

制御圧延-加速冷却製造法における低炭素鋼の 強度・靱性におよぼすボロン、窒素の影響

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 and Acceleratedly-Cooled Low Carbon Steel

Yasufumi FUJISHIRO, Tamotsu HASHIMOTO and Hiroo OHTANI

Synopsis :

An influence of boron and nitrogen contents on the strength and toughness of 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, then acceleratedly-cooled after heating at 1 050°C was studied.

The strength and toughness can be estimated by the content of calculated free-boron. The microstructure changes from coarse ferrite to fine ferrite, or from fine ferrite to bainite by increasing of free-boron content, or cooling rate after controlled-rolling, consequently the tensile strength increases. The toughness increases by the change to fine ferrite, but decreases by the change to upper bainite. The decrease of toughness is caused by increase of a unit crack path. Optimum free boron content to obtain both high strength and high toughness is less than 7 ppm.

Key words : hot rolled product ; high strength low alloy steel ; alloying element ; rolling ; phase transformation ; metallography ; boron steel ; controlled rolling ; low carbon steel ; acceleratedly cooling.

1. 緒 言

寒冷地向けラインパイプの溶接性改善を主な目的として開発された低炭素系 Nb-Ti-B 鋼¹⁾は、制御圧延後、加速冷却を施すことにより更に炭素当量を下げ、溶接性を向上させ得る可能性がある。

制御圧延後の加速冷却に関しては、近年、多くの報告²⁾がなされているが、ボロン (B) 添加制御圧延鋼の加速冷却に関しては、まだ報告^{3)~6)}は少なく、固溶B量、冷却速度の寄与等、不明な点が残されている。本報告は、

B 添加制御圧延鋼として一般に使用されている Nb-Ti-B 鋼の強度、靱性、および組織に及ぼす加速冷却、および B の影響に関して研究し、その強靱性化機構の解明を目的に実施した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼は、0.03% C-1.5% Mn-0.16% Mo-0.04% Nb-0.02% Ti 系を基本組成とした、Table 1 に示す、低炭素系 Nb-Ti-B 鋼であり、B と N 量の関係を調べるた

Table 1. Chemical composition of materials (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Mo	V	Nb	Ti	Sol. Al	B (ppm)	N (ppm)	B* (ppm)
M1	0.028	0.32	1.50	0.004	0.002	0.16	0.07	0.04	0.021	0.026	8	24	8
M2	0.031	0.33	1.49	0.004	0.002	0.16	0.07	0.04	0.021	0.024	14	18	14
M3	0.029	0.34	1.49	0.004	0.002	0.15	0.07	0.04	0.021	0.023	18	20	18
M4	0.033	0.31	1.44	0.005	0.002	0.15	0.06	0.03	0.019	0.020	7	49	7
M5	0.032	0.34	1.51	0.004	0.002	0.15	0.07	0.04	0.017	0.027	13	64	2
M6	0.030	0.35	1.52	0.005	0.002	0.16	0.07	0.04	0.023	0.025	10	111	-24
M7	0.025	0.35	1.50	0.005	0.002	0.15	0.07	0.04	0.023	0.025	16	122	-26
M8	0.027	0.33	1.51	0.005	0.002	0.15	0.07	0.03	0.024	0.024	23	113	-10

昭和 58 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 1 月 21 日受付 (Received Jan. 21, 1988)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (現:住友金属工業(株)製鋼所) (Iron & Steel 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)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

めに、添加B量を7~23 ppm, N量を18~122 ppmの範囲で変化させた。Table 1中の B^* は、固溶B量を示す計算値であり⁷⁾、詳細は3.1で説明する。150 kgW真空高周波溶解炉で、上面230 mm ϕ 、底面190 mm ϕ 、高さ500 mmの丸型鋼塊を溶製した。鋼塊は、1200°Cに加熱した後、900°C以上の温度で150×120×100 mmの大きさに鍛伸した。鍛伸後、制御圧延を施した。制御圧延は、1050°Cに加熱後、オーステナイト(γ)の再結晶温度域で47%、続いて未再結晶温度域870~720°Cで75%の圧下を加え、厚み20 mmの鋼板にした。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。

圧延後、①空冷、②水冷、③スプレー水冷、の3種類の方法で室温まで冷却した。空冷は、圧延後そのまま室内に放置し、水冷は、圧延後水槽中に浸漬し、スプレー水冷は、圧延後スプレーノズルからのシャワー水による冷却とした。720~420°C間の平均冷却速度は、おのこの0.5, 27.5, 12.5°C/sである。冷却速度の測定は、鋼板の板厚中心部に挿入したCA熱電対による温度測定に基づいて行った。

2.2 機械的性質および組織観察

引張試験片は、鋼板の板幅方向から直径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板幅方向から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。

2.3 加工CCT図の作成

供試鋼M3の熱間加工後の変態挙動を熱間加工変態測定装置で調べた。変態点の測定は、8 mm ϕ ×12 mmの試験片を、制御圧延の加熱温度である1050°Cに加熱後、 γ 再結晶温度域の1000°Cで1パス25%、続いて未再結晶温度域の850°Cで50%の圧下を施し、直ちに、0.025~30°C/sの冷却速度で冷却し、試験片の長さ変化と組織から変態点を測定した。

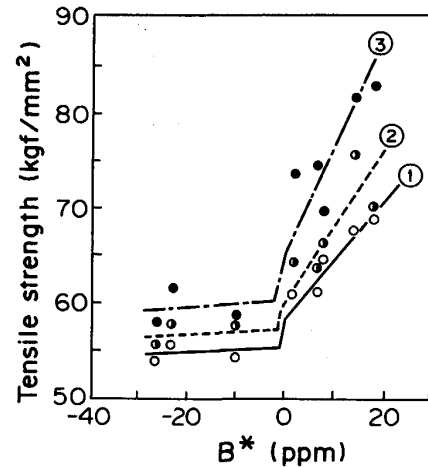
3. 実験結果

3.1 強度におよぼす固溶B、冷却速度の影響

Fig. 1に、引張強さ(TS)におよぼす、式(1)で近似計算した固溶B量を表す B^* 、および圧延後の冷却速度の影響を示す。

$$B^* = B - \frac{10.8}{14.0}(N - \frac{14.0}{47.9}Ti) \dots\dots\dots(1)$$

ただし、 $N - \frac{14.0}{47.9}Ti \leq 0$ の場合、 $B^* = B$



- ① : Air cooling (0.5°C/s)
- ② : Spray-water cooling (12.5°C/s)
- ③ : Dip-water cooling (27.5°C/s)

Fig. 1. Effect of calculated free boron (B^*) and cooling process on tensile strength of Mo-V-Nb-Ti-B steel.

$$B^* = B - \frac{10.8}{14.0} \left(N - \frac{14.0}{47.9} Ti \right)$$

式(1)は、本調査鋼のBは1050°Cでの加熱時に大部分 γ 中に固溶し、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態開始温度では添加されたTiはすべてNと結合し、残留NはすべてBと結合している、という考え方⁷⁾に基づくものである。 B^* を負の値まで示したのは、BNの増加に伴う機械的性質の変化を調べるためである。Fig. 1に示すように、TSは B^* で評価できる。圧延後の冷却速度によらず、TSは、強化に対して有効なある臨界のB量以上のBの増加に伴って直線的に上昇する。強度上昇の程度は、圧延後の冷却速度の増加に伴って増大する。冷却速度が0.5, 12.5, 27.5°C/sに対して、強度上昇の程度は、おのこの0.7, 0.8, 1.3 kgf/mm²·ppmである。臨界B量以下の場合も、 B^* 量にかかわらず加速冷却によつて全体的にTSがシフトしているが、その程度は、固溶Bが存在する場合よりも小さい。 $B^* \leq 0$ ppmの領域では、BNが計算上最大23 ppm B as BN存在しても(M8鋼)、TSに対しては顕著な影響は認められない。

3.2 靱性におよぼす固溶B、冷却速度の影響

Fig. 2に供試鋼M1~M8のシャルピー破面遷移温度(vTs)におよぼす B^* 、および冷却速度の影響を示す。冷却速度によらず B^* の増加に伴って、靱性が顕著に劣化しはじめる臨界 B^* が存在する。靱性劣化の臨界 B^* は、冷却速度が0.5~27.5°C/sでは約7 ppmであり、臨界 B^* 以上では、靱性は、 B^* の増加に伴って直線的に劣化する。この領域の靱性に対する冷却速度の顕著な影響は、認められない。臨界 B^* 以下では、靱性は、

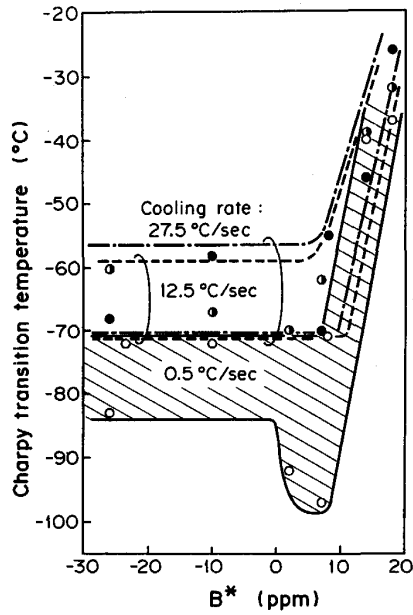


Fig. 2. Effect of calculated free boron (B^*) and cooling rate on Charpy transition temperature.

冷却速度の増加に伴って劣化する傾向にある。冷却速度が 0.5°C/s (圧延後、空冷した鋼板) の場合、 $B^* = 1 \sim 6$ ppm で靱性が最良になる領域の存在が認められた⁷⁾が、冷却速度 $12.5 \sim 27.5^\circ\text{C/s}$ では認められない。しかし、この領域では Fig. 1 と対比すると、強度上昇にもかかわらず、固溶Bが存在しない領域と同程度の靱性劣化が認められない。また、加速冷却を施した冷却速度 $12.5 \sim 27.5^\circ\text{C/s}$ の場合でも、空冷材と同様、臨界 B^* 以下のBNが多い鋼 (供試鋼 M7, $B^* = -26$ ppm) における靱性劣化は、認められない。これらの特徴について次章で考察する。

4. 考 察

4.1 強化に対する加速冷却の寄与

TSにおよぼす冷却速度、 B^* の影響を Fig. 3 に示す。図中では、 B^* のレベルによつて3レベルに区分した。この区分は、Fig. 1 における、 $B^* = -26 \sim -10$ ppm, $2 \sim 8$ ppm, $14 \sim 18$ ppm に対応している。TSに対する冷却速度の影響は顕著であり、その増加に対してほぼ直線的に上昇する。そして、冷却速度の増大に対するTSの上昇の勾配は、固溶Bの増加とともに増大している。このTSにおよぼす冷却速度、固溶B量の影響を直線近似により定量的に表現することを試みた。Fig. 4 に、Fig. 3 における直線の傾き (a) を B^* の変化に対して整理した。Fig. 3 の直線の傾きは、 B^* の変化に対して直線近似でき、

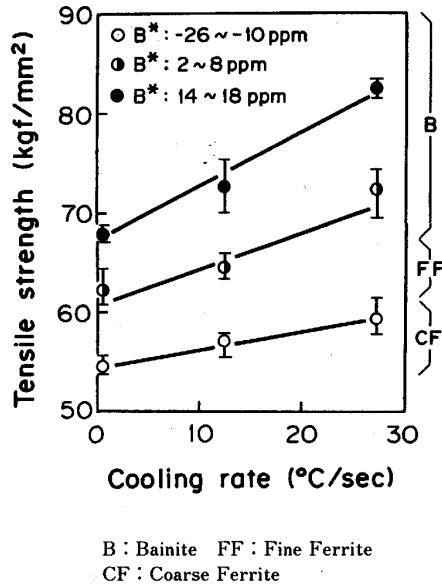


Fig. 3. Effect of cooling rate after rolling and calculated free boron (B^*) on tensile strength.

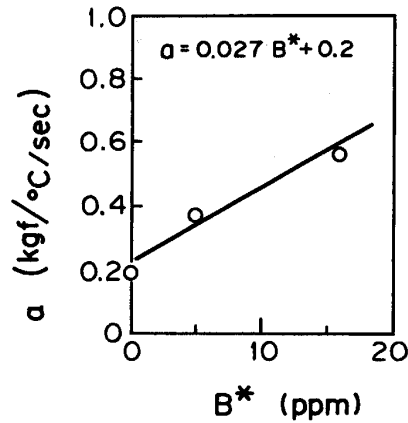


Fig. 4. Relationship between $\Delta TS/\text{cooling rate}$ (a) and calculated free boron (B^*).

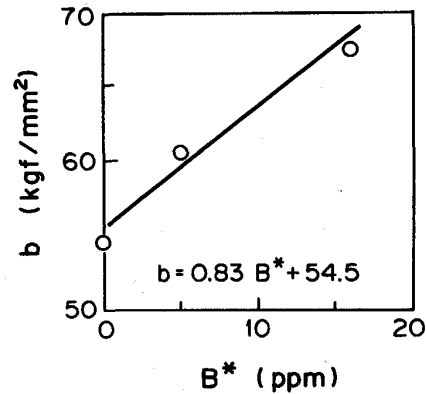


Fig. 5. Relationship between TS at cooling rate 0.5°C/s (b) and calculated free boron.

$a = 0.027 B^* + 0.20$ (2)
 で表現できる。また、Fig. 3の直線の接片(b)に対する B^* の影響は、Fig. 5に示すように、

$b = 0.83 B^* + 54.5$ (3)
 で表現できる。従つて、Fig. 3において TSにおよぼす冷却速度 (T)、 B^* の影響は、式(2)、(3)より、

$$TS = (0.027 B^* + 0.20) T + (0.83 B^* + 54.5) \quad (\text{kgf/mm}^2) \text{(4)}$$

で表現できる。ただし、 $B^* = 0 \sim 18 \text{ ppm}$ に適用できる。式(4)において 10 kgf/mm^2 の強度上昇を冷却速度の増

加で行うには、 $B^* = 10 \text{ ppm}$ の場合、冷却速度 21°C/s の増加が必要であるが、 10 kgf/mm^2 の強度上昇を B^* の増加で行うには、冷却速度 10°C/s の場合、 $B^* = 9 \text{ ppm}$ の増加が必要になる。従つて、板厚 20 mm 程度の鋼板を水冷によつて加速冷却するような、大きな冷却速度の増加が容易でない場合には、 B^* の増加の方が強化させやすいと言える。

冷却速度、および B^* による強度変化は、組織変化と良く対応する。すなわち、固溶Bが存在しない $B^* = -24 \text{ ppm}$ においては、Photo. 1 (g~i) に示すように、

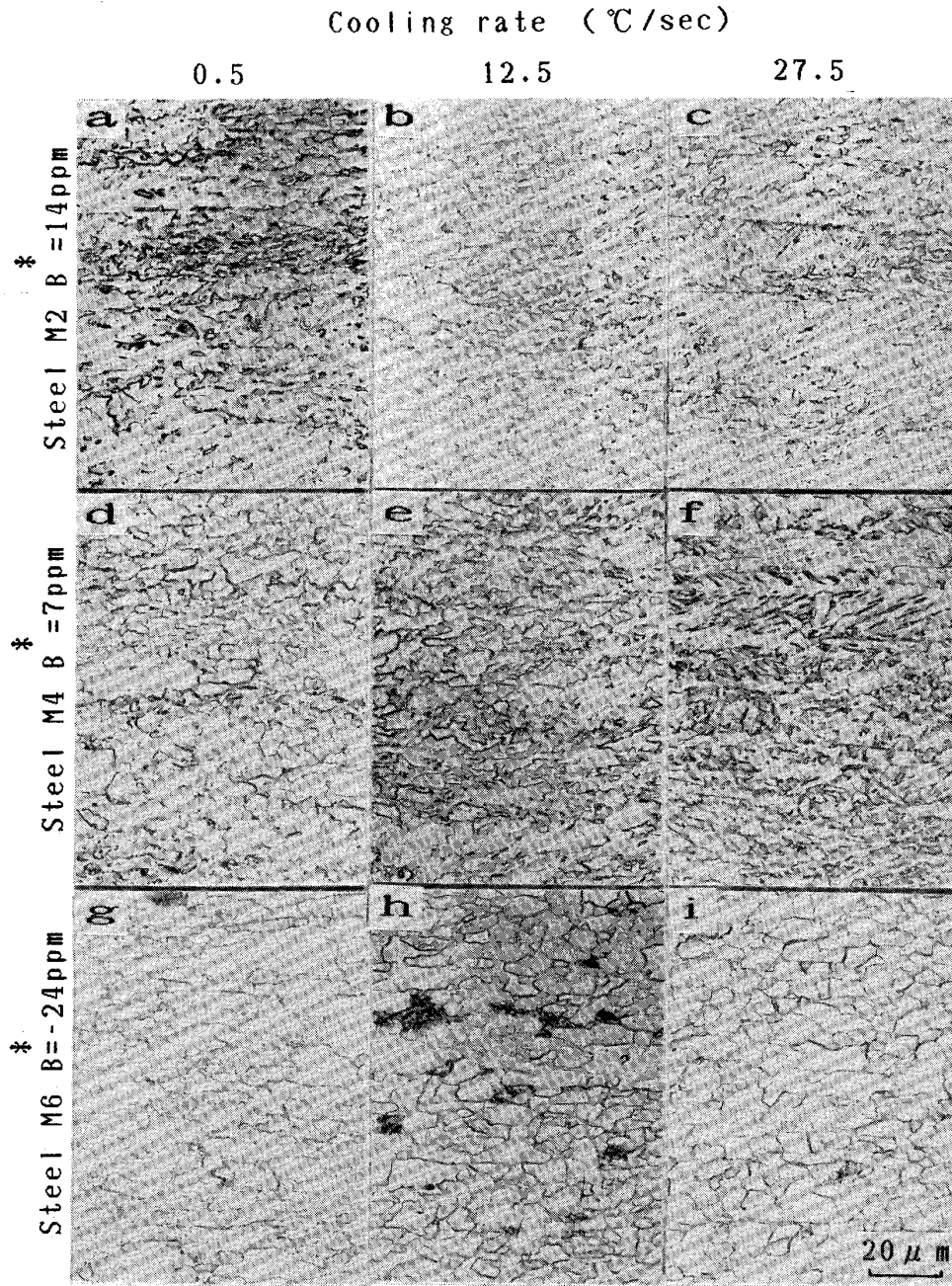


Photo. 1. Effect of cooling rate after rolling and calculated boron on microstructure.

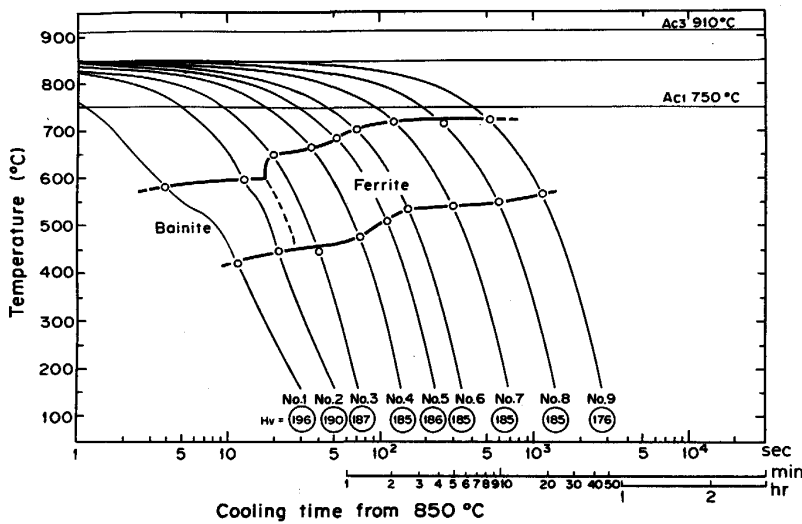


Fig. 6. CCT diagram of Nb-Ti-B steel thermomechanically worked by 25% reduction at 1000°C and then worked by 50% reduction at 850°C.

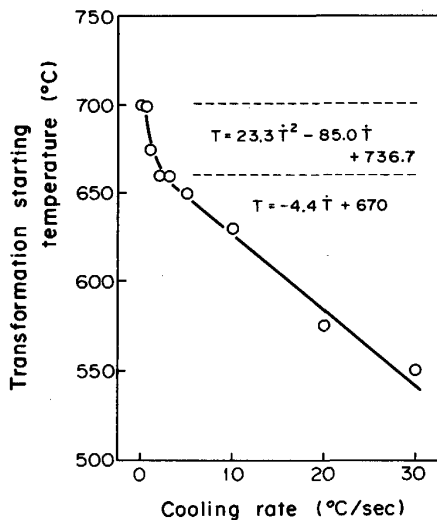


Fig. 7. Effect of cooling rate on transformation-starting temperature.

TSの上昇は、冷却速度の増大により、粗粒の高温変態フェライト(α)+パーライト(P)混合組織のPがベイナイトに変化することに対応する。B* = 7 ppmにおいては、Photo. 1 (d~f)に示すように、冷却速度の増大により細粒 α がベイナイトに変化し、B* = 14 ppmにおいては、冷却速度の増大により、ベイナイト量が増大することに対応する。このベイナイトは、その形態から考えて、新倉らの報告⁸⁾する上部ベイナイトと判断される。

供試鋼 M4 の加工 CCT 図を Fig. 6 に示す。冷却速度の増加に伴って、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度が低下し、800~500°C 間の冷却速度が 10°C/s を超えると、組織が α からベイナイトに変化する。Fig. 6 の冷却速度と $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態開始温度の関係を Fig. 7 に示す。冷却速度の増加に伴って、変態開始温度が著しく低下する領域と、比例的

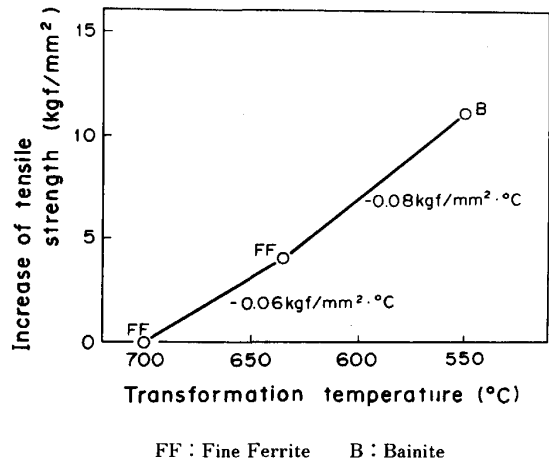


Fig. 8. Effect of transformation temperature on increase of TS.

に低下する領域に大別され、おのこの次式で定量表現できる。すなわち、前者は

$$T = 23.3 \dot{T}^2 - 85.0 \dot{T} + 736.7 (\text{°C}) \dots \dots \dots (5)$$

後者は

$$T = -4.4 \dot{T} + 670 (\text{°C}) \dots \dots \dots (6)$$

ただし、T: $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態開始温度

T: 800~500°C 間の冷却速度 (°C/s)

で表現できる。前者は α の形態が粗粒から細粒に変化する領域に相当し、後者は組織が α からベイナイトに変化する領域に相当する。すなわち、低炭素鋼の組織変化は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の低下に起因したものである。

供試鋼 M4 の強化におよぼす $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の影響を Fig. 8 に示す。圧延後空冷した場合を基準にした TS の増加の程度を、冷却速度の増加に伴う $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の変化に対して示したものである。TS の増加量は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の低下に伴って増大する。変態温度の低下に対

する TS の上昇量は, $0.08 \sim 0.06 \text{ kgf/mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}$ である. この変化は Photo. 1 に示す組織変化に対応しており, 細粒 α からベイナイトへの組織変化に対応する. すなわち, 変態温度が低いほど変態温度低下による TS の上昇量が大きい. 変態温度の低下に対する TS 上昇量が $0.06 \text{ kgf/mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}$ と $0.08 \text{ kgf/mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}$ の二つの領域か

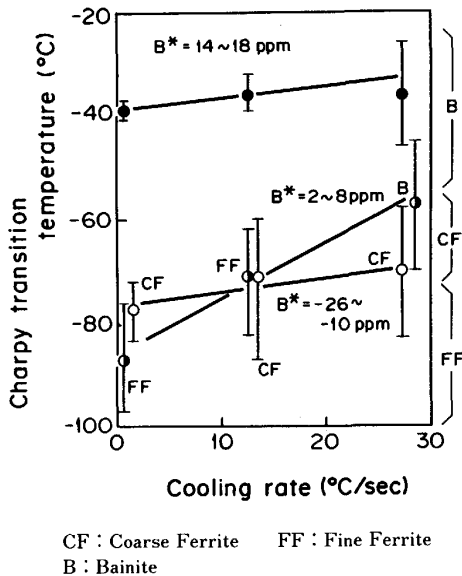
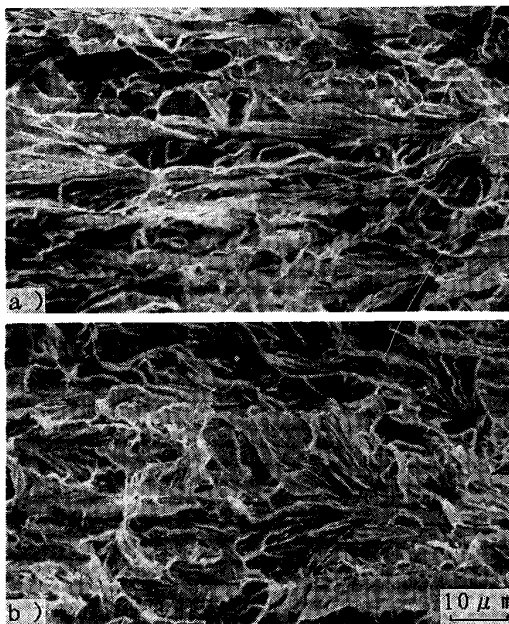


Fig. 9. Effect of cooling rate after rolling and calculated free boron (B^*) on charpy transition temperature.



a) Cooling rate : 0.5°C/s
b) Cooling rate : 27.5°C/s

Photo. 2. Scanning electron micrographs of $0.03\% \text{C-Nb-Ti-B}$ steels cooled at 0.5°C/s and 27.5°C/s .

ら成るのは, 上述のように, 前者が α の細粒化の効果, 後者がベイナイトの増加の効果と, 両者で組織変化が大きく異なるためである. すなわち, α の細粒化よりもベイナイト量増加の方が強化が大きい.

4.2 靱性に対する加速冷却の寄与

vTs におよぼす冷却速度, B^* の影響を Fig. 9 に示す. vTs は, 冷却速度の増加に伴い上昇する傾向にあるが, その上昇の程度は組織変化に対応する. すなわち, $B^* = 14 \sim 18 \text{ ppm}$ (ベイナイトの増加), $-26 \sim -10 \text{ ppm}$ (粗大 α 組織の第 2 相の変化) においては, 冷却速度の増加に対する vTs の上昇量は小さいが, $B^* = 2 \sim 8 \text{ ppm}$ (細粒 α からベイナイト組織に変化) では組織変化が大きく, vTs の上昇が大きい. Fig. 9 では, B^* 量によつて vTs の変化が三つに大別されており, 本実験の範囲においては, 冷却速度よりも固溶 B 量の影響の方が大きいことを示している. 冷却速度の増加に対する vTs の上昇は破面単位⁹⁾(平均有効粒径)の増大に起因し, 供試鋼 M4 におけるその変化の様子を Photo. 2 に示す. これら本実験鋼の破面単位と vTs を, これまでに報告されている Cu-Ni-Cr-Mo-V 鋼の冷却のままの破面単位- vTs の関係⁹⁾と比較すると, Fig. 10 に示すように, 本実験結果は, $\alpha + \text{ベイナイト}$ の vTs -破面単位の関係にはほぼ一致する. 圧延後の冷却速度の増加により破面単位が増大する理由は, Photo. 1 に示すように, 組織が冷却速度の増加によつて, 大きい旧 γ 粒の単位に分割されることである. また, 冷却速度の変化は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の

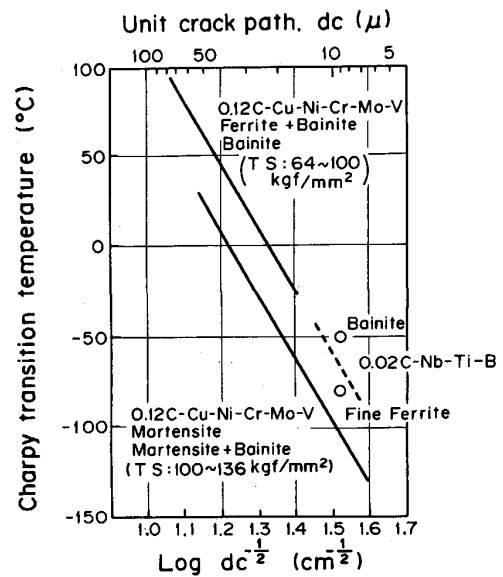
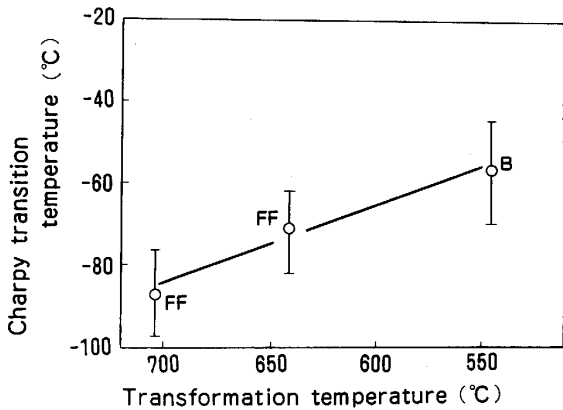


Fig. 10. Comparison of unit crack path and charpy transition temperature between $0.12\text{C-Cu-Ni-Cr-Mo-V}$ steel (6) and 0.02C-Nb-Ti-B steel.

Table 2. Comparison of best manufacturing condition between as-rolled plate and acceleratedly-cooled plate.

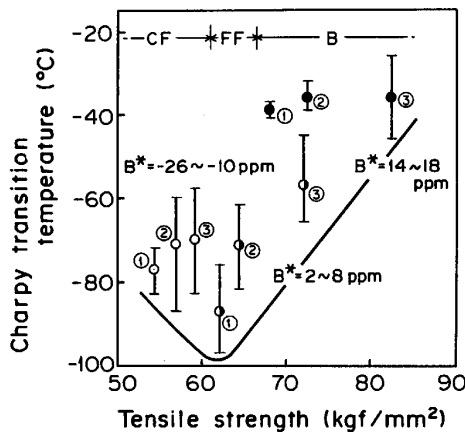
Plate	B* (ppm)	Microstructure	ΔTS (kgf/mm ² ·ppm)* ¹	ΔvTs (°C/ppm)* ²
As-rolled	2~8	Fine ferrite	0.7	4
Acceleratedly-cooled	12.5°C/s	Fine ferrite	0.8	4
	27.5°C/s	(Coarse ferrite + Bainite)	1.3	4

*1, *2: Change in mechanical properties per B*
2: At B \geq 7 ppm



FF: Fine Ferrite B: Bainite

Fig. 11. Effect of transformation temperature on Charpy transition temperature.



CF: Coarse Ferrite FF: Fine Ferrite
B: Bainite
①: 0.5°C/s ②: 12.5°C/s
③: 27.5°C/s

Fig. 12. Relationship between tensile strength and Charpy transition temperature.

変化に対応する。供試鋼 M4 の変態温度の変化に対する vTs の変化を Fig. 11 に示すが、Fig. 9 と同様の傾向にある。

4.3 加速冷却材の強度・靱性のバランス

強度と靱性の関係を Fig. 12 に示す。強度が粗粒 α < 細粒 α < バイナイトの順に向上するのに対して、靱性は、細粒 α > 粗粒 α > バイナイトの順に劣化する。すなわち、

B*: -26~18 ppm, 冷却速度: 0.5~27.5°C/s の範囲の強度, 靱性は, 粗粒 α , 細粒 α , バイナイトの三つの組織で分類できる。高靱化のためには, 固溶B量と冷却速度を制御して細粒 α 組織にすることが重要である。

従つて, 圧延まま, 及び加速冷却材で強度, 靱性の良好な鋼板を製造するためには, おのおの最適な製造条件が限定される。すなわち, Table 2 に示すように, 基本的には細粒 α 組織にすることが必要であり, 固溶B量が少なく強化の程度が小さい鋼ほど圧延後の冷却速度を増大する必要がある。

5. 結 言

(1) 圧延後加速冷却する場合においても, 圧延後空冷材と同様, 固溶Bを求める近似式

$$B^* = B - \frac{10.8}{14.0}(N - \frac{14.0}{47.9}Ti)$$

ただし, $N - \frac{14.0}{47.9}Ti \leq 0$ の場合, $B^* = B$

で低C系B鋼の強度, 靱性を評価できる。

(2) 強度は, 圧延後の冷却速度の増大, 及び固溶Bの増加に伴つて向上し, その程度は冷却速度 0.5, 12.5, 27.5°C/s の場合, おのおの 0.7, 0.8, 1.3 kgf/mm²·ppm である。また, 強度上昇に対して有効となるための臨界 B* 値は冷却速度によらずほぼ 0 ppm である。

強度 (TS) に対する B*, 及び冷却速度の影響は次式で表現できる。ただし, B* = 0~18 ppm に適用できる。

$$TS = (0.027 B^* + 0.20)T + (0.83 B^* + 54.5) \text{ (kgf/mm}^2\text{)}$$

(3) 冷却速度増大に伴う強度上昇は, 主として, α の細粒化, バイナイトの増加の組織変化に起因する。

(4) 圧延後の冷却速度によらず, 固溶Bの増加に伴つて靱性が顕著に劣化する B* が存在し, この臨界 B* は本調査鋼の場合, 約 7 ppm である。従つて, B 添加により靱性を劣化させず強化するには, 固溶B量を 7 ppm 以下に制御する必要がある。

(5) 冷却速度増大に伴う靱性劣化は, 主として, バイ

ナイトの増加, 及びこれに伴う破面単位の粗大化に起因する。

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太田一忠部長, 伊藤俊太郎部長, 中瀬和夫室長, 強力に実験を推進して下さった未来技術研究所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 80 s International Conference, Ann Arbor (1980年6月), p. 16-1
- 2) たとえば, 大内千秋, 大北智良, 山本定弘: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 129
- 3) 橋本 保, 大谷泰夫, 中西睦夫, 小溝裕一, 藤城泰文: 鉄と鋼, 69 (1983), A 309
- 4) C. SHIGA, K. AMANO, T. HATOMURA, Y. SAITO, K. HIROSE and T. CHOJI: Paper No. 12, The Metals Society Proceeding 150 th. Anniversary of the Discovery of Vanadium '81, London (1981年10月)
- 5) 為広 博, 村田正彦, 土生隆一, 南雲道彦: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 458
- 6) 為広 博, 村田正彦, 土生隆一, 南雲道彦: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 466
- 7) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 535
- 8) 新倉正和, 山本定弘, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1429
- 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. 101