

© 1989 ISIJ

 論文  
 論文

# ボロン含有制御圧延鋼の強度・靱性におよぼす炭素量の影響

 藤城 泰文\*・橋本 保\*<sup>2</sup>・大谷 泰夫\*<sup>2</sup>

## Influence of Carbon Content on Strength and Toughness of Controlled-rolled Boron Steel

Yasufumi FUJISHIRO, Tamotsu HASHIMOTO and Hiroo OHTANI

### Synopsis:

An influence of carbon content on the strength and toughness of Nb-Ti-B steel, which contains 1.5% Mn or 1.7% Mn finish-rolled at 720°C after heating at 1050°C then air-cooled or acceleratedly-cooled, was studied.

The strength of air-cooled plates after the controlled-rolling increases as carbon content increases at C = 0.001 ~ 0.015%, because ferrite becomes fine and TiC, Nb (C, N) precipitate, then decreases at C = 0.015 ~ 0.048%, because microstructure changes from fine-ferrite to coarse-ferrite + pearlite, then increases again at C = 0.048 ~ 0.170%, because the amount of pearlite increases. The change of microstructure and strength decreasing at C = 0.015 ~ 0.048% results from a decrease of the amount of free boron and free niobium.

The toughness decreases at C = 0.015 ~ 0.048%, because the number of separation decreases by a decrease of austenite/ferrite transformation temperature.

The strength and toughness increase, because ferrite becomes fine and pearlite changes to bainite by an increase of manganese.

The strength of acceleratedly-cooled plates after the controlled-rolling increases monotonously with an increase of carbon. Because the microstructure becomes fine, and the secondary phase changes from pearlite to martensite by the increase of cooling rate.

**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

輸送用大径鋼管は、寒冷地において溶接施工される場合、高強度、高靱性とともにより良好な溶接性が要求されるが、溶接性を向上させるためには炭素(C)当量を下げることが有効であり、近年、C当量を下げた変態強化型の低C系制御圧延ボロン(B)鋼が開発されている<sup>1)</sup>。

低C系制御圧延B鋼の良好な強度、靱性は、島状マルテンサイトが分散した細粒フェライト( $\alpha$ )の生成によつて得られ、そのための最適なB、窒素(N)量のバランス、および圧延後の冷却速度があることを前報<sup>2)3)</sup>で明らかにした。

制御圧延鋼のC当量を下げするためには、低C化が有効

であり、従来、Bを添加していない制御圧延鋼におよぼすC量の影響に関しては良く知られているが、変態強化型の制御圧延B鋼におよぼすC量の影響に関しては系統的に研究された報告例<sup>4)5)</sup>が少なく、Bによる強化効果におよぼすCの影響など、不明な点が残されている。

そこで、本報告では、Bの変態強化に対するC、および圧延後の加速冷却などの影響を調査し、制御圧延B鋼におけるCの影響を検討した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼は、Table 1に示す、1.5% Mn および 1.7% Mn の、低C系 Nb-Ti-B 鋼であり、C量の影響を調べ

昭和58年10月本会講演大会にて発表 昭和63年7月27日受付 (Received July 27, 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 Laboratory, Now Osaka Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 5-1-109 Shimaya Konohana-ku Osaka 554)

\*<sup>2</sup> 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of materials.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Sol. Al	B (ppm)	N (ppm)
A1	0.001	0.19	1.50	0.004	0.002	0.042	0.014	0.024	17	6
A2	0.015	0.17	1.52	0.004	0.002	0.043	0.014	0.028	16	3
A3	0.048	0.15	1.47	0.004	0.002	0.040	0.016	0.030	17	7
A4	0.080	0.15	1.45	0.004	0.002	0.038	0.016	0.031	13	6
A5	0.170	0.16	1.52	0.004	0.003	0.038	0.017	0.030	11	6
B1	0.001	0.17	1.75	0.004	0.002	0.044	0.019	0.031	11	5
B2	0.016	0.16	1.73	0.004	0.002	0.042	0.019	0.037	16	5
B3	0.040	0.15	1.75	0.004	0.002	0.039	0.017	0.031	11	3
B4	0.080	0.15	1.72	0.004	0.002	0.040	0.019	0.039	17	8
B5	0.140	0.15	1.72	0.004	0.002	0.039	0.017	0.036	13	9

るために、C量を0.001~0.170%の範囲で変化させた。溶解は、150 kg w 真空高周波溶解炉で、上面 230 mmφ、底面 190 mmφ、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γの未再結晶温度域の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、空冷、または水冷で室温まで冷却した。空冷は圧延後鋼板をそのまま室内に放置し、水冷は圧延後ただちに水槽中に浸漬した。720~420°C間の平均冷却速度は、おのおの0.5および27.5°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K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の試験片を機械加工し、1 mm/minの速度で引張試験を行った。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機械加工した。光学顕微鏡組織観察は、2% 硝酸アルコールで腐食して行った。電子顕微鏡組織観察は、抽出レプリカ法で析出物の同定を行い、二段レプリカ法で第2相組織の形態観察を行った。析出物の状態分析は、電解抽出法による残渣分析を行った。

## 2.3 加工 CCT 図の作成

供試鋼A2, A3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 mmφ × 12 mmの試験片を、本調査の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。また、変態点におよぼすNb, Mn量の影響は、冷却速度0.5°C/sでの変態温度を測定して調査した。

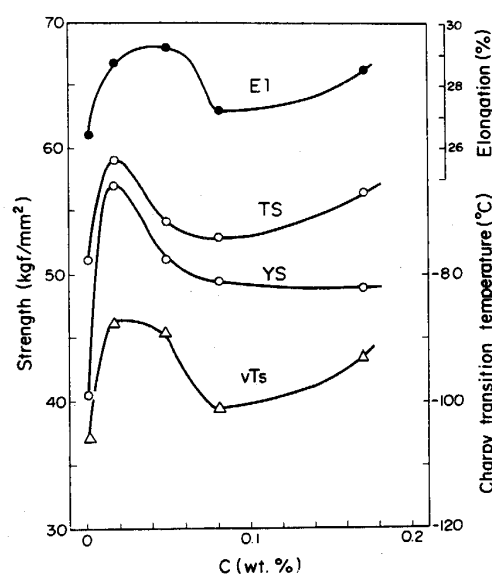
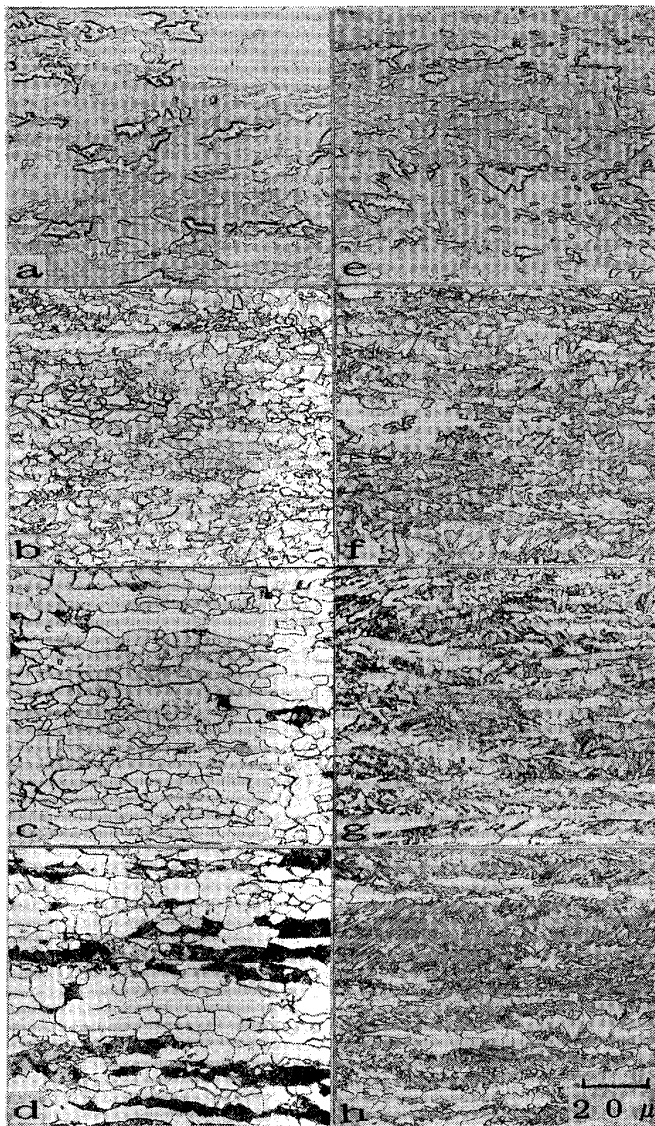


Fig. 1. Effect of carbon content on the properties of 1.5% Mn-Nb-Ti-B steel.

## 3. 実験結果

### 3.1 強度・靱性におよぼすC量の影響

1.5% Mn系Nb-Ti-B鋼の強度、靱性におよぼすC量の影響をFig. 1に示す。引張強度(TS)降伏強度(YS)ともC=0.015%で極大値を示す。極大値を示した後、Cの増加に伴って強度は低下するがTSはC=0.080%から0.170%にかけて再び上昇する。この強度変化は、Photo. 1(a~d)の冷却速度0.5°C/sの組織に示すように、C=0.001~0.015%での強度上昇はαの細粒化、C=0.015~0.048%での強度低下は細粒αから粗粒α+パーライトへの組織変化、C=0.048~0.170%での強度上昇はパーライト量の増加に対応している。この細粒α組織は、前報<sup>2)</sup>で報告したように、島状マルテンサイトを含有している。伸びは強度と同様の傾向を示すが、その最大値はTSの場合よりも0.02%程度高C側にある。すなわち、低C系制御圧延B鋼では、細粒αの変態強化組織が得られるC範囲が狭く、変態強化させ



a: 0.001% C 0.5°C/s      b: 0.015% C 0.5°C/s  
 c: 0.048% C 0.5°C/s      d: 0.17% C 0.5°C/s  
 e: 0.001% C 27.5°C/s      f: 0.015% C 27.5°C/s  
 g: 0.048% C 27.5°C/s      h: 0.17% C 27.5°C/s

Photo. 1. Effect of carbon content and cooling rate after rolling, on microstructures of 1.5% Mn-Nb-Ti-B steel.

るためにはC添加量を精度良く制御する必要がある。

シャルピー破面遷移温度 ( $T_s$ ) も強度と同様の傾向を示し、C=0.015% で  $T_s$  が極大値を示す。しかし、C=0.080% から 0.170% にかけて再び靱性が劣化する。また、強度の極大値を示すC量と、伸びおよび靱性の極大値を示すC量が異なり、強度の極大値が 0.02% 程度低C側にずれている。

### 3.2 強度・靱性におよぼす Mn 量の影響

1.5% Mn 系および 1.7% Mn 系 Nb-Ti-B 鋼の強度、靱性におよぼす C 量の影響を Fig. 2 に示す。Mn 量が

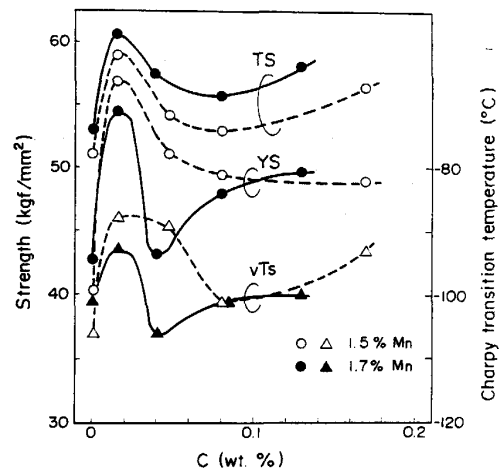


Fig. 2. Comparison of 1.5% Mn steel and 1.7% Mn steel in terms of strength and toughness change against carbon content.

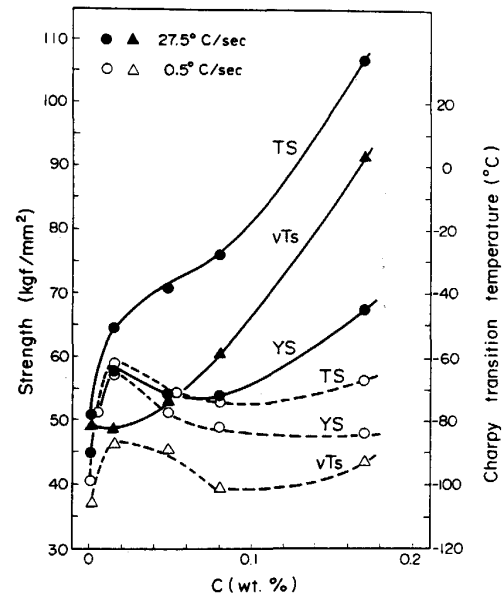
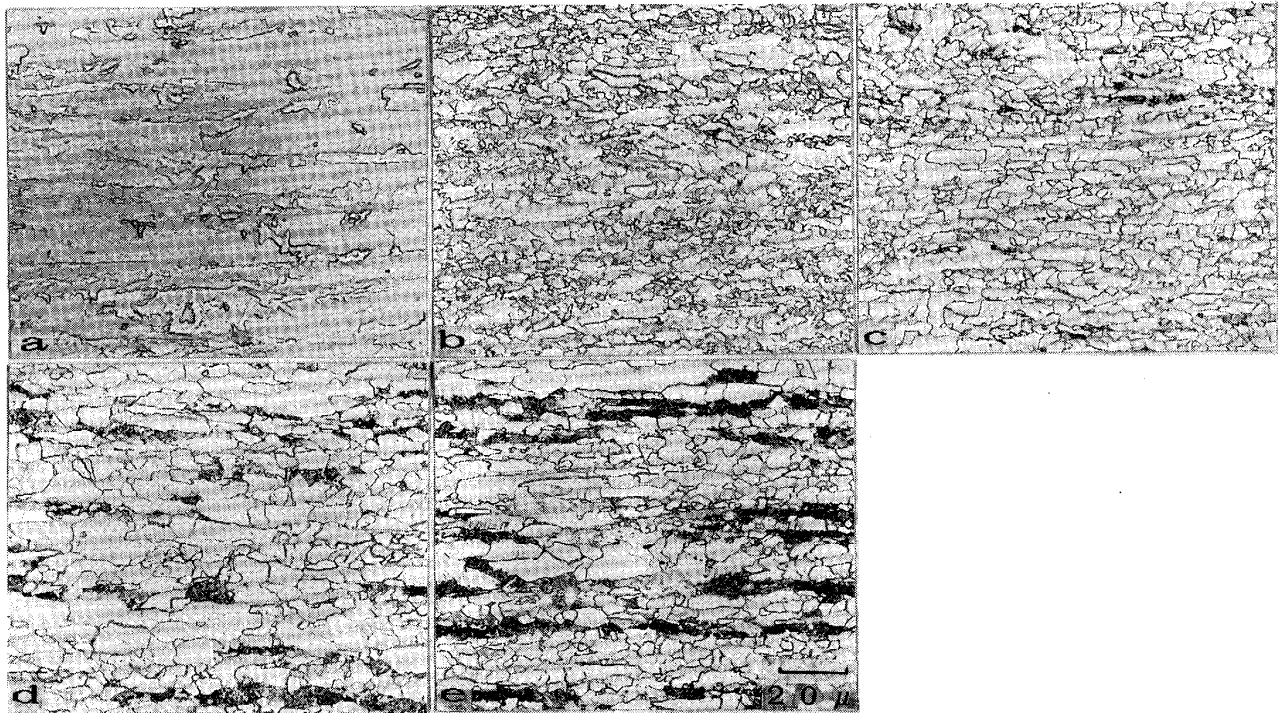


Fig. 3. Comparison of cooling rate after rolling in terms of strength and toughness change against carbon content in 1.5% Mn-Nb-Ti-B steel.

高い方が  $T_s$  は高く、靱性は向上するが、 $Y_S$  は、低下する傾向にある。すなわち、これは、Photo. 2 に示すように、Mn 量の増加により第 2 相のパーライトの一部がベイナイトに変化し、焼入性が Mn により増大したことに起因している。

### 3.3 強度、靱性におよぼす冷却速度の影響

制御圧延後、加速冷却した 1.5% Mn 系 Nb-Ti-B 鋼の強度、靱性におよぼす C 量の影響を Fig. 3 に示す。圧延後の冷却速度を増大させると、 $T_s$  は、極大値が認めにくくなり、C 量の増加に伴って、単調増加する傾向



a:0.001% C b:0.016% C c:0.040% C d:0.080% C e:0.140% C

Photo. 2. Effect of carbon content on microstructures of 1.7% Mn-Nb-Ti-B steel, air-cooled at 0.5°C/s after rolling.

になる。YSは、 $C \leq 0.080\%$  では冷却速度の影響はほとんど認められないが、更にC量が増加すると上昇する。 $T_s$ は、TSと同様に、C量の変化に対する極大値は認められなくなり、C量の増加に伴って単調に上昇する。

組織は、Photo. 1(e~h)に示すように、冷却速度の増加に伴って、 $C=0.001\sim 0.015\%$  では $\alpha$ が細粒化し、 $C=0.048\sim 0.170\%$  ではポリゴナル $\alpha$ 量が減少するとともに、第2相がパーライトからベイナイトに変化する。

#### 4. 考 察

##### 4.1 強度変化に対する Nb, Mn の寄与

Fig. 1において、Cの増加に伴って強度が上昇し極大値を示した後、低下する原因を明らかにするために以下の検討を行った。

電解抽出法による残渣分析結果を Fig. 4 に示す。TiC, TiN, Nb (C, N)としてのTi, Nb量は、Cの増加に伴って増加し、 $C=0.080\%$  ではほぼ飽和する。これは、計算上TiおよびNbの最大析出量を示すC量に対応する。Fig. 1における $C=0.015\sim 0.048\%$ でのCの増加に伴う強度低下は、このTi, Nbの析出強化にもかかわらず生じており、この析出強化を上回る低下量である。Nb(CN)の析出状態は、Photo. 3に示すように、

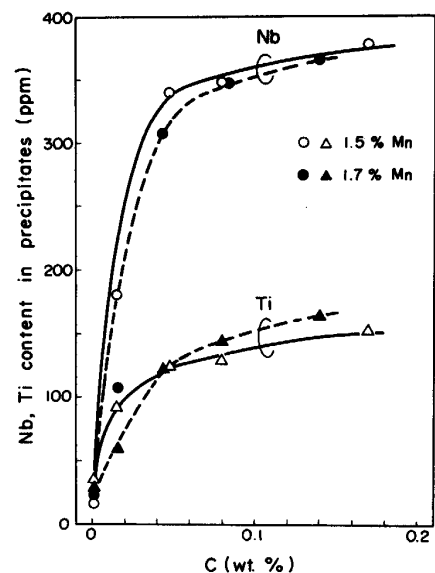


Fig. 4. Effect of carbon content on niobium and titanium content in residue after electrolytic extraction.

0.02~0.1  $\mu\text{m}$  の球状である。

$C=0.001\sim 0.015\%$  におけるCの増加に伴う強度上昇は、Fig. 5に示すように、 $\alpha$ の細粒化とCの増加に伴

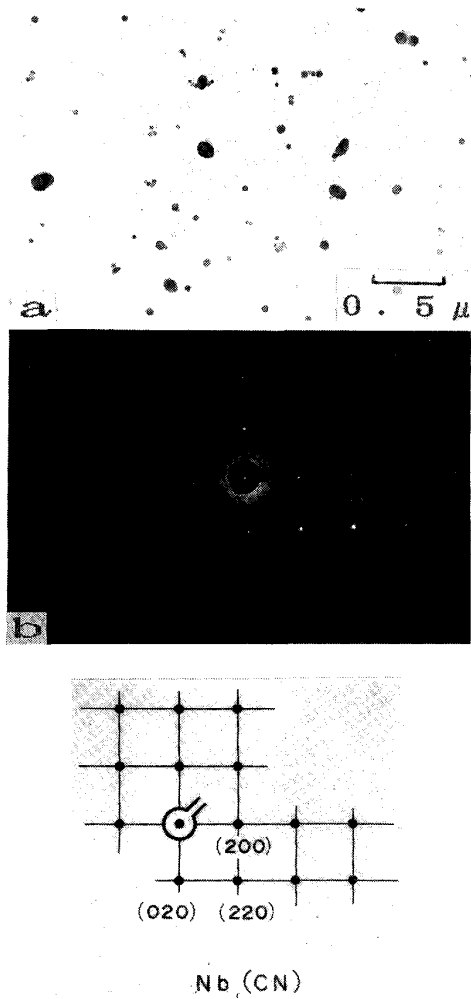


Photo. 3. Electron micrograph a of steel B4 and its electron diffraction b.

う島状マルテンサイトの生成<sup>2)</sup>, および TiC, Nb(C, N) の析出強化に起因している.  $\alpha$  の細粒化は, C の増加に伴う  $\gamma$  粒の細粒化<sup>6)</sup> と, 主に固溶した C, B, Nb による焼入性の上昇に起因している. C=0.015~0.080% における C の増加に伴う強度低下は,  $\alpha$  の粗粒化と島状マルテンサイトのパーライトへの変化に起因している. この領域では, TiC, Nb (C, N) による析出強化にもかかわらず強度低下しており, 0.001~0.015% での強度上昇は, 主に変態強化, すなわち,  $\alpha$  の細粒化と島状マルテンサイトの生成に起因していると考えられる. Fig. 1 の C=0.015~0.080% での C の増加に伴う強度低下量は,  $TS \approx 6 \text{ kgf/mm}^2$  であり, その低下度は  $18 \text{ kgf/mm}^2/0.1 \text{ wt}\%$  である. この組織変化は, C の増加に伴う固溶 Nb の減少<sup>7)</sup> および  $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$  の析出による固溶 B の減少に起因<sup>5)</sup> していると考えられる. Nb 量の減少に伴う  $\gamma/\alpha$  変態温度の上昇は Fig. 6 に示すよう

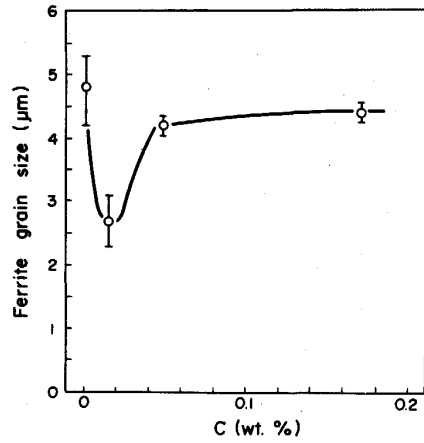
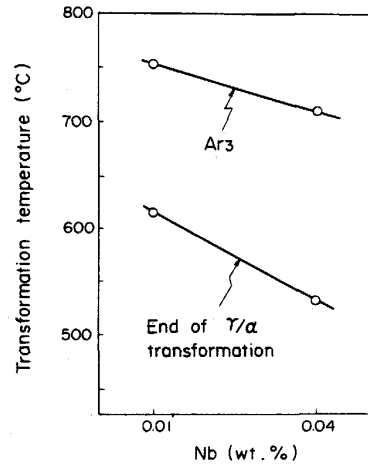


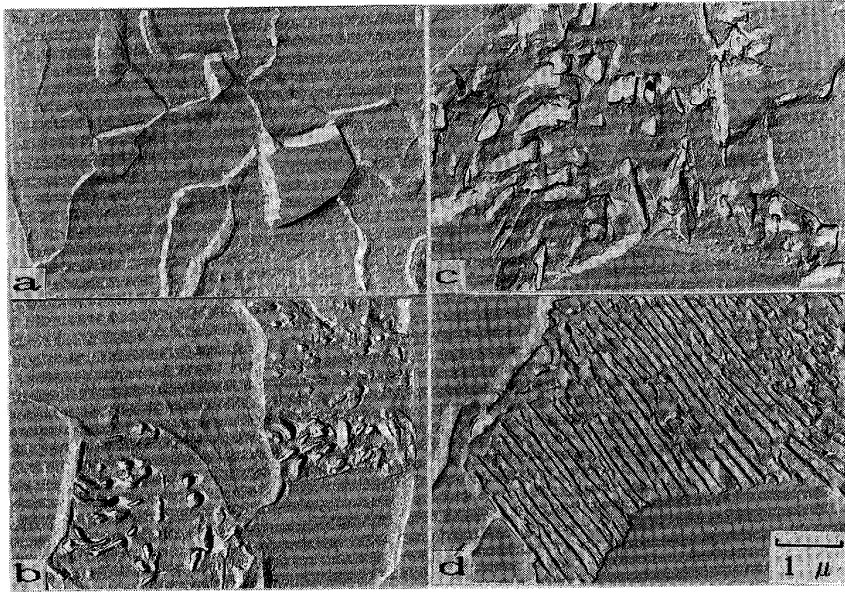
Fig. 5. Effect of carbon content on ferrite grain size of 1.5 wt% Mn-Nb-Ti-B steel air-cooled after rolling.



Heating temperature 1050°C  
Fig. 6. Effect of Nb content on transformation temperature of 0.04C-1.67Mn-0.32Cu-0.1Ni-0.05V-Nb-0.018Ti-0.0016B-0.0015N steel thermomechanically worked at 1000°C and 800°C.

に, 約  $17^\circ\text{C}/0.01 \text{ wt}\%$  である. C=0.080~0.17% における C の増加に伴う強度上昇は, パーライト量の増加に起因している. このパーライトの形態は, Photo. 4 に示すように C 量によつて変化し, C 量の増加に伴つて擬似パーライトから通常のパーライトへ, すなわち Fe<sub>3</sub>C が粒状から板状に変化する.

C 量の増加に伴う焼入性の低下を基礎的に調べるため Fig. 7 および Fig. 8 に示す 0.02% および 0.05% C 系 Nb-Ti-B 鋼の加工 CCT 図を作成した. C 量を 0.02% から 0.05% に増加させると, 明らかに  $\alpha$  の生成温度が高温域に移動し, 硬さが低下する. 例えば, 本調査の制御圧延後の冷却速度である,  $0.5^\circ\text{C/s}$  の冷却条件では  $\gamma$



a: 0.001% C   b: 0.040% C  
c: 0.080% C   d: 0.140% C

Photo. 4. Effect of carbon content on electron microstructures of 1.7% Mn-Nb-Ti-B steel, air-cooled after rolling.

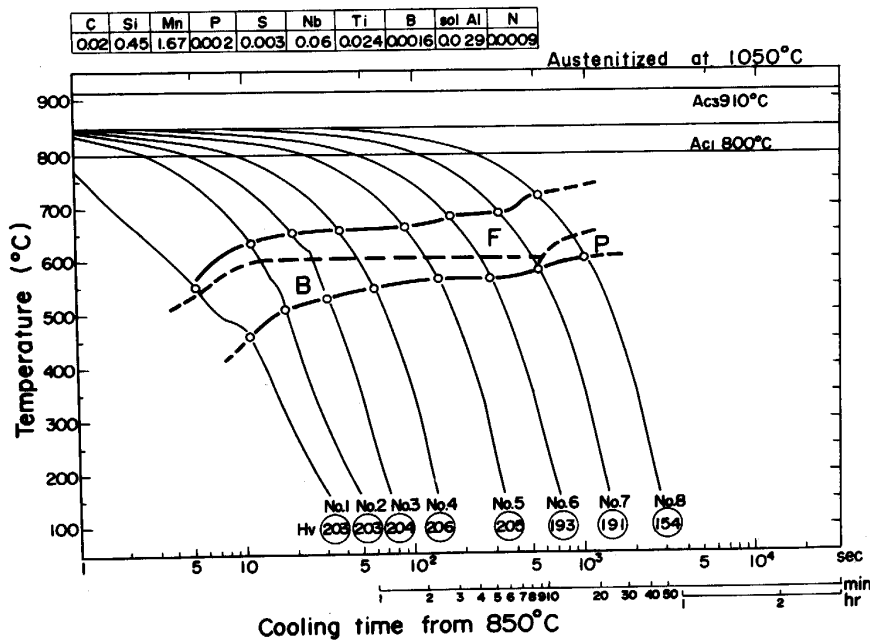


Fig. 7. CCT diagram of 0.02% C-Nb-Ti-B steel thermomechanically worked.

→ $\alpha$ 変態温度が約80°C上昇し、硬さがHV 35(引張強度換算値<sup>8)</sup>: 10.5 kgf/mm<sup>2</sup>)低下する。

Mn量の増加に伴う第2相の、パーライトからベイナイトへの変化は、Fig. 9に示すように、Mnの増加による $\gamma/\alpha$ 変態温度の低下に起因している。

新倉らの報告<sup>4)</sup>では、C=0.007~0.051%の範囲で強度の極大値が認められないが、これは、Mn量が高く、また、仕上温度が高いために鋼の焼入性が高くこのC領域では、強度の極大値が現れなかつたためと考えられる。

#### 4.2 強度変化に対する加速冷却の寄与

強度は、圧延後の加速冷却により顕著に上昇するが、この強度上昇の原因を解明するために、以下の検討を行

った。圧延後空冷材および加速冷却材を600°Cに加熱し、30 min保持後空冷し、その強度、靱性の変化を調べた。

Fig. 10に示すように、圧延後空冷材では600°Cへの再加熱により強度は大きな変化を示さないが、圧延後加速冷却材では、Fig. 11に示すように、強度が再加熱により顕著に低下し、その強度低下量がCの増加により増大することから、加速冷却による強化の大部分は第2相のベイナイト変態に起因したものであるといえる。

#### 4.3 靱性変化に対するCの寄与

Fig. 1において、 $T_s$ がC=0.015~0.48%で極大値を示す傾向が認められたが、これは、Fig. 12に示すよ

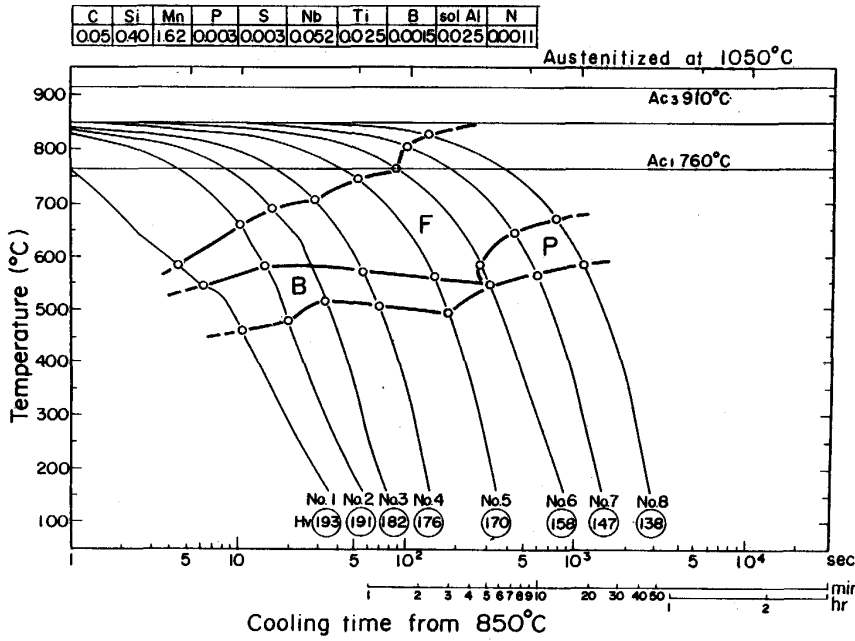


Fig. 8. CCT diagram of 0.05% C-Nb-Ti-B steel thermomechanically worked.

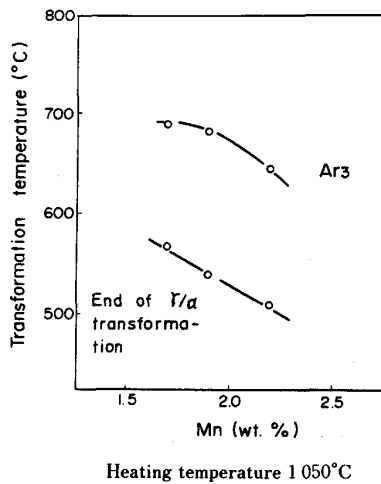


Fig. 9. Effect of Mn content on  $\gamma/\alpha$  transformation temperature of 0.04C-0.05Nb-0.025Ti-0.0017B-0.0015N steel thermomechanically worked at 1 000°C and 800°C.

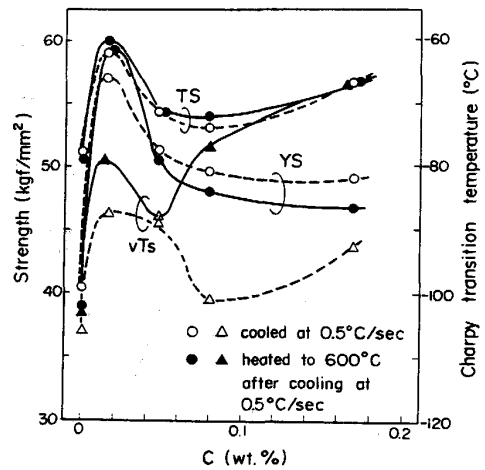


Fig. 10. Effect of heating on strength and toughness change of plates cooled at 0.5°C/s, against carbon content.

うに、このC範囲でセパレーションの生成量が減少することに起因<sup>9)</sup>している。すなわち、C=0.015~0.048%ではその他の範囲、C=0.001% および 0.080~0.170%、にくらべて、Photo. 1 の組織からも明らかなように、焼入性が高いことにより  $\gamma/\alpha$  変態温度が低く、セパレーションの生成が抑制されたためと考えられる。

### 5. 結 言

(1) 制御圧延後空冷する低C系 Nb-Ti-B 鋼では C=0.015% で  $\alpha$  粒の細粒化、および TiC, Nb (C, N) の析出により強度の極大値が認められる。これは、この領域で鋼の焼入性が増大することに起因しており、C<

0.015% ではC量が少ないことによる  $\alpha$  粒の粗大化、C > 0.015% ではC量の増加による固溶 B, 固溶 Nb の減少による  $\alpha$  粒の粗大化に起因している。すなわち、低C領域においては、Cの増加により固溶 Nb, Ti, B が変化し、その結果、焼入性が変化する。さらにCが増加すると、パーライトの増加により強度は再び向上する。

C=0.015~0.080% におけるCの増加に伴う強度低下の程度は、18 kgf/mm<sup>2</sup>/0.1 wt% である。

C=0.080~0.170% におけるパーライトの形態は、C量の増加に伴って擬似パーライトから通常のパーライト、すなわち、Fe<sub>3</sub>C の形態が粒状から板状に変化する。

(2) 制御圧延後水冷する場合は、全体的な組織の細粒

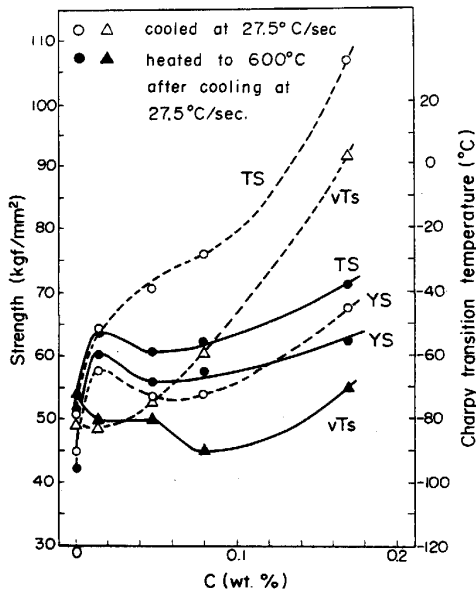


Fig. 11. Effect of reheating on strength and toughness change of plates cooled at 27.5°C/s, against carbon content.

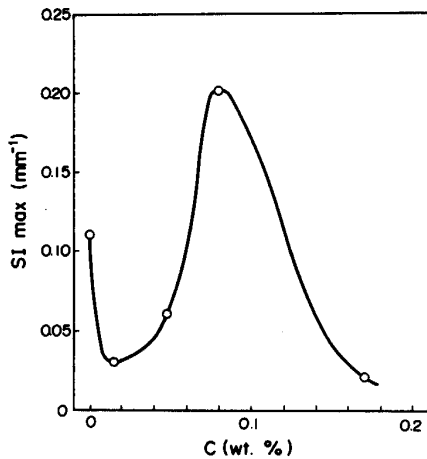


Fig. 12. Effect of carbon content on the maximum value of separation index,  $SI_{max}$ .

化, および第2相のパーライトからベイナイトへの変化により, 空冷材で認められた極大値は認めにくくなり, Cの増加に伴って強度はほぼ単調に増加する.

(3)  $T_s$  は, 強度と同様に, C=0.015~0.048% で極大値が認められる. これは, このC範囲で鋼の焼入性が向上することにより,  $\gamma/\alpha$  変態温度が低下し, セパレーションが減少することに起因している.

(4) Mn を増加すると鋼の焼入性が増加し, 組織の細粒化, および第2相のパーライトのベイナイトへの変化により, TSが向上し,  $T_s$  は低下する. しかし, 強度, 靱性の極大値を示すC範囲は変化しない.

(5) C量の増加に伴って, 鋼中の TiC, Nb (C, N) が増加し, C=0.080% では析出量が飽和する.

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)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い三塚清一氏に深謝いたします.

### 文 献

- 1) 寺沢 健, 東山博吉, 関野晶蔵: 鋼の強靱性 (1971), p. 101
- 2) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 535
- 3) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 75 (1989), p. 143
- 4) 新倉正和, 山本定弘, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1429
- 5) 為広 博, 村田正彦, 生隆一, 南雲道彦: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 466
- 6) 藤田清比古, 盛 利貞, 大西正之, 橋本精二, 矢田昌宏: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 764
- 7) 大内千秋, 大北智良, 山本定弘: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 969
- 8) JIS ハンドブック鉄鋼 (日本規格協会編) (1988), p. 1446
- 9) 田中智夫, 波戸村太根生, 田畑緯久: 川崎製鉄技報, 6 (1974), p. 34