

© 1988 ISIJ

制御圧延型低炭素鋼の強度・靱性におよぼすボロン，窒素量の影響

/////////
論文
/////////

藤城 泰文*・橋本 保*²・大谷 泰夫*²

Influence of Boron and Nitrogen Contents on Strength and Toughness of Controlled-rolled Low Carbon-Boron Steel

Yasufumi FUJISHIRO, Tamotsu HASHIMOTO and Hiroo OHTANI

Synopsis:

An influence of boron and nitrogen contents on the strength and toughness of 0.02%C-1.65%Mn-0.04%Nb-0.015%Ti-B steel and 0.03%C-1.50%Mn-0.15%Mo-0.07%V-0.04%Nb-0.02%Ti-B steel finish-rolled at 720°C after heating at 1 050°C was studied. It was found that the strength and toughness could be estimated by calculated free-boron (B*).

The microstructure changes from coarse ferrite and degenerated pearlite structure to fine-grained ferrite and isolated martensite structure as boron becomes effective for strengthening, consequently the tensile strength rises 5 to 6 kgf/mm² and the yield strength to tensile strength ratio decreases. Furthermore, the microstructure changes to bainite structure by the addition of molybdenum and vanadium and the increase of boron in solution, rising the strength. The strength rises mainly because ferrite becomes fine. The critical boron content in solution which effectively increases tensile strength is 8 ppm as B* in 0.02%C-1.65%Mn-0.04%Nb-0.015%Ti-B steel. The critical boron in solution decreases to about 1 ppm by the addition of molybdenum and vanadium. In the region where boron contributes to strengthening, the tensile strength rises linearly with increasing B*. The degree of the strengthening rises by the addition of molybdenum and vanadium.

Key words: metallography; grain size; phase transformation; precipitation; boron; nitrogen; controlled rolling; strength; toughness; titanium.

1. 緒 言

寒冷地向け高強度ラインパイプの良好な溶接性を確保する目的で変態強化型制御圧延鋼板が検討され，炭素(C)を0.01~0.03%まで下げたベイニティックフェライト組織を呈する極低C-Nb-Ti-B鋼¹⁾が開発された。この鋼種の焼入性を上げる大きな役割を果たすのがボロン(B)であるが，圧延ままで使用される制御圧延鋼におけるBの焼入性向上効果に関する報告^{2)~4)}は少ない。極低C系制御圧延鋼では圧延後の未再結晶オーステナイト(γ)から多量のフェライト(α)が生成するため，Bの挙動は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態と未変態 $\gamma \rightarrow$ マルテンサイト変態の両者への影響を考慮することが必要となる。

本論文は極低C-Nb-Ti-B鋼の強度，靱性におよぼす，

窒素(N)の影響を調べ，極低C系制御圧延鋼におけるBの焼入性向上効果について考察した。その結果，強度，靱性は固溶Bを求めるため筆者らが提案した第一次近似式で評価できること，Bの焼入性向上効果が確保できる臨界B量及びその効果の大きさが鋼種によつて異なること等が明らかになった。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼は，Table 1に示すように150 kgW真空炉で溶解し，B:2~25 ppm，N:9~122 ppmの範囲で変化させた極低C系低合金鋼である。供試鋼E1~E15はNb-Ti-B鋼，M1~M8はMo-V-Nb-Ti-B鋼である。これらの鋼塊は1 200°Cで加熱した後900°C以上の温

昭和58年4月・10月 本会講演大会にて発表 昭和61年12月10日受付 (Received Dec. 10, 1986)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (現:住友金属工業(株)製鋼所) (Technical Research Laboratories, Now Osaka Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 5-1-109 Shimaya Konohana-ku Osaka 554)

*² 住友金属工業(株)総合技術研究所 工博 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition materials (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Mo	V	Nb	Ti	Sol. Al	B(ppm)	N(ppm)
E 1	0.024	0.16	1.65	0.003	0.003	—	—	0.04	0.013	0.029	4	22
E 2	0.021	0.16	1.68	0.004	0.002	—	—	0.04	0.015	0.043	8	9
E 3	0.021	0.16	1.67	0.004	0.002	—	—	0.04	0.015	0.040	11	11
E 4	0.021	0.16	1.64	0.004	0.002	—	—	0.04	0.015	0.041	23	19
E 5	0.021	0.15	1.64	0.003	0.003	—	—	0.04	0.014	0.033	2	34
E 6	0.019	0.16	1.64	0.004	0.002	—	—	0.04	0.015	0.039	9	19
E 7	0.022	0.16	1.63	0.004	0.002	—	—	0.04	0.015	0.038	16	16
E 8	0.023	0.17	1.65	0.004	0.002	—	—	0.04	0.016	0.045	24	24
E 9	0.022	0.17	1.65	0.004	0.002	—	—	0.04	0.015	0.043	14	23
E10	0.022	0.16	1.63	0.004	0.003	—	—	0.04	0.015	0.037	25	46
E11	0.022	0.17	1.65	0.004	0.003	—	—	0.04	0.015	0.038	11	64
E12	0.023	0.16	1.63	0.004	0.003	—	—	0.04	0.010	0.037	11	50
E13	0.021	0.16	1.67	0.004	0.003	—	—	0.04	0.015	0.039	15	49
E14	0.021	0.17	1.64	0.004	0.003	—	—	0.04	0.018	0.034	9	73
E15	0.021	0.16	1.65	0.004	0.003	—	—	0.04	0.027	0.040	18	74
M 1	0.028	0.32	1.50	0.004	0.002	0.16	0.07	0.04	0.021	0.026	8	24
M 2	0.031	0.33	1.49	0.004	0.002	0.16	0.07	0.04	0.021	0.024	14	18
M 3	0.029	0.34	1.49	0.004	0.002	0.15	0.07	0.04	0.021	0.023	18	20
M 4	0.033	0.31	1.44	0.005	0.002	0.15	0.06	0.03	0.019	0.020	7	49
M 5	0.032	0.34	1.51	0.004	0.002	0.15	0.07	0.04	0.017	0.027	13	64
M 6	0.030	0.35	1.52	0.005	0.002	0.16	0.07	0.04	0.023	0.025	10	111
M 7	0.025	0.35	1.50	0.005	0.002	0.15	0.07	0.04	0.023	0.025	16	122
M 8	0.027	0.33	1.51	0.005	0.002	0.15	0.07	0.03	0.024	0.024	23	113

度で $150 \times 120 \times 100$ mm の大きさに鍛造した。鍛造後、制御圧延を施した。圧延は 1050°C で 30 min 加熱後、 γ の再結晶温度域で圧下率 47% の圧延を行い、続いて γ の未再結晶温度域 870°C から 720°C の間で圧延を行い、厚み 20 mm の圧延板とした。圧延は 720°C で終了し、圧延後空冷した。使用した熱間圧延機はロール径 550 mm, ロール回転数 18.5 rpm である。

2.2 機械的性質及び組織観察

引張試験片は鋼板の圧延と直角方向から直径 8.5 mm, 標点間距離 42.5 mm の試験片を採取し、1 mm/min の引張速度で試験を行った。衝撃試験片は引張試験片と同様に、圧延と直角方向から 2 mmV ノッチ付きシャルピー試験片を採取した。

光学顕微鏡組織観察の腐食は 2% 硝酸アルコールで行った。電子顕微鏡組織観察は 2% ピクリン酸アルコールで腐食した試料から採取した二段レプリカ法及び薄膜法によった。薄膜の最終研磨はりん酸-クロム酸混合液による電解研磨であり、検鏡は日立 HU-200(加速電圧: 200 kV) で行った。TiN, BN 等の状態分析はプロムエステル抽出法によった。

3. 実験結果

3.1 ボロン、窒素の強靱性への影響

Nb-Ti-B 系供試鋼 E1~E15 の B, N 量の変化に伴う引張強さ (TS), シャルピー破面遷移温度 (vT_s), 降伏比 (YR) の変化を Fig. 1 に示す。本図から vT_s はほぼ全域において $-90 \sim -120^\circ\text{C}$ と良好であるが、TS が 57 kgf/mm^2 以上の高強度域と 52 kgf/mm^2 以下の低強度域に二分されることがわかる。その境界は B, N 量の関係 $[B]-0.16[N]=4.5 \text{ ppm}$ の式で示される。 $[B]-0.16$

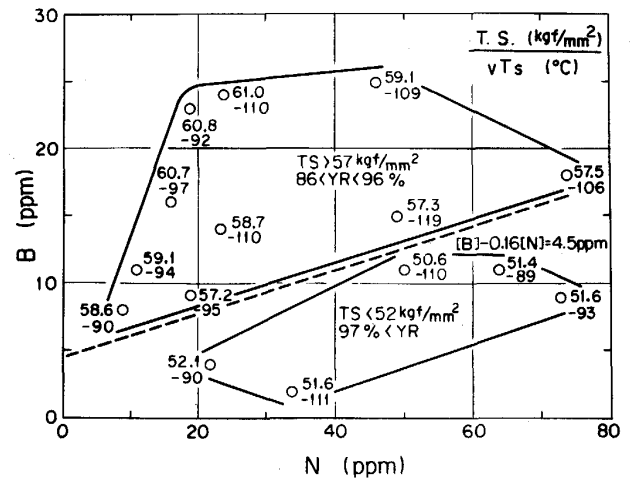
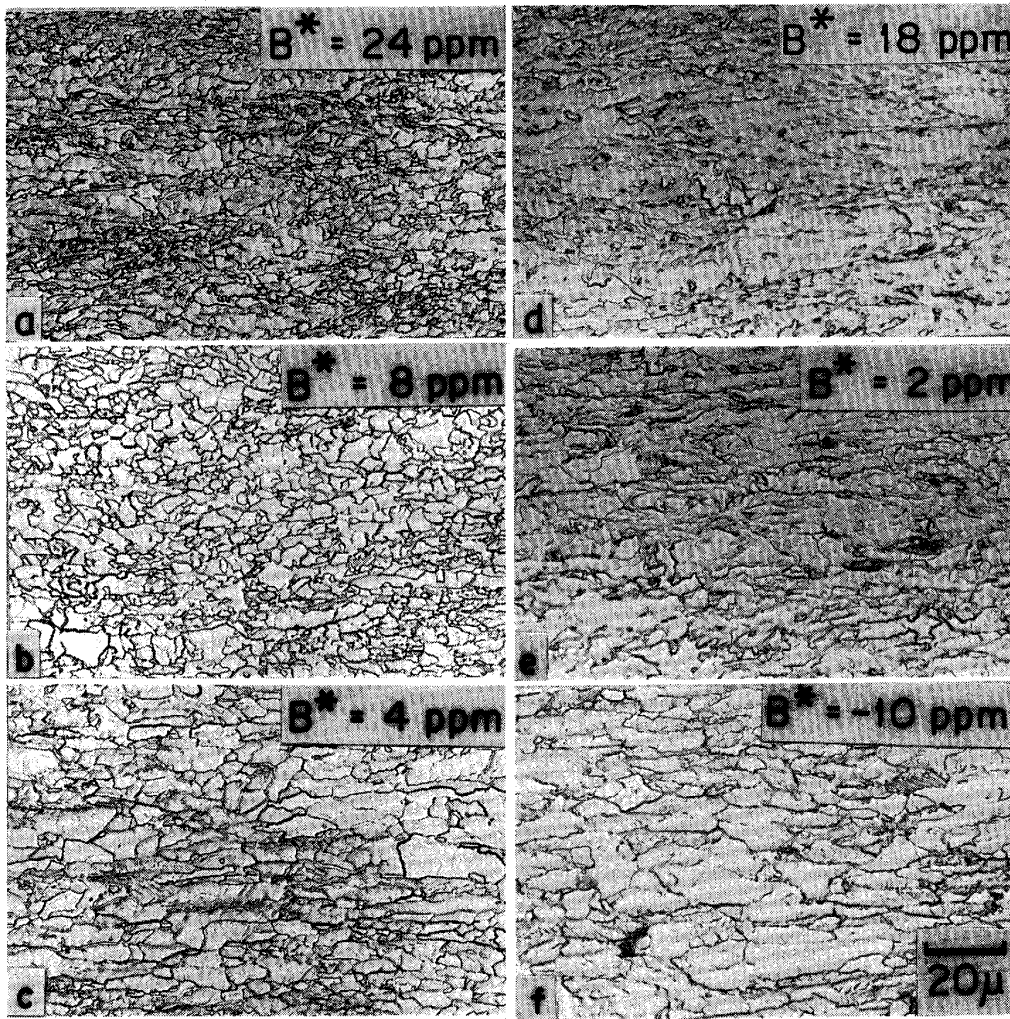


Fig. 1. Effect of boron and nitrogen content on tensile strength (TS), 50% shear-transition temperature (vT_s) and yield ratio (YR) in 0.02%C-1.65%Mn-Nb-Ti-B steel.

$[N] > 4.5 \text{ ppm}$ では高強度がえられ、 $[B]-0.16[N] < 4.5 \text{ ppm}$ では低強度になる。すなわち、TS で代表される強度のみが B, N 量の影響を非常に強く受けることがわかる。伸び、絞りには特に影響は認められない。低温変態生成物の増加に伴い引張試験の YR が低下する現象は従来から報告されている⁵⁾。Fig. 1 においても低 N, 高 B 化により YR が低下しており、これは低温変態生成物の増加に起因すると推察される。

Photo. 1 の a, b, c に B をそれぞれ 24 ppm, 8 ppm, 4 ppm 含む Nb-Ti-B 系供試鋼の光学顕微鏡組織を示す。Photo. 1 の B* については 4.1 で説明する。B による焼入性向上効果が認められた E2 ($TS: 58.6 \text{ kgf/mm}^2$) 及び E8 鋼 ($TS: 61.0 \text{ kgf/mm}^2$) は、多量の細粒の α 組織からなり、B 量が多い E8 鋼は E2 鋼よ



a : Steel E8 b : Steel E2 c : Steel E1 d : Steel M3 e : Steel M5 f : Steel M8

Photo. 1. Microstructures of 0.02%C-1.6%Mn-Nb-Ti-B steels (a, b, c) and 0.03%C-1.5%Mn-0.15%Mo-0.07%V-Nb-Ti-B steels (d, e, f).

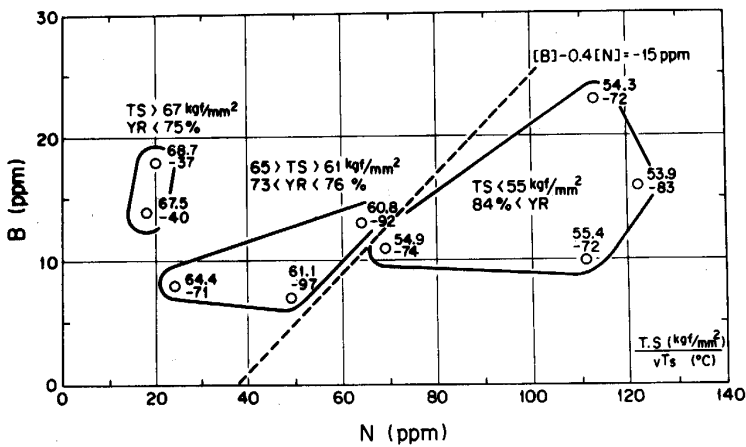


Fig. 2. Effect of boron and nitrogen content on tensile strength (TS), 50% shear-transition temperature (vT_s) and yield ratio (YR) in 0.03%C-1.5%Mn-0.15%Mo-0.07%V-Nb-Ti-B steel.

りも圧延方向に伸びた α が多い。B添加の効果が認められないE1鋼 ($TS: 52.1 \text{ kgf/mm}^2$) は粗粒の α 組織である。Bの効果によらず組織は圧延方向に伸びている。

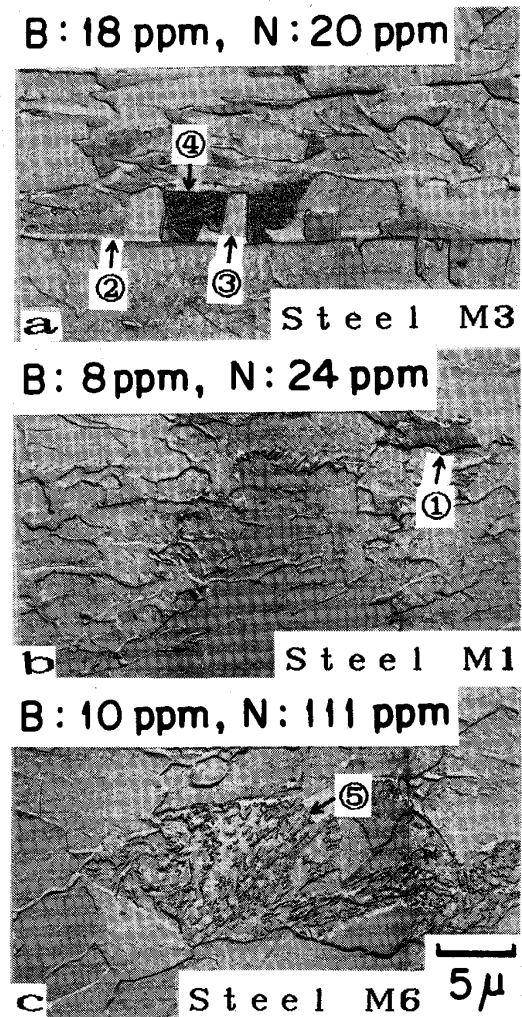
3・2 Mo, V, Nb の影響

Moを0.15wt%, Vを0.07wt%添加したMo-V-Nb-Ti-B系供試鋼M1~M8のB量及びN量の変化によ

る TS , T_s 及び YR の変化を Fig. 2 に示す。Mo, V を添加しない場合と同様に B 量の増加または N 量の低下に伴い TS が上昇し、降伏点伸びを示さない連続的降伏により¹⁾, YR が低下する。また、本鋼では B が強度に対して有効に働く領域が Nb-Ti-B 鋼よりも低 B, 高 N 側に移動し、その領域は $[B]-0.4[N] > -15 \text{ ppm}$ で示される。また、この同一の B-N バランスでは、Mo, V を添加した方が $7\sim 8 \text{ kgf/mm}^2$ 高い強度が得られる。B の焼入性向上効果が現れる領域での高 B, 低 N 化による TS の上昇は大きい。この上昇は、 $4\cdot 1$ (Fig. 3) で TS が B の増加に伴って顕著に上昇することから Mo, V 自身よりも B の焼入性向上効果が主体となつて現れたものと判断される。Photo. 1 の d, e, f は、B をそれぞれ 18 ppm, 13 ppm, 23 ppm 含む Mo-V-Nb-Ti-B 系供試鋼の光学顕微鏡組織である。Mo, V の添加により、旧 γ 粒界が明瞭なベイナイトが低 N, 高 B 領域で現れる。B が 23 ppm 含有されていても N が 113 ppm 存在すると粗粒の α 組織となる。

一方、Mo, V を添加して焼入性を上げた場合は、 T_s におよぼす B, N 量の影響が顕著になる。Fig. 2 の高強度、低強度境界線近傍で、B が強度に有効に働くと T_s は $10\sim 20^\circ\text{C}$ 低下し、さらに高 B, 低 N 化した $B > 14 \text{ ppm}$, $N < 20 \text{ ppm}$ の領域では、 TS の上昇に伴い T_s が約 30°C 上昇する。また、N 量が過剰で B が強度に有効に働かない $[B]-0.4[N] < -15 \text{ ppm}$ の領域において、BN が計算上 $23\sim 53 \text{ ppm}$ 存在する M6~M8 鋼は T_s が $-72\sim -83^\circ\text{C}$ 、シェルフエネルギーが $24\sim 33 \text{ kgf-m/cm}^2$ である。従来、BN は靱性を低下させると言われるが¹⁾、本報告で調査した極低 C-Nb-Ti-B 鋼では、靱性劣化は認められない。また、本報告と同じ圧延条件で行った $0.04\text{C}-1.67\text{Mn}-0.32\text{Cu}-0.10\text{Ni}-0.05\text{V}-0.04\text{Nb}-0.018\text{Ti}-0.0016\text{B}-0.0015\text{N}$ 鋼では、Nb の TS におよぼす効果は非常に大きく、 0.04% の添加を省略すると Ar_3 変態点が 40°C 上昇し、組織が細粒の α 組織から粗粒の α 組織に変化し、 TS が約 9.5 kgf/mm^2 低下する。これは Mo-V-Nb-Ti-B 鋼の固溶 B 約 8 ppm の効果に相当する。

Photo. 2 は Mo-V-Nb-Ti-B 系 M1, M6 及び M3 鋼の二段レプリカ電子顕微鏡組織である。B が強度に対して有効に働いた M1 鋼 (b) では主に $2\sim 3 \mu\text{m}$ の細粒の α と約 $2\times 10 \mu\text{m}$ の梨地状の島状マルテンサイト (①) が認められる。強度上昇に対する B の効果が大きい M3 鋼 (a) では、圧延方向に伸びた旧 γ 粒界 (②) が認められる。これは未再結晶 γ 組織においても 18 ppm の固溶 B の焼入性向上効果が大きいことを示す。また、旧 γ



- ①, ④: Isolated martensite
- ②: Elongated austenite grain-boundary
- ③: Ferrite
- ⑤: Degenerated pearlite

Photo. 2. Microstructures of $0.03\text{C}-1.5\text{Mn}-0.15\text{Mo}-0.07\text{V}-\text{Nb-Ti-B}$ steels.

粒内に細粒の α 粒 (③) で分断された島状マルテンサイト (④) が存在する。B が強度に対して有効に働かない M6 鋼 (c) ではセメントライトが完全な板状を呈さない約 $10\sim 30 \mu\text{m}$ の粗粒パーライト (⑤) が認められ、これは過冷されて生成した擬似パーライトと判断される。さらに下部構造を電子顕微鏡を用いて調べた。

Photo. 3 は、B が強度に有効に働いた M1 鋼の薄膜電子顕微鏡組織であり、a は明視野像、b は島状マルテンサイト中央部の制限視野回折図形である。島状マルテンサイトは $0.1\sim 0.3 \mu\text{m}$ のラス状であり、回折像から Fe_3C が認められた。また、X線により $2\sim 3\%$ の残留 γ の存在が確認された。国重らの熱延鋼板に関する島状マルテンサイトの報告⁶⁾ から推察して、島状マルテンサ

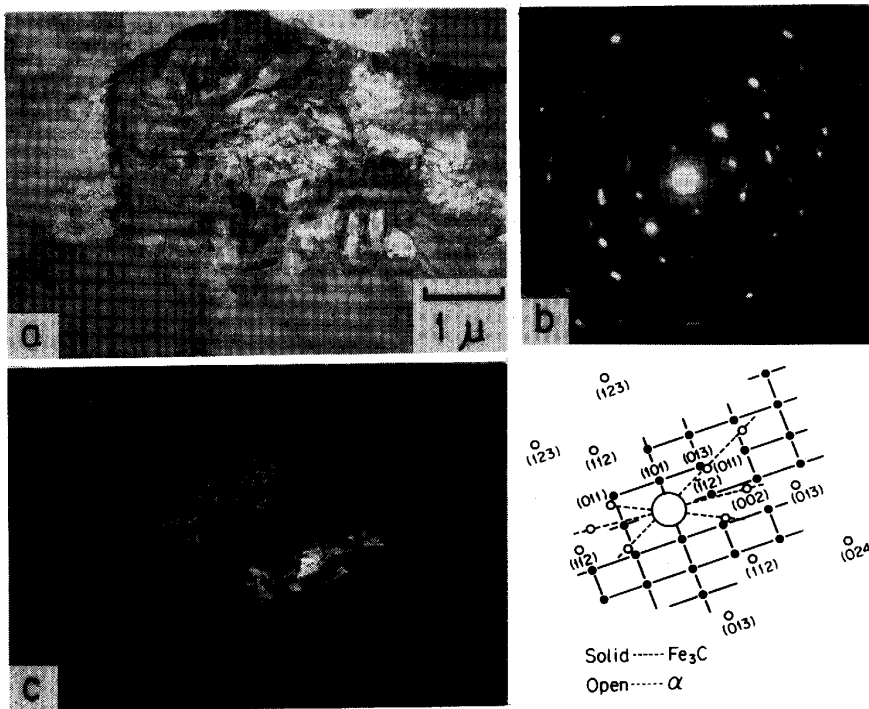


Photo. 3. The transmission electron micrographs of steel M1 (B : 8 ppm, N : 24 ppm) containing 8 ppm B* (a) and its dark field image (c) by using a $\langle 013 \rangle$ Fe₃C reflection (solid mark) on (011)_α plane in selected area electron diffraction (b).

イトは細粒のαの生成に伴う未変態γへのCの濃化⁷⁾、均一に固溶したMo, Si, Mn, V, 及び固溶Bの未変態γ粒界への偏析¹⁾の相乗効果により生成したと考えられる。

4. 考 察

4.1 有効B量の検討

一般に、制御圧延鋼は、圧延時に1000°C以上の高温に加熱されるが、TiはNとの結合力が強く⁸⁾、例えば、1050°CではTi, Nともγ中に1~2 ppmしか固溶しないため⁹⁾、Ti添加による固溶Bの確保が容易である。従って、B添加制御圧延鋼ではTiが添加される傾向が強い^{10)~12)}。B鋼では、固溶B量が焼入性に強く影響するため、B, N及び窒化物形成元素の添加量によって鋼の硬化能が決まる¹³⁾。Ti-B処理鋼では、上述のようにNの固定にはTiの役割が大きく、1050°C加熱の本調査鋼ではBは大部分γ中に固溶する¹⁴⁾。そこで、Bの析出温度域において一次近似として、添加されたTiはすべてNと結合し、残留NはすべてBと結合すると考えた次式によって固溶B量が表現されるとし、この一次近似の固溶B量(B*)で強度、靱性を評価した。TiとNの結合力が非常に強いので、B*は固溶B量とはほぼ同じ値である。 $B^* = B - \frac{10.8}{14.0}(N - \frac{14.0}{47.9}Ti)$ ただし、 $N - \frac{14.0}{47.9}Ti \leq 0$ の場合には $B^* = B$ とする。この近似式は、Tiを考慮したBとNの関係式であり、Fig. 1, 2で示した式と基本的には同じである。Fig. 3はTSとB*の

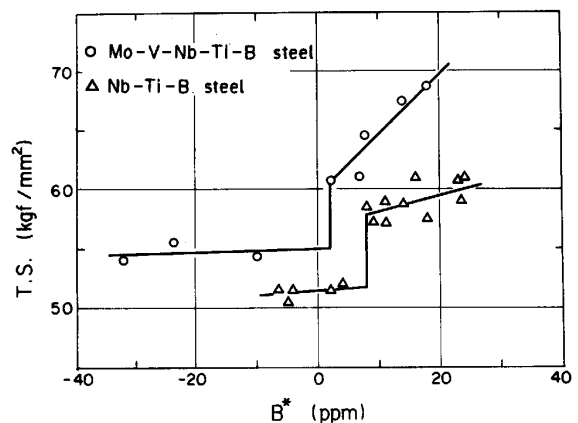


Fig. 3. Effect of calculated free boron (B*) on tensile strength of 0.03%C-1.50%Mn-0.15%Mo-0.07%V-Nb-Ti-B steels and 0.02%C-1.65%Mn-Nb-Ti-B steels.

関係を示す。B* < 0 についても B* = 0 とせず値を示したのは、BNの影響の有無も示すためである。TSは鋼種によって決まる特定のB*値(臨界B値)以上で急激に上昇し、その後20 ppm以上のB量まで上昇を続ける。すなわち、固溶Bの増加に伴って焼入性倍率が增大することを意味する。焼入れ焼もどし鋼に関しては3~5 ppm以下のB量の領域で固溶Bの増加に伴い、Bの焼入性倍率が增大すると言われるが¹⁵⁾、圧延後空冷する制御圧延鋼に関しては、Bの焼入性に対する効果が認められる場合でも、効果の程度はB量によらず一定であり¹⁶⁾、固溶Bの増加に伴って強度が上昇するとの定量

的に示す報告は見られない。しかし、圧延後水冷する制御圧延鋼においては、TSはBの増加に伴って上昇する¹⁸⁾と報告されている。

焼入れ焼もどし鋼の強化に関する最適B量が3~5 ppmであるのに対して、本研究の制御圧延鋼のそれは20 ppmであることから、 $\gamma \rightarrow \alpha$ またはベイナイト変態温度域を水冷した焼入れ焼もどし鋼よりもBの焼入性向上効果が小さく、その分、高B領域まで焼入性が上昇を続ける領域が拡大したと考えられる。

4.2 固溶Bの強化作用とMo-V, Nbの関係

本調査鋼では、Nb, Bが含有されていることから、固溶Bと固溶Nbの相乗効果¹⁸⁾による変態点降下が高強度化の原因と推定された。そこで、Ti, B, Nbの窒化物形成状態を確かめるために、Nをそれぞれ24 ppm及び111 ppm含有するMo-V-Nb-Ti-B系M1鋼及びM6鋼を10%ブロムエステルで溶解し、残渣中の合金元素を分析した。結果をTable 2に示す。高NのM6鋼ではNはおもにTi, Nb, V及びBで固定されるが、M1鋼で

Table 2. Amount of alloying elements in residue after extraction in methyl acetate solution of 10% Br (wt%).

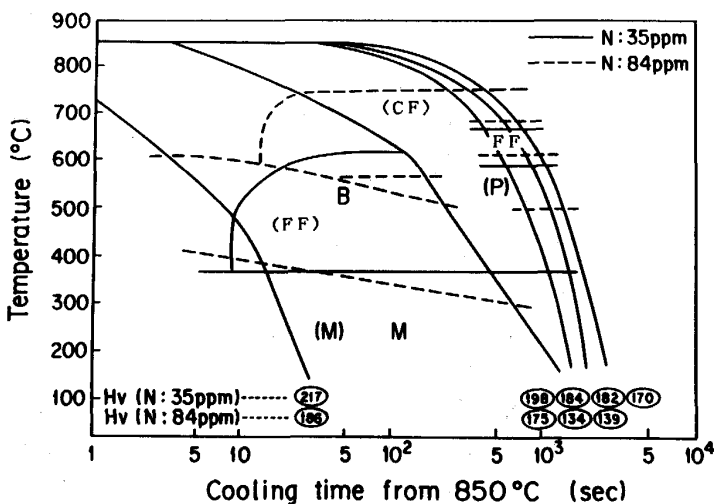
	Low N (steel M1)		High N (steel M6)	
	Total	Residue	Total	Residue
Mo	0.16	0	0.16	0.0003
V	0.07	0	0.07	0.0051
Nb	0.04	0.0025	0.04	0.0195
Ti	0.021	0.0060	0.023	0.0137
B	0.0008	0.0001	0.0010	0.0010
Soluble Al	0.026	0	0.025	0
N	0.0024	0.0020	0.0111	0.0113

はNは大部分がTiで固定され、Nb及びBの大部分は固溶している。残渣中に存在するNbは、NbNの形態と推定される。すなわち、高N系Nb-Ti-B鋼の焼入性が低いのは、固溶B及び固溶Nbが減少するためであり、逆に、低N鋼の高い焼入性は、組織の変化が顕著であることから、固溶Bと固溶Nbの相乗効果に起因すると考えられる。また、Nb(CN)による析出強化も無視できないと考えられる。

また、Bの焼入性向上効果に対するMo, Vの影響も認められた。すなわち、Fig. 3からMo, V添加鋼の臨界B*は1 ppm近傍にあるが、焼入性が低いMo, V無添加鋼のそれは8 ppm近傍にあり、焼入性が高い鋼の方が少量の固溶Bで焼入性向上効果が得られる。また、TSの上昇に対するB*の影響はMo, V添加鋼では0.525 kgf/mm²・ppm、Mo, V無添加鋼では0.133 kgf/mm²・ppmとなり、焼入性が高い鋼の方が単位B*あたりの強度上昇が大きい。一般に、BはMoその他の元素と、焼入性に関して相乗効果を示すといわれており¹⁷⁾、本調査鋼の場合も従来鋼と同様に、焼入性に対してBとMoは相乗効果を示すことを示唆している。0.15% Moと0.07% Vの焼入性倍数はそれぞれ0.161及び0.137であり¹⁷⁾、Mo-V-Nb-Ti-B鋼の焼入性に対してはほぼ同等の効果と考えられる。

B*が焼入性向上効果の臨界値に満たない場合は、Photo. 2のcに示す粗粒の α と擬似パーライトの混合組織であるが、臨界値を超えるとPhoto. 2のbに示す細粒の α と島状マルテンサイトの混合組織になり、さらに高B化による焼入性の増加に伴いPhoto. 2のaに示

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	B	sol Al	N
Low N	0.02	0.16	1.85	0.005	0.004	0.05	0.019	0.0011	0.029	0.0035
High N	0.02	0.16	1.85	0.005	0.003	0.05	0.022	0.0015	0.039	0.0084



FF: Fine Ferrite CF: Coarse Ferrite
B: Bainite M: Martensite

Fig. 4. CCT diagram of Nb-Ti-B steel thermomechanically worked by 25% reduction at 1000°C and then worked by 50% reduction at 850°C.

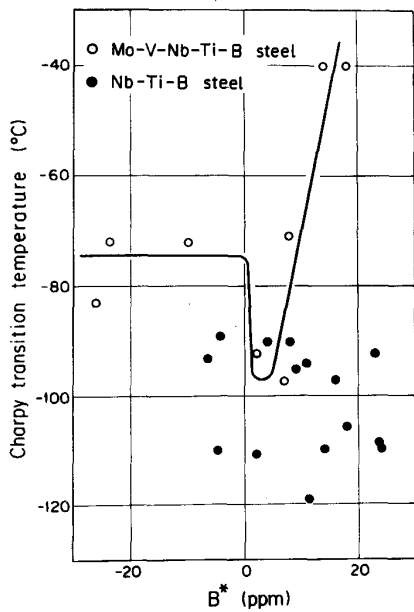


Fig. 5. Effect of calculated free boron (B^*) on Charpy transition temperature of 0.03%C-1.50%Mn-0.15%Mo-0.07%V-Nb-Ti-B steels and 0.02%C-1.65%Mn-Nb-Ti-B steels.

す旧 γ 粒界が残存するベイナイト組織になる。Fig. 4 は、1050°C に加熱後、1000°C で 25%、850°C で 50% の圧下を加えた後、続いて変態点を測定した。低N系及び高N系B鋼の加工 CCT 図である¹⁰⁾。 $B^* = 11$ ppm の低N系B鋼の A_{r3} 変態点は、 $B^* = 0$ ppm の高N系B鋼よりも、0.3°C/s の冷却速度で約 80°C 低下し、組織が細粒 α に変化する。低N系B鋼の変態は、細粒 α の生成 (660~580°C) とマルテンサイトの生成 (490°C 以下) の変態温度域が分離する典型的な二相分離型変態を示す¹⁹⁾。電子顕微鏡組織写真から、Fig. 4 の低N系B鋼を 0.4°C/s で冷却した時、島状マルテンサイトの体積率は約 5% であり、非常に小さい。これは、本実験の低C系制御圧延鋼においては、B による強化は主として体積率の大きい α の変態強化に起因することを示す、と考えられる。

4.3 靱性支配因子

Fig. 5 は、 T_c に及ぼす B^* の影響を示す。靱性が最良になる B^* が認められ、Mo-V-Nb-Ti-B 鋼では $B^* = 1\sim 6$ ppm で T_c が最良になる。この領域では組織は細粒の α 組織であり、 $B^* > 6$ ppm では旧 γ 粒界が残存する粗いベイナイト組織、 $B^* < 1$ ppm では粗粒の α 組織に変化する。この靱性変化は Fig. 6 に示す結晶粒径の変化に対応し、 B^* の増加に伴って α 粒径は減少する。これは B^* の増加に従い $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度が低温側へ移行し、 α の生成核の増加により細粒化が進行するが、さら

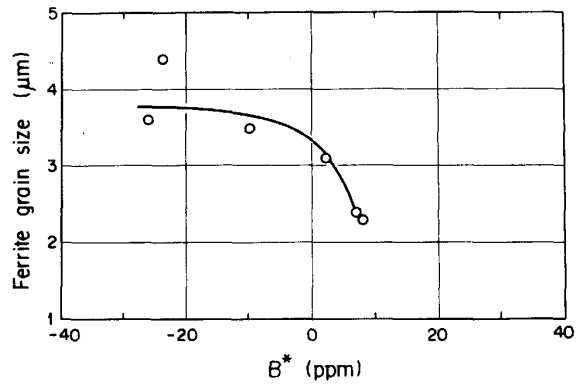


Fig. 6. Effect of calculated free boron (B^*) on ferrite grain size of 0.03%C-1.50%Mn-0.15%Mo-0.07%V-Nb-Ti-B steels.

に、 B^* が増加すると、ベイナイト組織に変化し、き裂進展の感受性が上がる²⁰⁾ ことに起因する。しかし、焼入性が低い Nb-Ti-B 鋼では Fig. 5 中に示すように、 T_c に及ぼす本調査範囲での B^* の影響は小さく、 B^* が $-7\sim 24$ ppm の範囲で変化しても、 T_c は $-89\sim -119^\circ\text{C}$ のレベルにある。これはBとの相乗効果の大きい Mo, V が添加されておらず B^* による組織変化が急激でないこと、及び強度が低いことに起因すると推察される。この靱性に対する最適B値は以上のように組織、強度の影響を強く受けるのである。

5. 結 言

(1) 極低 C-Ti-B 系制御圧延鋼板の強度、靱性に及ぼすBの影響は Ti, B, N の含有量のみを考慮して求めた固溶Bの一次近似式 $B^* = B - \frac{10.8}{14.0}(N - \frac{14.0}{47.9}\text{Ti})$ で評価できる。

(2) 強度上昇に対してBが有効に働くと、組織は粗粒の α と擬似パーライトの混合組織から細粒の α と島状マルテンサイトの混合組織に変化する。Mo, V の添加鋼において、さらに固溶Bを増加させると組織は旧 γ 粒界が残存するベイナイト組織に変化する。低C系B鋼の強度上昇のおもな原因は変態温度の変化に伴う α の変態強化と考えられる。

(3) Bが有効に働く臨界B値は、本実験の代表基本成分 0.02%C-1.65%Mn-0.04%Nb-0.015%Ti-B 鋼では $B^* = 8$ ppm であり、0.015%Mo-0.07%V が添加されると、 $B^* = 1$ ppm まで低下する。臨界B値以上で B^* の増加に伴って T_c が直線的に上昇し、上昇率は Mo-V 添加により $0.133 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \text{ppm}$ から $0.525 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \text{ppm}$ に増大する。

(4) 靱性が最良になる B^* が認められ、Mo-V 添加

鋼では $B^* = 1 \sim 6$ ppm が最良である。組織は細粒の α 組織である。 $B^* < 1$ ppm では粗粒の α の生成により、 T_s が $10 \sim 20^\circ\text{C}$ 上昇し、 $B^* > 6$ ppm ではベイナイトの増加により約 60°C 上昇する。

(5) 鋼中の N は低 N 鋼 (24 ppm) では、その大部分が Ti により固定され、B, Nb の大部分は固溶している。このことから、本鋼種では固溶 B と固溶 Nb の相乗効果による $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の抑制が強く働き、低温変態 α の生成に寄与していると考えた。

終わりに、本研究を遂行するにあたり激励と助言を賜った住友金属工業(株)総合技術研究所前副所長行俊照夫博士に感謝します。また、本論文をまとめるにあたり激励を賜った製鋼所鈴木滋部長、太田一忠部長、中瀬和夫室長、総合技術研究所谷隆之チーム長、強力に実験を推進して下さった三塚清一氏に深謝致します。

文 献

- 1) H. NAKASUGI, H. MATSUDA and N. TAMEHIRO: Alloys for the 80s International Conference, Kyoto (1980年6月), p. 61
- 2) 村田正彦, 為広 博, 玉生隆一: 鉄と鋼, **71** (1985), S1393
- 3) 村田正彦, 為広 博, 玉生隆一, 高橋明彦, 寺沢 健: 鉄と鋼, **71** (1985), S1394
- 4) 新倉正和, 山本定弘, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1429
- 5) 須藤正俊, 岩井隆房: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1185
- 6) 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 増井淑郎: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1916
- 7) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1589
- 8) 鉄鋼と合金元素 (日本学術振興会編) (1966), p. 11 [誠文堂新光社]
- 9) 成田貴一: 日化誌, **77** (1956), p. 1536
- 10) 小島 浩, 大谷泰夫, 橋本 保, 藤城泰文: 鉄と鋼, **69** (1983), S652
- 11) 小島 浩, 矢村 隆, 沢村武彰, 中塚康雄, 小溝裕一, 藤城泰文: 鉄と鋼, **69** (1983), S653
- 12) 橋本 保, 大谷泰夫, 中西睦夫, 小溝裕一, 藤城泰文: 鉄と鋼, **69** (1983), A309
- 13) F. NAKASATO and M. TAKAHASHI: Met. Technol., **6** (1979), p. 102
- 14) 谷野 満: 製鉄研究, **310** (1982), p. 388
- 15) 玉生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 会田 進: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 1470
- 16) 寺沢 健, 東山博吉, 関野昌蔵: 鋼の強靱性 (1971), p. 101
- 17) 大和久重雄: 焼入性 (1979), p. 31 [日刊工業新聞社]
- 18) 為広 博, 村田正彦, 玉生隆一, 南雲道彦: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 458
- 19) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1589
- 20) 新倉正和, 山本定弘, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1429