction below 900°C : 70%)

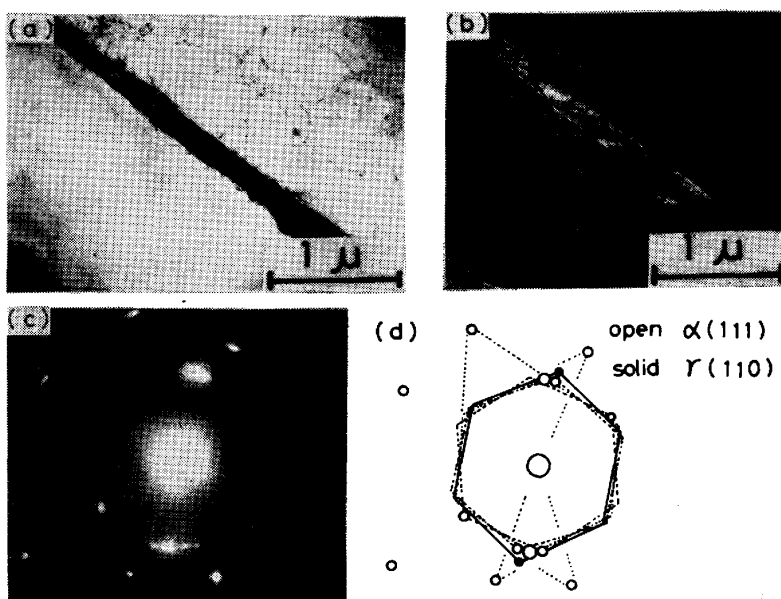


Photo. 3. Transmission electron micrograph of M-A constituent in 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel) (a) and its dark field image (b) by using a $\langle 200 \rangle_{\gamma}$ reflection (solid mark) on $(100)_{\gamma}$ plane in selected area electron diffraction (c)(d).

熱間加工後の変態挙動を、加工フォーマスターによる加工後 CCT 曲線の作製により調査した。6mm ϕ × 10mm^Hの試験片を 1100°C に加熱、同温度で 25% 圧下し再結晶により γ 粒を微細化した後、未再結晶 γ 域である 900°C と 850°C で各々 30% 圧下を加えた。加工後 0.1~20°C/s の冷却速度で冷却して膨張計により変態点を測定した。結果を Fig. 2 に示すが、変態開始および終了温度を T_s , T_f として示した。あわせて示したフェライト・パーライト鋼 (0.10C-1.5Mn-0.05Nb-0.08V, 以下 FP 鋼と略記) に比較して、B 鋼 AF 鋼ともフェライト変態開始線が長時間側および低温側に移行し、その程度は B 鋼 でより著しい。20mm 厚さ鋼板

の空冷冷却速度に対応する 0.8°C/s において、両鋼とも FP 鋼より低温側で変態開始するが、B 鋼が 630°C でベイナイト変態を開始するのに対し AF 鋼では 720°C 前後の比較的高温域でフェライトを生成する過程が認められる。また AF 鋼の場合 650~500°C の低温側では B 鋼とほぼ同温度領域にてベイナイト変態をおこし、最終的にフェライトとベイナイトの混合組織を構成する。

3.2 強靱性におよぼす極低 C 化の影響

前節で述べたように、B 鋼と AF 鋼では変態組織・変態挙動のうえで基本的差異があり、このことが製造条件に伴う機械的性質の変化に相違をもたらすと考えられ

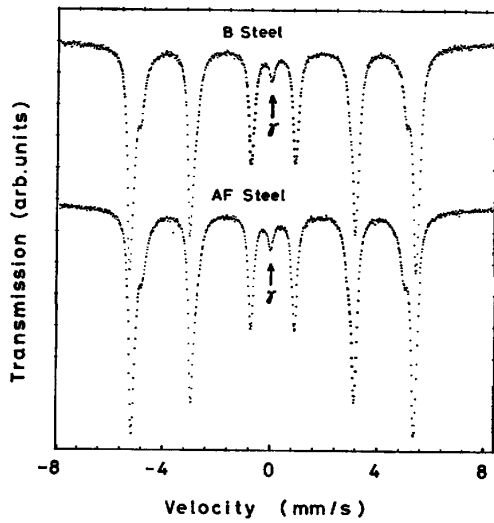


Fig. 1. Mössbauer spectrum of 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel) and 0.025C-2Mn-Mo-Nb steel (AF steel).

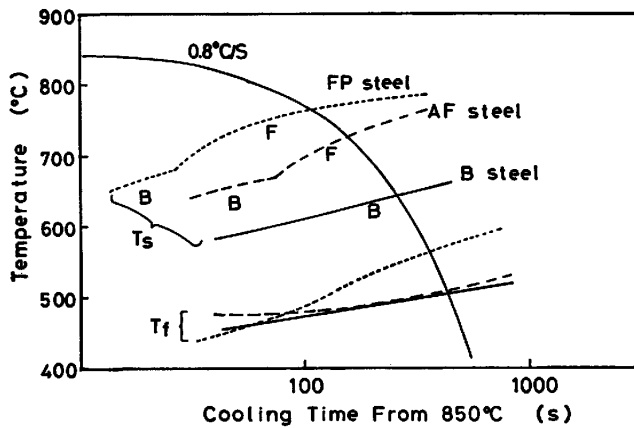


Fig. 2. Deformation CCT diagram in 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel) and 0.025C-2Mn-Mo-Nb steel (AF steel) compared with 0.10C-1.5Mn-Nb-V steel (FP steel).

る。Fig. 3 に強靱性におよぼす極低C化の影響を示す。極低C化に伴う強度低下の大きさは両鋼において非常に異なる。0.05% Cにおいて両鋼は同程度の強度レベルを有するが、極低C化に伴ってB鋼は10 kgf/mm²程度の引張強さの低下にとどまるのに対して、AF鋼は25 kgf/mm²程度の低下を示す。一方靱性はB鋼においてほとんど変化しないのに対して、AF鋼は低C化に伴って靱性が改善された後0.004% C鋼では逆に劣化する現象が認められる。

次に極低C化に伴う変態温度・変態組織の変化をTable 2に示す。変態温度は冷却速度0.8°C/sの場合の変態開始温度 $T_{s0.8}$ で示した。変態組織については全組織中に占めるベイナイト組織分率 V_B を光頭による線分析法で求めた結果で示した。(ただし、MAは光頭で

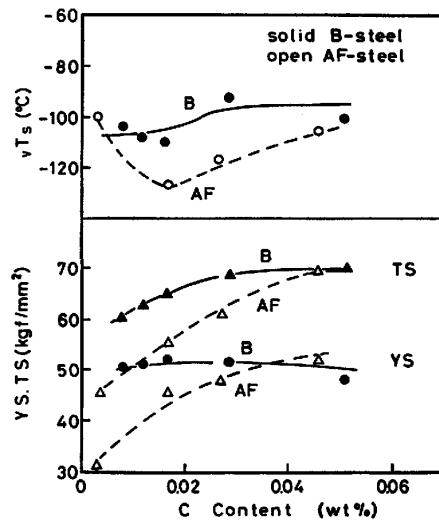


Fig. 3. Effect of C content on mechanical properties of B steels and AF steels.

Table 2. Bainite volume fraction V_B and transformation temperature $T_{s0.8}$.

B-steel			AF-steel		
C (wt%)	$T_{s0.8}$ (°C)	V_B (%)	C (wt%)	$T_{s0.8}$ (°C)	V_B (%)
0.007	645	100	0.004	750	0
0.017	640	100	0.017	725	35
0.029	630	100	0.027	720	52
0.051	620	100	0.046	645	67

はベイナイトと区別できないので V_B に含めた。) B鋼では、極低C域でも変態温度がほとんど変化せず、またベイナイト単相組織が維持される。一方AF鋼では極低C化に伴って変態温度の上昇と V_B の急激な低下が生ずる。0.004% C鋼では $T_{s0.8}$ が750°Cまで上昇しフェライト単相組織となる。Fig. 3において強靱性のC量依存性がB鋼で小さくAF鋼で大きいのは、このような変態挙動のC量依存性の大小に起因している。すなわちAF鋼における大きな強度低下は、変態温度の急上昇に付随した V_B の低下による。AF鋼の靱性については、橋本⁹⁾や田畑¹¹⁾がフェライト分率の増加とフェライト粒径の減少により改善されることを報告しているが、極低C化により V_B の低下と同時にフェライト粒径の増大(0.046% C鋼で4.6 μm, 0.004% C鋼で6.5 μm)が認められ、靱性はこれらの相反する効果のバランスにより変化していると考えられる。

3.3 強靱性におよぼす制御圧延の影響

FP鋼では未再結晶 γ 域の熱間加工がフェライト変態の核発生サイトを増加させフェライト組織を細粒化させることが知られている。B鋼やAF鋼のような変態強化鋼において未再結晶 γ 域の熱間加工がどのような意味を持つかについては必ずしも明確でない。そこで両鋼の強靱性におよぼす未再結晶 γ 域における圧下率(ここで

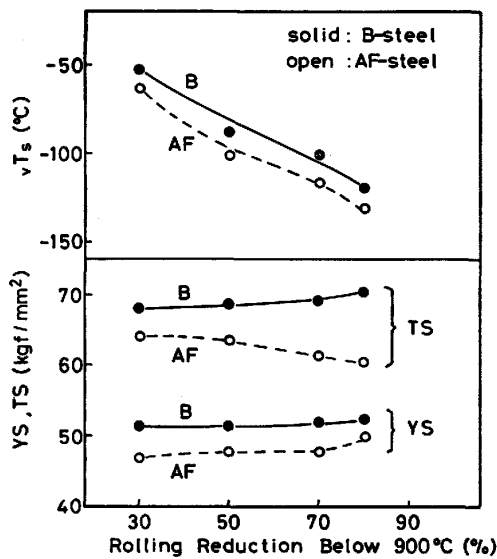


Fig. 4. Effect of rolling reduction below 900°C on mechanical properties in 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel) and 0.025C-2Mn-Mo-Nb steel (AF steel).

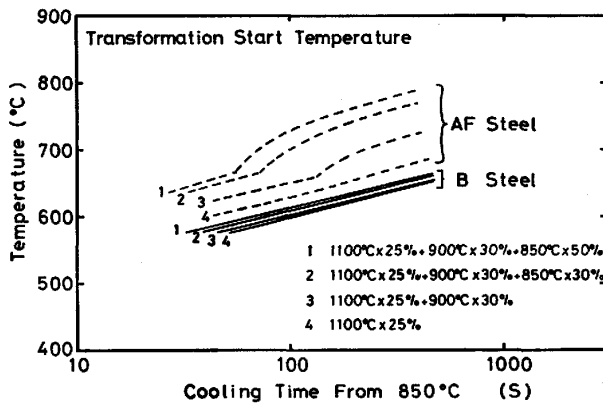


Fig. 5. Deformation CCT diagram for 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel) and 0.025C-2Mn-Mo-Nb steel (AF steel) for several deformation conditions.

は 900°C 以下の CR 率) の影響を調査したが、C 量が 0.025% の場合の結果を Fig. 4 に示す。CR 率に伴う強度変化は両鋼において異なつた挙動を示す。引張強さは、B 鋼で CR 率の増大とともにわずかに増大する傾向を示すのに対して、AF 鋼では明らかに低下する。一方、低温靱性は両鋼において CR 率の増加に伴いほぼ同程度の割合で改善される。これは、B 鋼の場合 CR 率の増大により高張力化と同時に高靱化をなし得ることを意味している。

Fig. 5 は熱間加工後 CCT 曲線に及ぼす未再結晶 γ 域での圧下率の影響を示す。ここで 1100°C で 25% の一段圧下の場合には再結晶 γ 組織を示している。900°C 以下で一段ないし二段圧下を加えた場合には未再結晶 γ

域での全圧下率が 30%、51%、65% と変化している。B 鋼では未再結晶 γ 域圧下率による変化が小さいのに対して、AF 鋼では圧下率の増大とともにフェライト変態開始線が高温側かつ短時間側に移行する。また光頭を用いた線分析によれば、B 鋼では CR 率が增大してもベイナイト単相組織を維持するのに対して、AF 鋼ではベイナイト分率の低下 (CR 率 30→80% のとき、 $V_B=66 \rightarrow 42\%$) が認められる。Fig. 4 における強度変化の差異は、このような変態温度と変態組織の変化の差異により説明される。すなわち B 鋼の変態挙動は未再結晶 γ 域の熱間加工により大きな影響を受けないのに対して、AF 鋼では強い影響を受け熱間加工によりフェライト変態が促進され、それにより強度低下を生ずると考えられる。B 鋼でのわずかな強度増大傾向の原因としては、未再結晶 γ 組織の有する高転位密度の一部が変態ベイナイト組織に引き継がれる可能性、あるいは集合組織による強化等が考えられる。両鋼の CR 率増大に伴う靱性改善はほぼ同程度であるが、AF 鋼の場合 V_B の低下とフェライト粒径の微細化 (CR 率 30→80% のとき、 $6.1 \rightarrow 4.3 \mu\text{m}$) によるものと考えられる。一方 B 鋼の場合、変態温度と変態組織の変化が小さく、CR 率の増大によつて旧 γ 粒の展伸度が増大し粒径の異方性が高まるのみである。このような展伸した結晶粒からなる組織の靱性に対する有効粒径がどのようなものであるかについては定説がないが、脆性破壊に対して抵抗となる有効粒径が CR 率の増大とともに微細化しているものと推測される。

4. 考 察

4.1 変態強化鋼の変態組織形態

ベイナイト鋼の変態組織について、寺沢ら²⁾は「アンキユラーフェライトと島状マルテンサイトから構成されるベイナイト状組織」と述べている。また、いわゆるアンキユラーフェライト鋼の変態組織について、COLDREN³⁾は「微細なフェライトとアンキユラーフェライトの混合組織である」とし、この場合「アンキユラーフェライトは変態温度の低下とともに拡散型から剪断型に変化し島状マルテンサイトを含んだ針状組織」と定義している。いずれの場合もアンキユラーフェライトが変態機構の分類上どのように位置づけられるかは不明確である。本研究では、両鋼の変態組織形態について電顕観察を中心とした調査を行い、次のような知見を得た。すなわち、前者はラス構造を基本とした I 型の上部ベイナイト単相組織であり、固溶限以上の C はベイナイトラス境界または旧 γ 粒界に存在する MA 中に含まれると推定される。

MA はベイナイトラスの成長時に過飽和なCが変態界面前方またはラス境界の未変態 γ に拡散かつ濃縮し、これによつて安定化された未変態 γ から最終的に低温領域で変態し生成する¹⁰⁾ものと考えられる。寺沢ら²⁾が認めた「アスキュラーフェライト」は、本研究で確認されたラスベイナイトに対応していると推定される。なお、前項において、ラス境界が直線的でなく wavy であり、熱処理により得られるベイナイトのラス組織とやや異なることを示したが、これは制御圧延に起因した γ の塑性変形の不均一性に関連する¹²⁾ものと考えられる。一方、AF 鋼はフェライトとベイナイトの混合組織である。このベイナイトは、変態初期にフェライトが生成した後の未変態 γ から生成するものであり、COLDREN ら¹⁾が観察した「アスキュラーフェライト」に対応していると考えられる。しかし、(i) 剪断型変態の特徴であるラス構造を呈している、(ii) 変態温度域がB鋼のベイナイト変態と同じ 650°C~500°C である、(iii) 混合組織中のフェライトが0%になる条件(例えばCR率0%の場合)では旧 γ 粒界が明りように保存されB鋼と同一組織となることが確認された、等の事実からベイナイト組織であると結論できる。

加工 CCT による変態挙動の検討により、B鋼ではフェライトの生成がないために変態開始温度がAF鋼より約90°C低いことが明らかになった。これは γ 粒界に偏析¹³⁾または微細析出 ($M_{23}(B, C)_6$)¹²⁾するBの粒界安定化作用が強くフェライト生成を著しく抑制するためと考えられる。この効果は極低C化や未再結晶 γ 域での加工によつて弱まることなく、B鋼における加工 CCT 曲線はほとんど変化しない。一方AF鋼では変態初期にフェライトの生成が認められ、この生成挙動がFP鋼の場合と同様に極低C化や未再結晶 γ 域の加工によつて影響を受けるため加工 CCT 曲線も大きく変化する。同時に変態組織におけるフェライト分率またはベイナイト分率の顕著な変化を示し、常にベイナイト単相組織を示すB鋼の場合と大きく異なる。

4.2 変態強化鋼の強度支配因子

変態強化鋼は、焼入性向上元素である Mo, B 添加による変態温度低下に基づく低温変態相生成によつて強化される。様々な加工条件・冷却条件における変態開始温度と変態組織・硬度の関係を加工 CCT により調査した結果を Fig. 6 に示す。変態開始温度の低下に伴い、変態組織はフェライト+パーライト→フェライト+ベイナイト→ベイナイトと変化し、同時に硬度の連続的上昇が認められる。これらの挙動は、同一C量のB鋼とAF鋼において同一の関係で示され、硬度は変態温度によつ

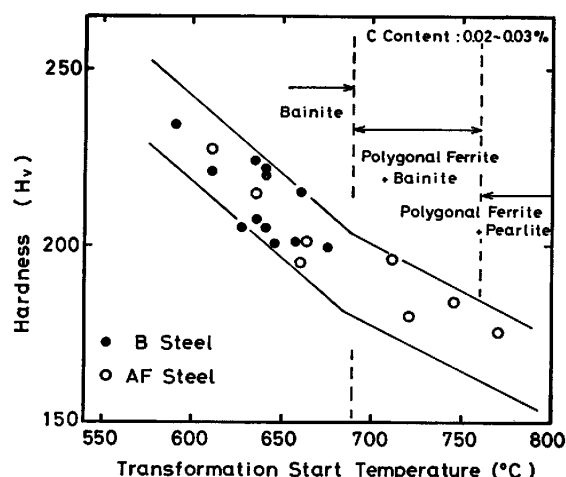


Fig. 6. Relation between hardness, microstructure and transformation start temperature in 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel) and 0.025C-2Mn-Mo-Nb steel (AF steel).

て一義的に決定される。前項で説明した標準的圧延条件における両鋼の強度水準の差異は、変態開始温度の差およびそれと表裏の関係にある変態組織の差によつて説明される。

低Cベイナイト組織の強度を支配している金相学的因子として、次の(i)~(vi)が挙げられる⁶⁾。

- (i) ベイナイトラス幅
- (ii) ベイナイト地の転位密度
- (iii) セメントイトの分散強化 (本研究のI型上部ベイナイトの場合、MAの分散強化)
- (iv) NbCの析出強化
- (v) ベイナイト地の固溶Cによる強化
- (vi) 旧 γ 粒による細粒強化

これらの効果のうち(i)~(v)は変態温度の低下とともに強められる。本研究のI型上部ベイナイトの場合、熱間加工による強度変化はわずかであるが、極低C化によつて10 kgf/mm²前後の強度低下が認められた。この場合変態温度のわずかな上昇を介して上記(i)~(v)の効果やや弱められると同時に、変態温度の変化とは無関係にMAが減少することによつて(iii)の分散強化が緩和されると考えられる。(iv)のNbC析出と(v)の固溶Cの効果は、含有C量によつて変化しないと考えられる。前者は抽出残渣の化学分析によつて量的変化のないことが確認され、後者については変態温度が650~500°Cと高温であるために、ベイナイト地の過飽和なCは十分拡散して未変態 γ に平衡的に移行し、固溶C量は含有C量とは無関係の固溶限に対応していると推定されるからである。変態温度上昇に伴う強度低下の大きさはFig. 6によつて推定することができ、極低C

化に伴う変態開始温度の上昇 30°C に対する硬度低下は約 14 であり約 4.5 kgf/mm² の強度低下に相当する。従つて、極低C化による引張強さの全低下量 10 kgf/mm² のうち、MA の減少による効果は約 5.5 kgf/mm² であり、これを二段レプリカ観察により求めた MA 体積率変化 (0.007% C 鋼の場合 0.3%, 0.051% C 鋼の場合 3.2%) と対比すると、MA 1% 当たりの強化能として約 1.8 kgf/mm² が得られる。

一方、AF 鋼はフェライトとベイナイトの混合組織であり、強度はこれらの構成組織の混合則によつて決定される。(Fig. 6 に示したように、一定C量条件下では混合比の変化は変態開始温度変化に対応している。) ベイナイト組織はフェライトが生成した後の未変態 γ から生成するのでCが濃縮しており、その強度は含有C量の他に各相分率の変動によつても変化する。しかし、フェライトとベイナイトの強度差が非常に大きいこと、また本研究でのC量変化範囲が余り大きくないことを考慮すると、AF 鋼の強度に及ぼすベイナイト相自体の強度の影響は組織分率の影響よりも十分小さく、第一近似として組織分率によつて整理するのが合理的と思われる。Fig. 7 に AF 鋼におけるベイナイト分率と強度の関係を示す。C量および CR 率を変化させた場合の強度変化は、ベイナイト分率によつて統一的に整理される。

4.3 変態強化鋼の靱性支配因子

B 鋼と AF 鋼の変態組織には基本的差異があるので、両鋼の靱性支配因子も根本的に異なる。旧 γ 粒界が保存される焼もどしベイナイトまたはマルテンサイト組織を持つ調質型高張力鋼や低温用鋼の靱性は、大きな γ 粒径依存性を持つことが知られている⁷⁾⁹⁾。一方、本研究の B 鋼の旧 γ 粒は圧延方向に展伸しており、靱性に及ぼす γ 粒径の影響は等軸 γ 粒の場合に比較して複雑である。すなわち、板厚方向・圧延方向の線分析により測定される γ 粒径 d_z , d_L は、CR 率の増大とともに各々減少・

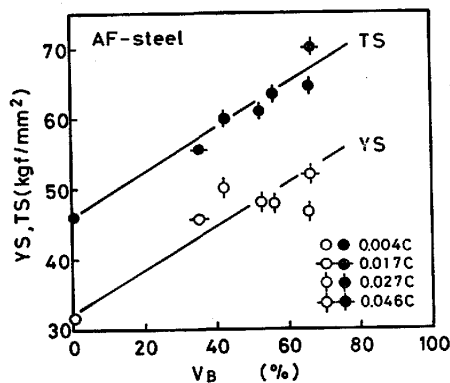


Fig. 7. Relation between strength YS, TS and bainite volume fraction V_B in AF steels.

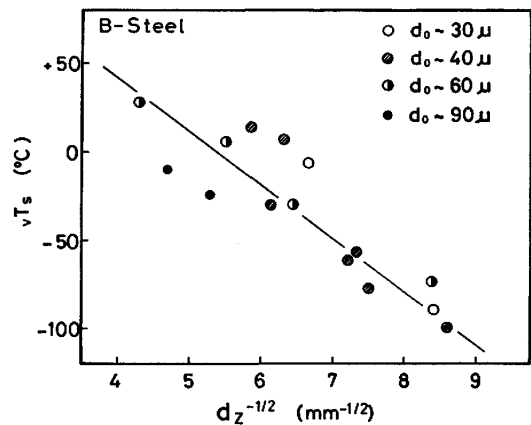


Fig. 8. Relation between transition temperature and prior austenite grain size d_z in 0.025C-2Mn-Nb-B steel (B steel).

増大し、また圧延直角方向の γ 粒径 d_C は余り変化しない。このように強い異方性を持つ結晶粒からなる組織の靱性を支配する有効粒径についての検討例は少なく、以下に検討を試みた。初期再結晶 γ 粒径 d_0 (30~80 μ m) と CR 率 (0~80%) を独立に変化させることにより、 d_L , d_z , d_C の種々の組み合わせを得た B 鋼の靱性と、 d_L , d_z , d_C の相関関係を調査した。その結果、靱性は、 d_z に強く依存し、 d_L , d_C にはほとんど影響されないことが判明した。その結果を Fig. 8 に示すが、 vTs と $d_z^{-1/2}$ との間にはほぼ直線関係が存在する。従つて、展伸した結晶粒を持つ組織の靱性を支配する有効粒径は、板厚方向粒径 d_z によつて与えられると考えられる。また従来上部ベイナイトと分類される組織は低靱性を示すことが一般的に言われてきたが⁹⁾、ここで示されたように極低C化と有効結晶粒微細化により $vTs \approx -100^\circ\text{C}$ の高靱性が得られることは注目される。

一方、アンキュラーフェライト鋼の靱性については、これまでフェライト分率とその粒径との関連で検討されてきた⁹⁾¹¹⁾。本研究における AF 鋼のフェライト粒径 d_F 、ベイナイト分率 V_B と靱性の関係を Fig. 9 に示す。 d_F が比較的大きい場合 ($d_F^{-1/2} = 12 \sim 14 \text{ mm}^{-1/2}$) V_B が大なる AF 鋼は同一 d_F の FP 鋼に比較して高い vTs を示し、 V_B が小なる AF 鋼は FP 鋼と同等の低い vTs を示す。しかし、 d_F が小さい場合 ($d_F = 14 \sim 16 \text{ mm}^{-1/2}$, 高 CR 率条件に相当)、 V_B が大であつても同一 d_F の FP 鋼に近い優れた vTs を有している。従つて AF 鋼の靱性は d_F と V_B だけでは十分な説明ができない。Fig. 8 で示したように上部ベイナイトと言えども有効粒径 d_z 微細化により高靱化されるのであり、Fig. 9 の靱性変化も第三の要因としてベイナイト相の微細化による効果を考慮する必要がある。このことは AF 鋼においてベイ

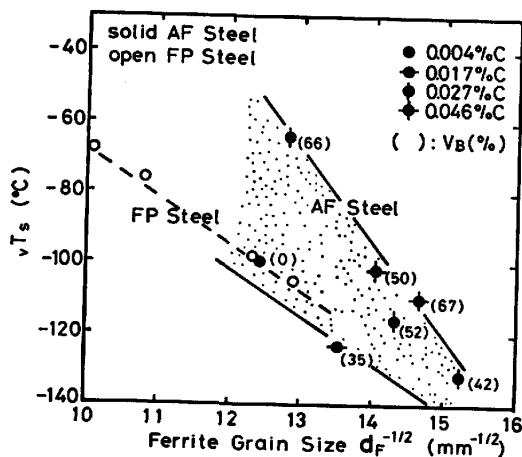


Fig. 9. Relation between transition temperature and polygonal ferrite grain size in AF steels.

ナイト分率を低下させることなくベイナイト相の有効粒径を微細化することにより十分な高靱化が可能であることを示している。

5. 結 言

制御圧延された極低C域(0.005~0.05%)の Mn-Nb-B 系ベイナイト鋼と Mn-Mo-Nb 系のアソキュラーフェライト鋼の変態組織と機械的性質を比較検討し、以下の結論が得られた。

(1) ベイナイト鋼の変態組織は 0.5~1 μm の幅を有するラス構造を基本とし、ラス境界または旧 γ 粒界に数%の M-A constituent を形成する I 型の上部ベイナイト単相組織であつて、展伸した旧 γ 粒界が保存される。アソキュラーフェライト鋼は 1~5 μm のポリゴナルフェライトと、ラス構造を基本とした上部ベイナイトの混合組織である。

(2) C量が 0.025% の場合、ベイナイト鋼の変態開始温度は 630°C で、アソキュラーフェライト鋼のそれ 720°C より 90°C 低い。アソキュラーフェライト鋼は変態温度領域の高温側 (720~650°C) でポリゴナルフェライトを生成し低温側 (650~500°C) で上部ベイナイトを生成する。

(3) ベイナイト鋼では極低C化や未再結晶 γ 域での加工の増大に伴う変態温度や変態組織の変化が小さいのに対して、アソキュラーフェライト鋼では変態温度の上昇とベイナイト分率の低下が生ずる。

(4) ベイナイト鋼の強度は極低C化や未再結晶 γ 域の加工により大きく変化しない。一方、靱性は未再結晶 γ 域の加工により顕著に改善され、圧延直角方向の vT_s は板厚方向の旧 γ 粒径 $d_z^{-1/2}$ と直線的な相関がある。

(5) アソキュラーフェライト鋼は、極低C化や未再結晶 γ 域の加工により顕著な強度低下と靱性改善を示す。強度は混合組織中のベイナイト分率の低下による効果大きい。一方、靱性は、ベイナイト分率の低下、フェライト粒径の減少、ベイナイト相有効粒径の微細化によつて改善される。

文 献

- 1) A. P. COLDREN, Y. E. SMITH and R. L. CRYDERMAN: Processing and Properties of Low Carbon Steels (1972), p. 163 [AIME]
- 2) 寺沢 健, 東山博吉, 関野昌蔵: 鋼の強靱性 (1971), p. 101 [Climax Molybdenum]
- 3) H. NAKASUGI, H. MATSUDA and H. TAMEHIRO: Alloys For The Eighties ed. by R. Q. BARR (1980), p. 213 [Climax Molybdenum]
- 4) 松本和明, 平 忠明, 卯目和巧, 兵藤知明, 東田幸四郎, 有方和義: 鉄と鋼, 69 (1983), S1350
- 5) 橋本 保: 制御圧延技術の基礎とその応用 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1980), p. 51 [日本鉄鋼協会]
- 6) F. B. PICKERING: Micro Alloying 75 (1975), p. 9 [Union Carbide]
- 7) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: 鋼の強靱性 (1971), p. 45 [Climax Molybdenum]
- 8) A. P. COLDREN and R. L. CRYDERMAN: Steel Strengthening Mechanism (1969), p. 17 [Climax Molybdenum]
- 9) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: 鋼の強靱性 (1971), p. 83 [Climax Molybdenum]
- 10) 大森靖也: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 126
- 11) 田畑紳久, 鎌田晃郎: 鉄と鋼, 63 (1977), S797
- 12) B. SERIN, Y. DESALOS, Ph. MAITREPIERRE and J. ROFES-VERNIS: Mem. Sci. Rev. Met., 75 (1978) 6, p. 355
- 13) M. UENO and T. INOUE: Trans. ISIJ, 13 (1973), p. 210