

# 討40 ボロン添加制御圧延鋼の変態挙動と材質特性

住友金属工業(株) ○橋本 保, 大谷泰夫, 中西睦夫  
中央技術研究所 小溝裕一, 藤城泰文

## I. 緒 言

ボロン(B)添加の制御圧延鋼が優れた強靱性を示すことは熱延での低炭素ベイナイト鋼<sup>1)</sup>、最近では極低炭素を特徴とする厚板でのベイナイト鋼の報告に例がみられる。B処理技術に関しては調質型の高張力鋼の分野を中心に開発されてきたが、制御圧延鋼でのB処理はこれとはまた異なった挙動を示すようである。制御圧延鋼の重要な用途であるラインパイプ用鋼板が厚肉高強度化に対し加速冷却の応用などで変態強化を指向しつつある時、0.01~0.05%の低炭素鋼でしかもアズロールにてBを使いこなす技術の確立は重要である。本報ではかかる観点から制御圧延鋼のBの強化作用と化学組成、厚板圧延条件、冷却条件との関係および低炭素B処理鋼の溶接性について検討した結果をまとめる。

## II. B添加制御圧延鋼のマイクロ組織変化と強靱性の関係

B処理においてはNの影響が大きいと思われたのでTi-B処理をベースにB, N量を変化した場合の強度・靱性変化と組織との関係を検討した。結果の1例をFig.1に示す。

- ①高N鋼ではフェライト+パーライト組織(F+P)となり高強度が得られない。
- ②低N-B処理により著しく強化される。この領域で良好な靱性を示したのは細粒の針状フェライトと少量の島状マルテンサイトとの混合組織(F+M)であった。
- ③本鋼種においてはN量が変態挙動に大きな影響を示すことが判明した。

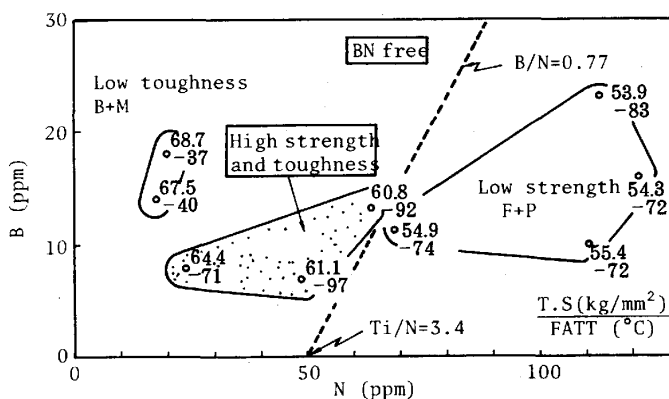


Fig. 1 Effect of B and N content on strength and toughness of 0.03C-1.5Mn-0.15Mo-0.07V-0.04Nb-0.017Ti-B steel. (Heating temp. 1050°C, Finishing temp. 720°C)

## III. Bの強化作用と化学組成・製造条件の関係

### 1. 窒素固定元素の役割

Fig. 1よりB添加鋼においては低N-Ti処理にてBの効果が認められた。本鋼種がNに非常に敏感な鋼であることを示す。そこで窒化物形成元素であるTi, Al, Nb量による強度変化を調べた結果をFig. 2に示す。これら元素の増量は強度上昇に有効であること、3元素の中ではTiが最も少量で強化に有効なことが判る。Bは窒化物形成能の大きい元素であり、低N化に加えてあらかじめフリーNを極力少なくしBNの形成を抑制する必要のあることが示唆される。

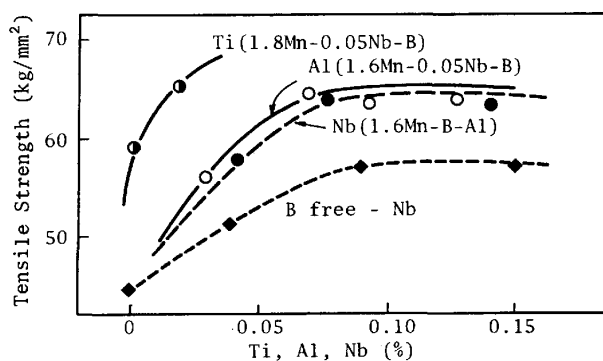


Fig. 2 Effect of Ti, Al and Nb content on TS of 0.03%C-boron-treated steel.

### 2. 固溶B量と強化度の関係

上記の知見から、Ti-B処理にて鋼中に含まれるNに対して、TiNとして固定されたNの残りがBNとして結びつくことと仮定し、便宜的に固溶B量(B\*)を右式より算出する。B, N量の変化したMo-Nb-Ti

$$B^* = B(\text{total}) - \frac{10.8}{14.1} \left\{ N(\text{total}) - \frac{1}{3.4} Ti \right\}$$

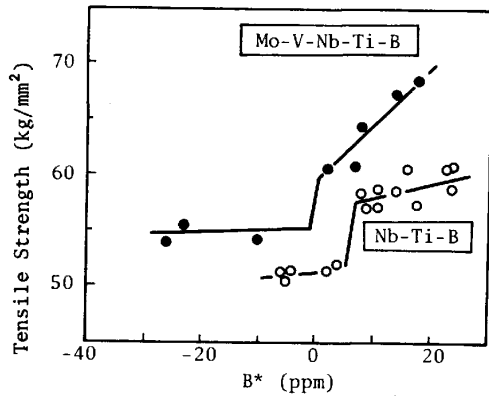


Fig. 3 Effect of B\* value on TS of Mo-V-Nb-Ti-B steel and Nb-Ti-B steel. (Heating temp. 1050°C, W.T. 19mm)

$$B^* = B(\text{total}) - \frac{10.8}{14.1} \left\{ N(\text{total}) - \frac{1}{3.4} Ti \right\}$$

鋼とNb-Ti-B鋼でのB\*とTSとの関係を示す。これより以下の傾向が判る。

- ①両鋼ともB\*がある値を越えるとフェライト+パーライト組織からベイニティックフェライトへの組織変化が起こり、強度が急激に上昇する。(臨界B\*の存在)
- ②Mo-B鋼とMoを含まない鋼とではMo含有鋼の方が少ないB量で強化が起こり、かつB\*量の増加による強度変化も大きい。(強化能の差異)
- ③このようにボロン添加制御圧延鋼では、Bが有効に効くか否かを支配する因子と、Bが機能した時の強化能を支配する因子の2つの作用から成り立っていると考えられる。

### 3. Bの効果の有無を支配する因子の検討

いはゆるBが効く、効かないを決定する因子のことであり、前述の如く低N化と、かつNの固定元素を併用してBNの形成を阻止する必要があることはまず第1の要点であろう。その他に検討過程で得られた現象を以下に列挙してみる。

- ①Nb-Ti-B系でNbを添加しないとポリゴナルフェライト組織となり強化しない。Nbを添加するとベイニティックフェライトへと変化し強度が急増する。
- ②C量の増加により強度は低下する。(Fig. 4 AC材)組織がベイニティックフェライトからポリゴナルフェライト+パーライトへと変化する。
- ③圧延の加熱温度が900°Cになると強化度が著しく減少する。(Fig. 5)

上記3項からBの効果に対してNbとCが重要な役割を

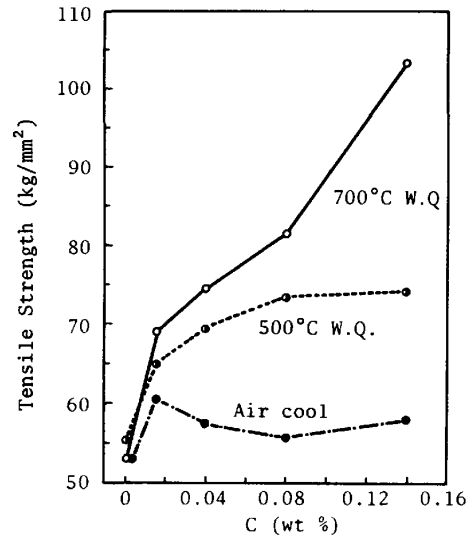


Fig. 4 Effect of C content on T.S. of 1.73Mn-Nb-Ti-B steel in three kinds of cooling process. (Heating temp. 1050°C, W.T. 19mm) (Finishing temp. 700°C)

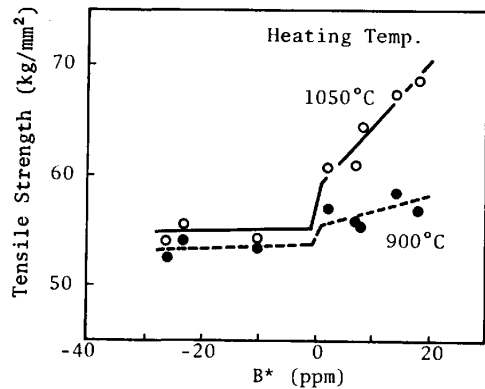


Fig. 5 Effect of B\* value and heating temperature on T.S. of Mo-V-Nb-Ti-B steel.

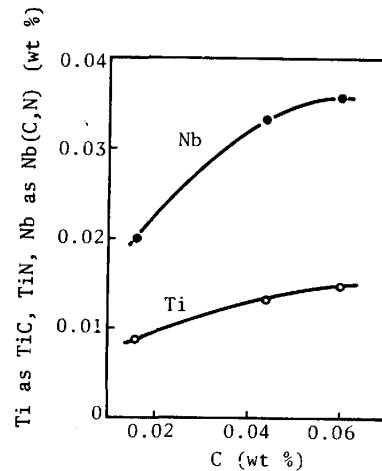


Fig. 6 Effect of C content on precipitation as Nb(C,N), TiN and TiC in 1.73Mn-0.04Nb-0.018Ti-0.0016B-0.0011N steel. (Heating temp. 1050°C)

演じていると云える。Cの増量によるBの効果の消失についてはBの炭化物析出の促進によることも考えられるが、Fig.6に示すようにCの増加はNbの炭化物析出を著しく促進していることが判った。又、900°C加熱もNbを炭窒化物として析出させてしまう温度であることから、①~③項を通じての共通点として、Bによる強化の背景には固溶Nbの存在が必要なることを示しているのではないと思われる。調質鋼にて通常低炭素鋼ではMo-Bの併用の形で著しいBの焼入性向上効果が発揮されるように、Nb-Ti-B鋼の場合には固溶NbがMoと同様な役割を演じていると推定される。

4. Bによる強化度の大小に影響する因子の検討

Bによる強化が認められる領域でもFig.3に示すようにB<sup>\*</sup>とTS変化にて強化の勾配が鋼種によって異なる結果が得られた。又、同一鋼種であってもFig.4およびFig.7に示すように冷却方法によって強化の勾配が異なる事が判った。B添加制御圧延鋼でのこの領域はマイクロ組織的にはフェライト・パーライト組織および通常の焼入鋼での均一焼入組織との中間に位置するちょうど変態の過渡的領域での組織制御と考えられる。したがって、このように、①マトリックスの硬化能(焼入性)の大小あるいは②冷却速度の違い、等によって強化度が変わり、MoやMnを多く含む鋼では組織変化が敏感に生ずるのである。また、加速冷却は組織変化を助長し、Fig.8に示す結果のように低Mn領域にて高い強度が得られる。

IV. ミクロ組織と靱性の関係

B添加制御圧延鋼のマイクロ組織は電子顕微鏡のオーダーでは細粒のフェライトと微細な島状マルテンサイトの混合組織からなる。Fig.9は圧延後の空冷中に直接焼入をし、フェライトの生成比率を変えた鋼のフェライト量と強靱性の関係を示す。これより二相混合組織にてフェライトの量が増すほど強度は低下するがFATTが改善されることが判る。本鋼種では靱性は主として細粒フェライトによって確保されていると云えよう。空冷材では極低炭素化と加工歪により $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態生成率が高められ、未変態 $\gamma$ 部は溶質元素が濃縮して微細な島状マルテンサイトが生成する二相分離型変態を生ずる。加速冷却の併用はこのような二相鋼の生成をより少ない成分系にて可能ならしめる。

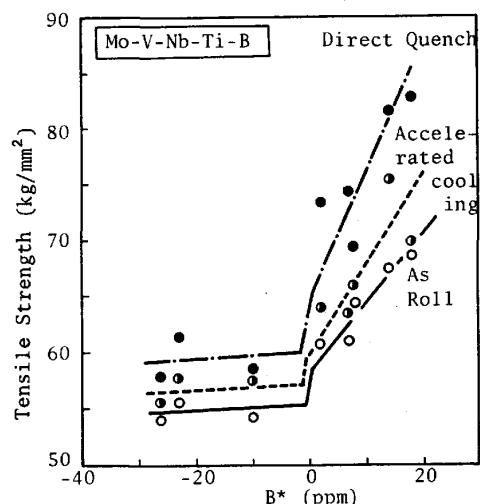


Fig. 7 Effect of B\* value and cooling process on T.S of Mo-V-Nb-Ti-B steel.

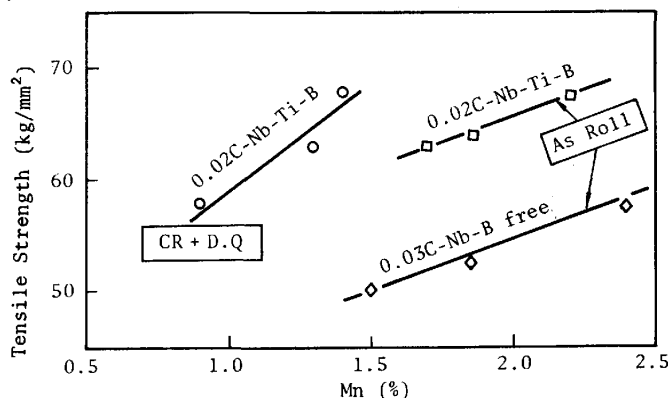


Fig. 8 Effect of Mn content and cooling process on T.S. in Nb-Ti-B steel and Nb steel.

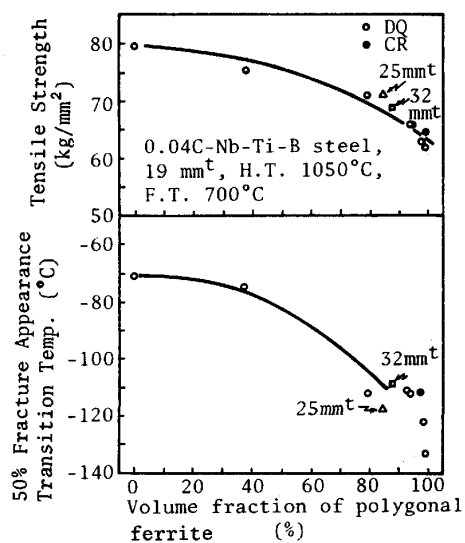


Fig. 9 Relationship between mechanical properties of DQ or CR steel and volume fraction of polygonal ferrite.

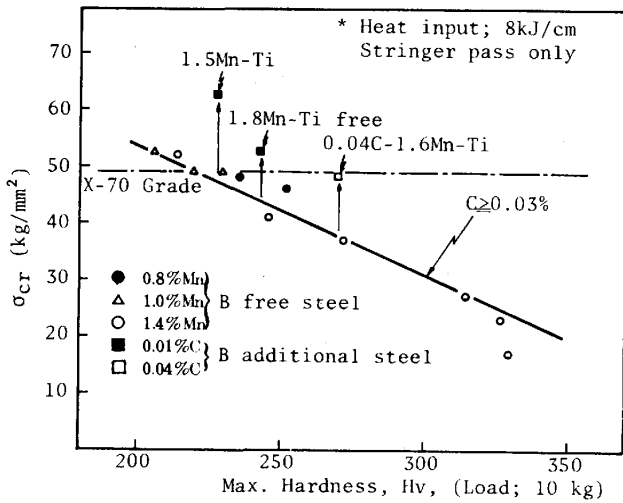


Fig. 10 Relation between max. hardness and critical stress for cold cracking by implant test in ordinary steel and low carbon-boron steel.

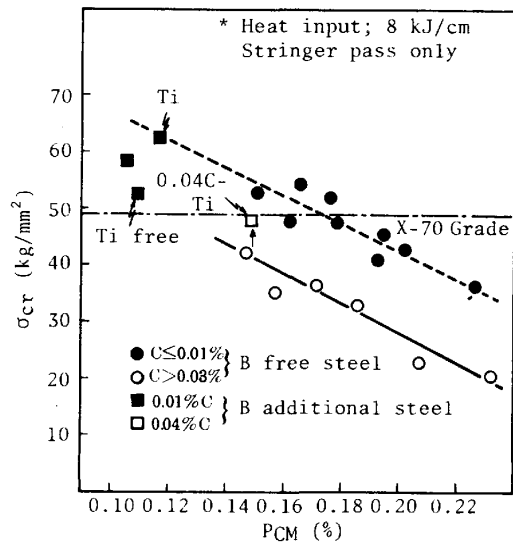


Fig. 11 Relation between P<sub>CM</sub> value and critical stress for cold cracking by implant test in ordinary steel and low carbon-boron steel.

V. 低炭素B処理鋼の溶接性

C ≤ 0.05% のボロン処理鋼が優れたHAZ 靱性を示すことは既に報告されている<sup>2),4)</sup>ので、本稿ではラインパイプ用鋼としての円周溶接性に関して得られた興味ある知見を述べる。Fig. 10 は溶接部最高硬さとインプラント試験より求めた割れ発生限界応力 ( $\sigma_{cr}$ ) の関係である。低炭素B処理鋼は同一硬さに対し従来鋼 (C > 0.03, Bフリー) よりも高い  $\sigma_{cr}$  を示した。その結果、低温割れの感受性指数である P<sub>CM</sub> 値<sup>8)</sup>で整理すると Fig. 11 のように高  $\sigma_{cr}$  を示す。これは低炭素系の均一ベイナイト組織が従来鋼の高Cのマルテンサイト組織よりも水素割れに対する感受性が低いことを示唆するものである。このように低炭素ボロン処理により低い P<sub>CM</sub> 値で X70 級の高強度が達成されればラインパイプの円周溶接時の低温割れ感受性が低くなり、溶接時の予熱省略も可能となる<sup>9)</sup>。

VI. まとめ

1. Bが強化に有効に作用するには鋼種によって異なる最小の固溶Bの存在が必要で、そのためには低N化とTi, Al, Nb等のN固定化元素の併用が有効である。又、その強化は固溶B単独では難しく、Nb-Ti-B鋼では固溶Nbとの共存下で変態強化が可能になるとの知見を得た。
2. 固溶Bの増量とともに強度は上昇するが、その強化度は鋼の組成、冷却方法によって異なる。Mn, Mo等を多く含む鋼あるいは加速冷却は強化を促進する。
3. 低炭素 (C ≤ 0.05%) のTi-B処理鋼は溶接最高硬さ試験において従来鋼 (C > 0.03%, Bフリー) に比し同一硬さでも低温割れ発生の限界応力を高める。

VII. 参考文献

1) 寺沢, 東山他: 鋼の強靱性, p. 101	2) Nakasugi 他: Alloys for '80 S p. 213
3) Shiga 他: 150th Anniversary of The Discovery of Vanadium, Paper No 12	
4) 小島, 矢村他: 鉄と鋼, '83-S653	5) 大谷, 橋本他: 鉄と鋼, '83-S652
6) 新倉, 山本他: 鉄と鋼, '81-S1333	7) 橋本, 沢村他: 鉄と鋼, 65年10号 p. 1589
8) 伊藤, 別所: 鉄と鋼, 58年13号 p. 1812	9) 中西, 小溝他: 鉄と鋼, '83-S650