

直接焼入プロセスにおけるボロンの粒界偏析挙動と焼入性

鎌田 芳彦*・蔵保 浩文*²・渡辺 征一*³

Relation between Hardenability and Segregation to Austenite Grain Boundaries of Boron Atom on Direct Quenching Process

Yoshihiko KAMADA, Hirofumi KURAYASU and Seiichi WATANABE

Synopsis:

The effect of boron (B) on hardenability is explained by the decrease of boundary energy due to the segregation of B atoms to austenite grain boundaries. In this paper, the effect of niobium (Nb) on hardenability of B treated direct quenching steel is studied with varying the condition of B segregation to austenite boundaries. And it is clarified that the effect of B on hardenability is fully obtained even at unrecrystallized state of austenite, and that the maximum hardenability in direct quenching process can be attained at about 10 ppm soluble B which is about three times as the optimum ones of conventional reheat quenching process. It is concluded that the addition of 0.015% Nb rather give rise to the hardenability of B even in unrecrystallized state of austenite in direct quenching process because Nb hinders boundary migration of austenite and enables soluble B to segregate to the grain boundaries and deformation bands.

Key words: plate; high strength low alloy steel; segregation; strength; hardenability.

1. 緒 言

ボロン (B) の焼入性向上効果はオーステナイト (γ) 粒界偏析→界面エネルギーの低下→フェライトの生成抑制とする機構¹⁾が有力であるが、完全には実証されていない。しかし B は微量で高い焼入性向上効果を発揮するため多くの調質鋼に適用されてきた²⁾。これまでの B の焼入性向上効果についての検討は、焼入時の加熱温度でアルミニウム (Al)、チタニウム (Ti) などの微量添加元素と窒素 (N) との授受を通して存在する固溶 B が γ 粒界に平衡偏析するという観点からが主体であり、粒界の移動をとまなう直接焼入プロセスにおける B の焼入性向上効果の検討はまだ不十分である³⁾。すなわち、圧延加工中あるいは圧延加工後の B の粒界偏析挙動は γ 粒の再結晶挙動に大きく左右されることが知られてきており^{4)~6)}、直接焼入プロセスにおける B の焼入性向上効果については従来の再加熱焼入れのような平衡論的な B の取扱いとはことなり加工 γ 粒の再結晶による粒界移動と B の拡散による粒界偏析との競合という速度論的な観点

からの検討が必要である。本報告では Nb 量および圧延仕上温度を変えることにより圧延後の γ の再結晶挙動をコントロールし、B の粒界偏析状態を変え直接焼入プロセスにおける B の偏析挙動と焼入性について検討したものである。

2. 実験方法

供試材は 0.08% C-0.25% Si-1.4% Mn-0.002% P-0.002% S を基本成分とし、Table 1 に示すような微

Table 1. Chemical composition (wt %).

No.	Sol. Al.	Ni	Ti	B	N	—	
H22	0.046	0.014	0.012	0.0013	0.0008	NbTiB	
H19	0.045	0.015	0.011	0.0013	0.0019		
H20	0.045	0.015	0.012	0.0014	0.0048		
H21	0.047	0.012	0.013	0.0013	0.0072		
H51	0.051	0.002	0.009	0.0007	0.0016		
H52	0.051	0.006	0.009	0.0007	0.0013		
H53	0.051	0.009	0.009	0.0008	0.0017		
H54	0.051	0.030	0.010	0.0006	0.0017		
H48	0.050	<0.002	0.006	0.0008	0.0015		TiB
H11	0.038	0.012	0.011	<0.0001	0.0019		NbTi
H35	0.025	<0.002	0.007	<0.0001	0.0051	Base	

昭和 62 年 4 月・10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 12 月 21 日受付 (Received Dec. 21, 1987)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagasuhondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)未来技術研究所 (Advanced Technology Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*³ 住友金属工業(株)未来技術研究所 工博 (Advanced Technology Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

量添加元素を含有する NbTiB 鋼, TiB 鋼, NbTi 鋼の 3 種類である. いずれも真空溶解により 150 kg 鋼塊に溶製した. ここで Ti は単に固溶 N を TiN として固定するために添加しており 0.01% をベースとしている. 溶製後これらを 150 mm 厚×100 mm 幅に鍛造し圧延実験に供した. この鍛造材を 15 パスの熱間圧延により 38 mm 厚に仕上げ約 10 s 後に水冷し室温まで冷却した. その時の冷却速度は板厚中心部 11°C/s であった. 圧延加工は仕上温度 (F/T) と $F/T+100^{\circ}\text{C}$ の温度域で 68% の加工を与える調整圧延を実施した. この時の加熱温度・仕上温度を変化させ各供試鋼の強度・靱性におよぼす圧延条件の影響を調査した. さらに直接焼入材を用い, 光学顕微鏡および電子顕微鏡によるミクロ組織観察と Fission Track Etching (FTE) 法⁷⁾ による B の偏析状態の観察を行った. また, B の化合物状態別定量分析⁸⁾ を行い直接焼入プロセスにおける B の存在状態と焼入性向上効果の関係を検討した. また, 本圧延材から 8 mmφ×12 mm の試験片を採取し熱間加工再現装置 (富士電波製 THERMECMMASTER-Z) を用いて二段圧縮加工する中断再負荷試験を行い⁹⁾, 次式で示される軟化度 (X_s) を測定することにより加工 γ の再結晶過程を調査した.

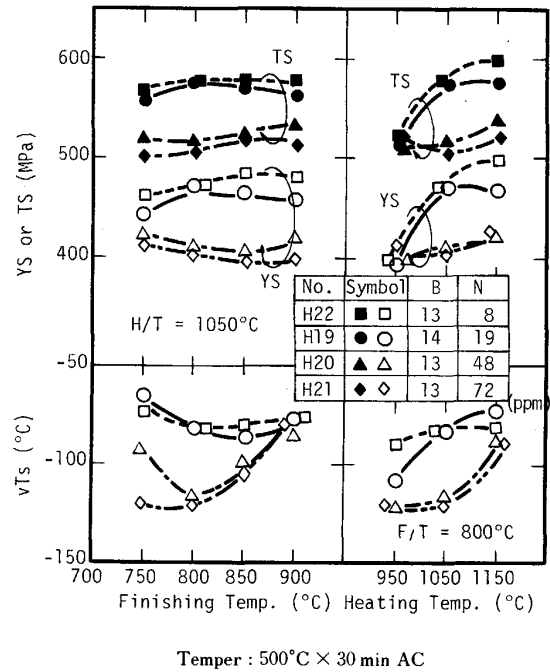
$$X_s = (\sigma_m - \sigma_2) / (\sigma_m - \sigma_1) \dots\dots\dots (1)$$

σ_1, σ_m はおのおの一段目の熱間加工時の降伏応力と負荷中断時の歪みにおける変形応力, σ_2 は二段目加工時の降伏応力である.

3. 実験結果

3.1 直接焼入焼もどし時の加熱・圧延条件と強度・靱性

Fig. 1 に直接焼入焼もどし鋼の強度・靱性に及ぼす加熱・圧延条件の影響について, 窒素 (N) 量の異なる NbTiB 鋼を用いて調査した結果を示す. 加熱温度の上昇は強度の増加とそれに伴う低温靱性 (破面遷移温度: vT_s) の劣化を示す. しかし, 1050°C を超える加熱では強度増加は飽和傾向を示すが低温靱性の劣化は依然として生じる. N 量に着目すると, 20 ppm 未満 (H 19, H 22) の場合は加熱温度の上昇につれ強度増加が大きく, 40 ppm を超える (H 20, H 21) の場合は強度上昇は少ないのに低温靱性の劣化が著しい. 仕上温度の依存性についても N 量の影響が認められ, 20 ppm 未満の場合 800°C 付近の仕上温度で最高強度を示し低温靱性も良好となる. 40 ppm を超える場合は仕上温度の低下に伴い強度は低下するが, 同様に 800°C 仕上時に最良の低温靱性を示す. Fig. 2 に直接焼入材を用いて非水溶媒電解抽



Temper : 500°C × 30 min AC
 Fig. 1. Effect of heating temperature and finishing temperature on mechanical properties of direct quench and temper processed NbTiB steels with various N content.

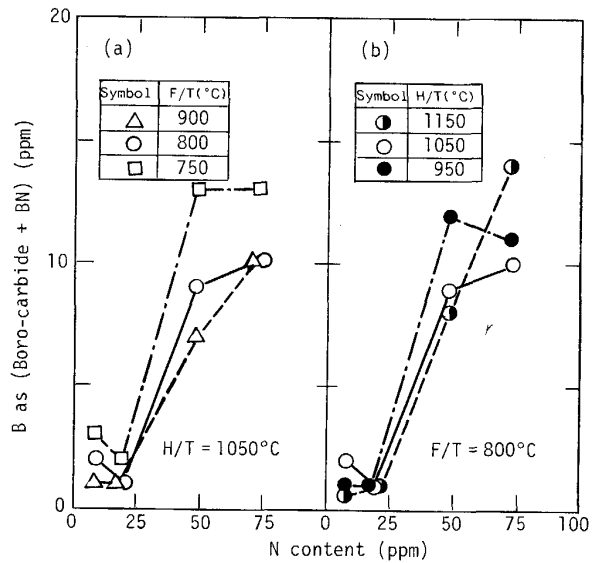
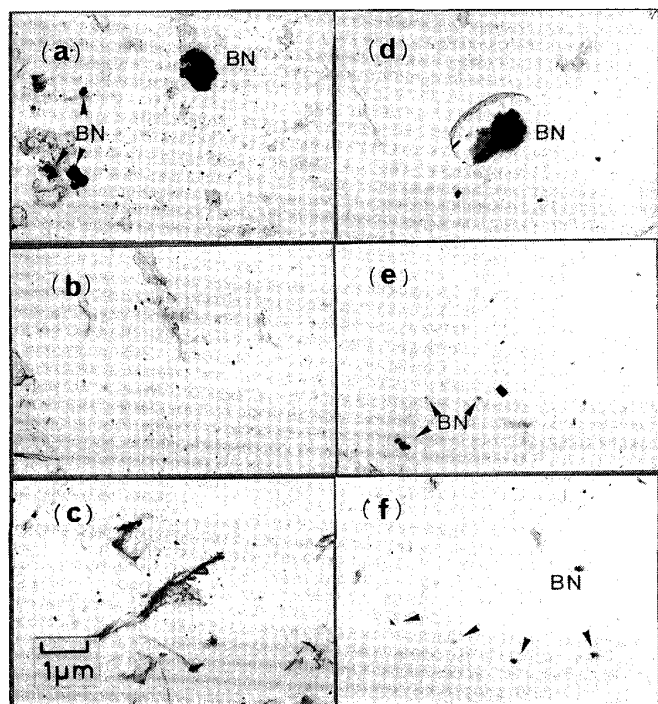


Fig. 2. Relation B as (Boro-carbide + BN) and N content in various heating temperature (H/T) and roll finishing temperature (F/T).

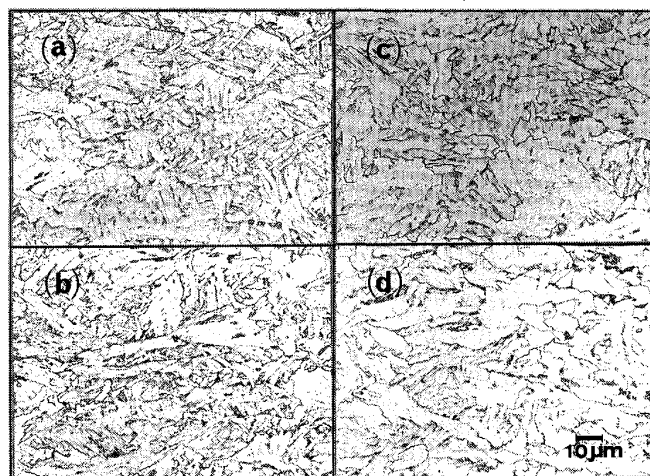
出 (1% テトラメチルアンモニウムクロライド+10% アセチルアセトン+メタノール溶液, 電流密度 = 20 mA/cm²) を行い, 残渣中の B 化合物 (BN + Boro-carbide) として捕えられた B を蒸留分離クルクミン吸光光度法⁹⁾ で定量し, N 量と加熱温度および仕上温度で整理した. 低 N 側では B 化合物の存在は認められず高



(a) 950°C (b) 1050°C (c) 1150°C : H19 (19 ppm N)
 (d) 950°C (e) 1050°C (f) 1150°C : H20 (48 ppm N)

Photo. 1. Change in B compounds with heating temperature in direct quenched NbTiB steels.

N側ではほとんどが化合物を形成している。すなわち固溶Bが存在しBの焼入性向上効果が発揮されているか否かで Fig. 1 の強度変化は説明できる。加熱温度が高いほどB化合物の量が減少するのは、Photo. 1 の抽出レプリカ写真に示すように未固溶の粗大B化合物の減少に対応する。しかし、B化合物が分解して固溶Bが増えても高N領域ではひき続く圧延・焼入工程で容易にBNを形成し焼入性の向上には寄与しない。とくにN量が72 ppmの高Nにおいては、他の鋼とは異なり1150°C加熱時にB化合物が逆に増加する(Fig. 2 (b))。これはAINの固溶により固溶Nが増加し圧延・焼入工程でBNが析出することに対応する。Fig. 2 (a)にB化合物として捕らえられたB量とN量の関係を各仕上げ温度ごとに整理した。仕上げ温度の低下に伴いB化合物は増加し固溶B量の低下を招いている。この傾向は高N側で顕著であり、仕上げ温度の低下に伴う強度低下とよく対応する。これは直接焼入プロセスにおけるBの焼入性向上効果は仕上げ温度における固溶B量に支配されることを示唆するものである。しかし低N側では逆に低温 γ 域仕上げほど強度上昇しており、固溶B量の変化のみから説明できない。Photo. 2は仕上げ温度を変化させた時のマイクロ組織の変化を示すが、高N側では高温 γ 域仕上げほどフェラ



(a) 900°C (b) 800°C : H19 (19 ppm N)
 (c) 900°C (d) 800°C : H20 (48 ppm N)

Photo. 2. Change in optical microstructure with roll finishing temperature in direct quenched NbTiB steels.

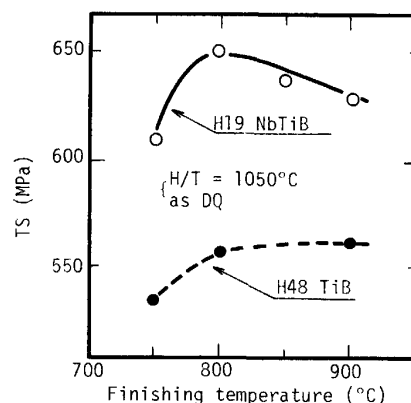


Fig. 3. Effect of finishing temperature on tensile strength of direct quenched NbTiB and TiB steels.

イトの生成は抑制されているのに対し低N側では低温 γ 域仕上げほどベイナイトは密な組織へと変化しており仕上げ温度依存性は両者で相反する傾向を示している。低N側の800°C仕上げでは未再結晶領域からの焼入れであり、フェライトの核生成サイト増加に伴う焼入性低下が予想されるのに逆に焼入性は高い結果となつている。

3.2 仕上げ温度の強度に及ぼす影響

Fig. 3に直接焼入鋼の強度の仕上げ温度依存性をNbTiB鋼とTiB鋼を比較して示す。TiB鋼が高温 γ 域仕上げほど強度が高いのに対し、NbTiB鋼は低温 γ 域仕上げほど強度が高い。Fig. 4にNb添加による強度上昇をNbTiB鋼とNbTi鋼で比較して示す。Nb添加による直接焼入時の強度上昇はBの添加有無により変化しBと共存するとその強度上昇は大きくなる。しかし、

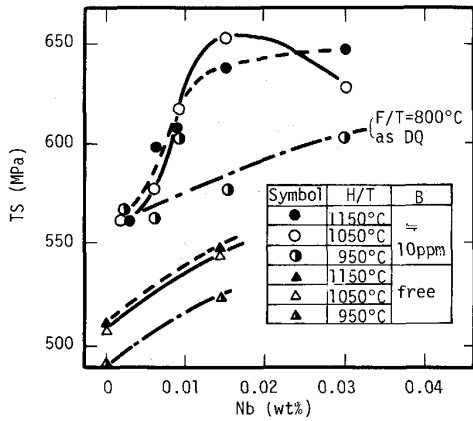
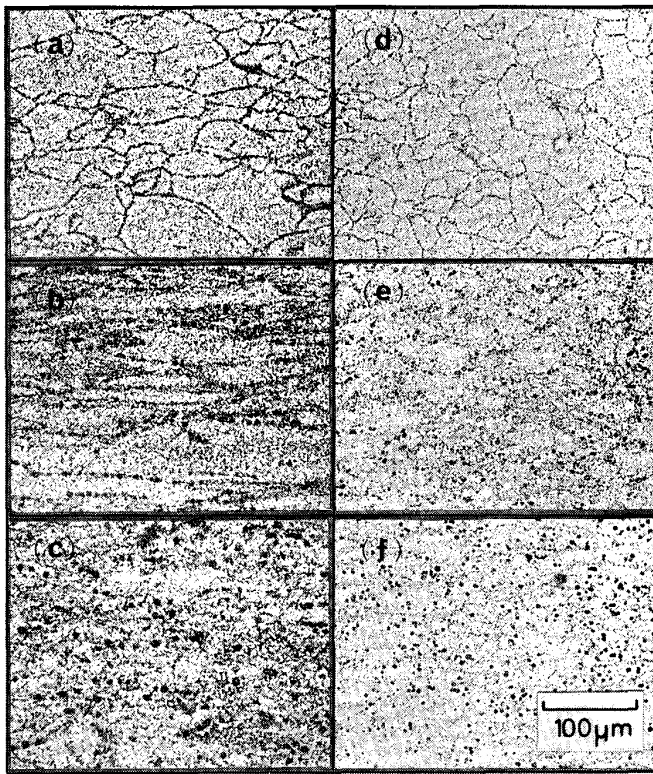


Fig. 4. Effect of Nb addition on tensile strength of direct quenched NbTiB and NbTi steels.



(a) 900°C (b) 800°C (c) 750°C: NbTiB (H19)
 (d) 900°C (e) 800°C (f) 750°C: TiB (H48)

Photo. 3. Change in distribution of B atoms with roll finishing temperature in direct quenched NbTiB and TiB steels.

この強度上昇は Nb の固溶がはかられる 1050°C 以上の高温加熱時に生じ、950°C 加熱ではその効果は消失している。これは Nb の固溶による焼入性向上効果がその一因と考えられるが、逆に Nb が固溶し固溶 Nb の存在と加工中あるいは加工後に析出する Nb 炭窒化物に起因する再結晶抑制効果から生じる未再結晶 γ からの焼入

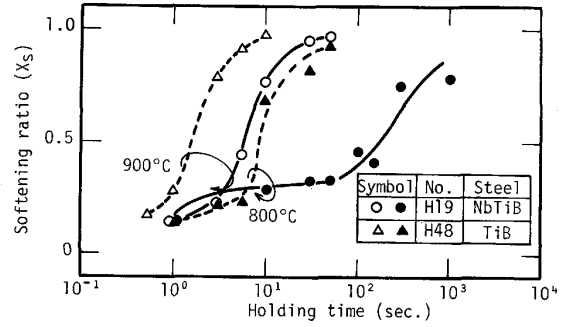


Fig. 5. Difference in softening behaviour of NbTiB, TiB steel with deformation temperature.

れでも固溶 B が共存すると焼入性が向上することを示唆するものである。Photo. 3 に FTE 法で B の分布状態を観察した結果を示す。TiB 鋼の 900°C 仕上げではポリゴナルな旧 γ 粒界への明瞭な偏析が観察されるが、仕上げ温度低下に伴い不明瞭なものへと変化している。しかし 800°C 仕上げでは一部旧 γ 粒界に偏析している様子が窺えるが、全粒界を覆うまでには至っていない。750°C 仕上げでは 2 相域仕上げのため、フェライト析出によりオーステナイト中とフェライト中の B の溶解度の差から B 化合物生成が促進され焼入性向上効果を失って塊状のランダムな析出状態を生じている。NbTiB 鋼の 900°C 仕上げでも同様に比較的ポリゴナルな旧 γ 粒界へ B が偏析しているのが観察される。しかし 800°C 仕上げではパンケーキ状の γ 粒界と粒内の変形帯と考えられる場所に B が偏析している。750°C 仕上げでは 2 相域仕上げのため TiB 鋼と同様不明瞭な偏析状態となっている。次に本供試鋼の 900°C と 800°C における熱間加工時の軟化挙動を Fig. 5 に示す。本圧延条件をシミュレートする目的で、加熱温度は 1050°C \times 5 min、一段目圧縮 0.67 (12 mm \rightarrow 6 mm)、歪み速度 $\dot{\epsilon} = 1/s$ とした。これから両鋼とも 900°C では 10 s 以内に $X_s = 0.7$ 以上の軟化を示しており、十分に加工再結晶している。従って、実際の圧延時の 900°C 仕上げでは圧延 10 s 後に水冷されており加工再結晶後に焼入れされたことを示している。

Fig. 6 は同様に NbTiB, NbTi 鋼を用い 900°C で 0.67 の圧縮加工を加えた後、同一温度で保持後 He ガスで焼入れして保持時間に対する強度変化と軟化挙動の対比を示す。これより NbTiB 鋼においては再結晶途上の焼入性は劣り、再結晶直後に強度のピークが認められる。ここで保持時間 10 s 後の焼入試験片の組織観察ではポリゴナルな微細 γ 粒が観察されており再結晶はすでに完了していることが確認されている。この時 $X_s = 0.75$ と 1 より低い値となるのは再結晶後の γ 粒が微細化し、 σ_2

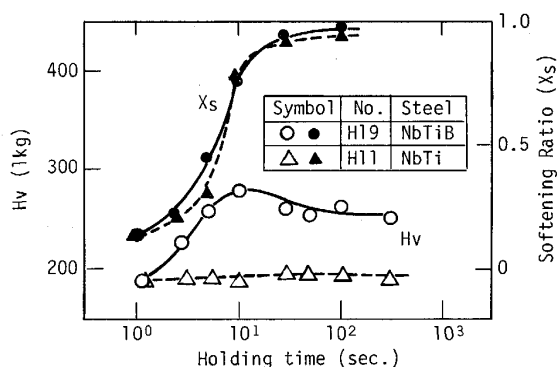


Fig. 6. Holding time dependency of hardness of NbTiB and NbTi steels quenched into liquid He after hot deformation comparing each softening behaviour.

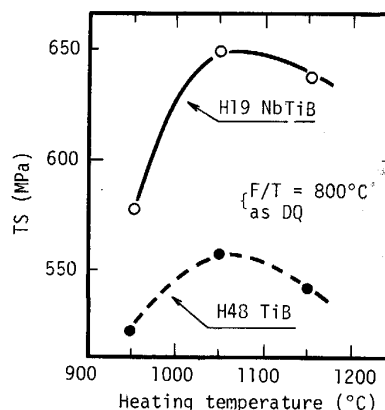
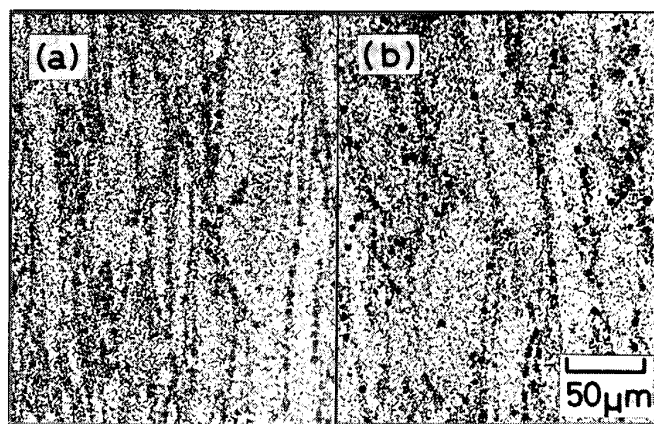


Fig. 7. Effect of heating temperature on tensile strength of direct quenched NbTiB and TiB steels.

が σ_1 より高くなるためである。NbTi 鋼においては保持時間による強度変化は少なくほぼ一定で、その硬度値は NbTiB 鋼の加工直後に He ガス焼入れした時の硬度と一致する。これは加工再結晶途上からの焼入れでは B の焼入性向上効果を 100% 発揮することはできないこと、およびその焼入性向上効果の発揮は γ の再結晶後の粒成長と B 原子の拡散による粒界偏析の競争に支配されることを示唆するものである。また加工温度により当然 γ の再結晶挙動は異なり、仕上温度が低くなるほど再結晶は長時間側にシフトする。すなわち、加工温度が 900°C から 800°C に変化すると TiB 鋼では再結晶までの潜伏期が約 7s 増加し、NbTiB 鋼では明瞭な回復過程を呈し 800°C 仕上げでは大きな再結晶抑制効果が発揮されることが示される (Fig. 5)。これは Fig. 3 における TiB 鋼の 800°C 仕上げは再結晶途上からの焼入れであること、NbTiB 鋼では未再結晶領域からの焼入れであることを意味する。NbTiB 鋼と TiB 鋼の違いは 800°C 仕上げにあり、未再結晶 γ から直接焼入れする時の B の焼入性向上効果と再結晶途上から直接焼入れする時の B の焼入性向上効果の差である。

3.3 加熱温度の強度に及ぼす影響

Fig. 7 に直接焼入鋼の強度の加熱温度依存性を NbTiB 鋼と TiB 鋼を比較して示す。両鋼種とも加熱温度が 950°C から 1050°C と高くなると強度上昇を生じる。これは初期 γ 粒の粗大化と B 化合物の分解による B の固溶、NbTiB 鋼ではさらに Nb の固溶による B との前述の相乗効果に起因する。しかし 1150°C に加熱温度を上昇させると逆に強度低下を生じる。Photo. 4 に FTE 法により B の分布状況を観察した結果を示す。 1150°C 加熱時は他の加熱温度のものに比較して塊状の B 化合物の密度が増している。Photo. 1 に示すように



(a) 1050°C (b) 1150°C

Photo. 4. Change indistribution of B atoms with heating temperature in direct quenched NbTiB steels.

加熱温度の上昇に伴い B 化合物は固溶し固溶 B は増加するが、圧延中あるいは圧延後の冷却中に固溶 N と結合し BN を形成する。これを防止するため一般には N に対して化学量論的以上の Ti を添加する。Photo. 4 の鋼も Ti 添加された成分系である。Photo. 1 に示されるように Ti が化学量論的以上に添加されたとしても凝固時に必ずしも N はすべて Ti に捕らえられて TiN を形成するというのではなく一部は BN として存在する。これは B と N の拡散速度の速さに起因する非平衡反応のためであろう。しかし BN の固溶温度以上 (1050°C , 1150°C) の加熱時には、固溶 N は熱力学的に安定とされる TiN として捕らえられるはずであるが Photo. 4 に示すように 1150°C 加熱時でも塊状の B 化合物を形成しているのが認められる。Photo. 5 に示すようにこの旧 γ 粒界上の塊状の化合物は BN であることが確認さ

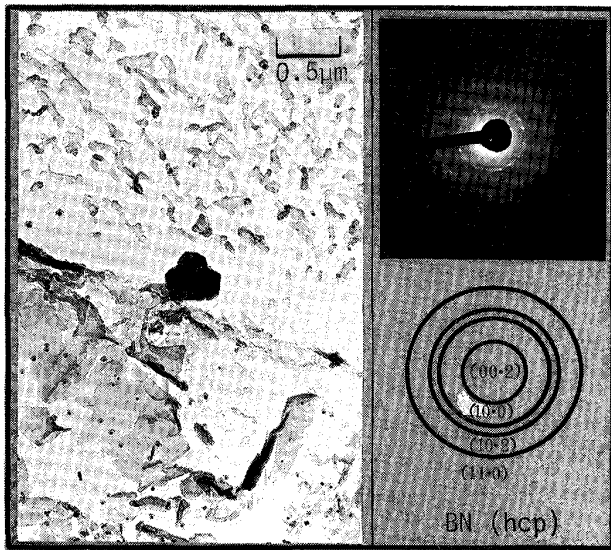


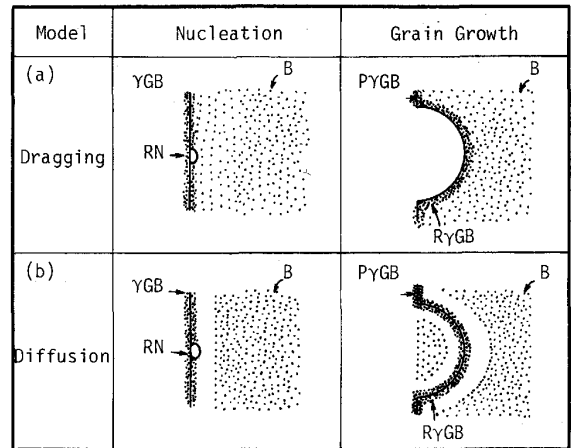
Photo. 5. Extration replica of BN precipitate at prior austenite grain boundary of direct quenched NbTiB steel which is heated at 1150°C.

れている。これは次のように考えられる。1150°C 加熱時に生じる微量の固溶Nが粒界あるいは変形帯を通じてパイプ拡散により粒界あるいは変形帯に偏析している固溶Bと結合してBNを析出する。この固溶NはTiNの溶解度積¹⁰⁾から計算すると計算上約0.4 ppmであるが、0.4 ppmの固溶Nが生成したとしてもBN¹¹⁾の溶解度積からは直接焼入れする900~800°Cの温度域でBNを析出する可能性はない。しかし、γ粒界あるいは変形帯という局所での反応であり、非平衡的な反応を通じてBNを形成することは十分考えられる。この反応は直接焼入れする時に焼入性向上効果を発揮するγ粒界あるいは変形帯に偏析している固溶Bを直接BNとして捕らえるものでありその影響は無視できないと推定される。

Fig. 1 に示す 8 ppm の極低N量の場合には1150°Cの高温加熱しても強度低下は生じない。この場合1150°C加熱時に生成する固溶N量は0.2 ppmであり、19 ppm Nの場合の1/2の固溶N量に相当する。絶対値そのものからは19 ppm Nの場合では0.3 ppmの固溶Bを、8 ppm N量の場合では0.15 ppmの固溶Bを固定することができる。両者とも本形態分析法の精度を下回る軽微な量での議論であり、確認はできないが、本実験からは前者は明らかにBの効果を減殺し後者は無視し得る量であるという結果となっている。

4. 考 察

NbTiB 鋼, TiB 鋼ともに900°C仕上げでは再結晶γ粒界にBが偏析してBの焼入性向上効果が確認されてい



γGB : Austenite grain boundary RN : Recrystallization nucleus
 PYGB : Prior austenite grain boundary B: Boron atoms
 RYGB : Recrystallized austenite grain boundary

Fig. 8. Segregation models of boron atoms to austenite grain boundary in direct quenching process.

る。再結晶から粒成長過程におけるBの粒界への偏析としては(a)粒界がB原子を引き付けながら粒成長する Dragging type, (b)粒成長が先に生じ後粒界付近のB原子が粒界へ拡散により偏析する Diffusion type の二つのモデルが考えられる (Fig. 8)。前者では粒界がB原子を固着して移動し、かつ粒内に取り残されるB原子は少なくなることを意味する。後者では再結晶後の粒成長が飽和する時の粒界へ拡散により偏析することを意味する。Photo. 3 からは粒内にB原子が減少している様相は認められず、逆に粒界近傍にはB原子が欠乏していると考えられる腐食の薄い領域が認められる。SELLARS¹²⁾はKOZASU *et al.*¹³⁾とMILLER¹⁴⁾の結果を用いた、圧延加工によるγの再結晶過程における粒成長を次のように定式化した。

$$d^{10} = d_0^{10} + A'' t \exp(-Q_{gg}/RT) \dots\dots\dots (2)$$

ここで d は再結晶後の時間 t (s) におけるγ粒径, d_0 は再結晶直後のγ粒径, A'' は定数, Q_{gg} は粒成長の活性化エネルギー, R はガス定数, T は絶対温度である。(2)式を時間 t で微分し粒成長速度 G を求め Fig. 9 に示した。粒成長速度は加工後10sでは約0.1 μm/sであり、本実験のような圧延後約10sの焼入れでは再結晶粒の粒成長はB原子の拡散速度に比較すれば静止粒界といえる。同図中にはB原子の平均拡散距離を併記しているが900°C, 10sで約14 μmである。Diffusion typeのモデルによれば、この粒界から14 μmの範囲に存在するB原子が粒界に偏析して焼入性向上効果を発揮することを意味する。再加熱焼入れにおいて焼入性を向上させるに必要とされるB量は3~5 ppmあれば良いとされ

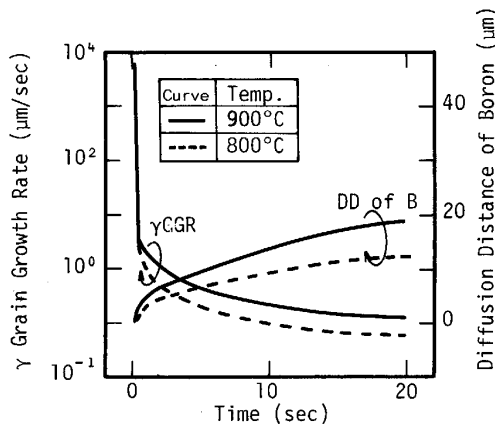
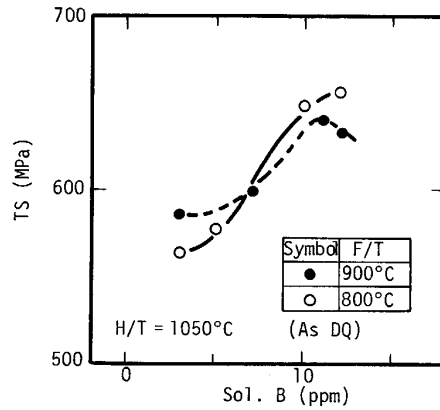


Fig. 9. Calculated γ grain growth rate and diffusion distance of boron atoms.

ており、実験的にも確認されている¹⁵⁾。いま再加熱焼入時の γ 粒を14面体・粒径($D: D=1.06 d_1$, d_1 は公称粒径)を $30 \mu\text{m}$ と仮定し γ 粒界にBが3 ppm偏析しているとする。ここで γ 粒の表面積は $(3+6\sqrt{3})D^2/4$ で表されるから¹⁶⁾、B原子1個が γ 粒界で占める表面積は $6.02 \times 10^{-16} \text{ cm}^2 \{=(2.45 \times 10^{-8} \text{ cm})^2\}$ となる。これはFe原子の最短原子間距離が $2.585 \times 10^{-8} \text{ cm}$ (950°C)であることから3~5 ppmのB原子がすべて粒界に偏析するとすれば、おおまかにいうと γ 粒界面上のFe原子1個あたりB原子1個存在することを示すものである。本計算は1原子層と仮定したが、実際は粒界垂直方向に濃度プロファイルを持つこと等を考えるとFe原子に対するB原子の密度は数分の一~数十分の一となり、界面エネルギーを低下させる偏析原子の密度として妥当な値と考えられる。ここでNbTiB鋼の 900°C 仕上時の約 $80 \mu\text{m}$ の γ 粒界に注目する。体積は $\sqrt{2}D^3$ で示されるから $80 \mu\text{m}$ の γ 粒中には10 ppmの固溶Bが存在しているとすると粒界から $14 \mu\text{m}$ の範囲には 2.8×10^{11} 個のB原子が存在することになる。この全B原子が粒界に拡散して偏析すると仮定すれば、B原子1個の占める面積は $7.66 \times 10^{-16} \text{ cm}^2 = (2.7 \times 10^{-8} \text{ cm})^2$ である。これは先のBの焼入性向上効果を発揮するのに必要な存在密度にほぼ匹敵し、十分焼入性向上効果を発揮するに足りる量といえる。この計算結果およびFig. 9より二つのモデルのうちDiffusion typeのモデルが実験結果に合致している。Fig. 10はNbTiB鋼の直接焼入材から化合物状態別定量分析により求めたSol. B(固溶Bに相当する)とTSの相関を示す。直接焼入プロセスでは10 ppm付近で最高のTSを示し、再加熱焼入で最適な量より多くのBがなければ焼入性向上効果が100%発揮されないことが示される。しかも仕上温度によりその



Sol. B = Total B-Bas (BN + Boro-carbide)

Fig. 10. Effect of Sol. B on tensile strength of direct quenched NbTiB steels.

傾向が変化し、 900°C 仕上げでは 800°C 仕上げに対し、低Sol. B領域で高TSを示し高Sol. B領域で低TSを示す。かつ 900°C 仕上げでは10 ppm付近に極値が存在するのにに対し、 800°C 仕上げではさらに高Sol. B側へ移行する様相を呈している。直接焼入プロセスにおけるBの焼入性向上効果の発揮とは粒界移動とBの拡散による粒界偏析の競合に支配される速度論的な議論となるため、従来の再加熱焼入れにおける平衡状態のBを活用する場合より多くなることは定性的に理解され、かつ上記の計算結果からも10 ppm付近に最適値が存在することは妥当といえる。Fig. 10の低Sol. B領域で 900°C 仕上げが 800°C 仕上げに対して強度が高いのは再結晶 γ と未再結晶 γ の焼入性の差といえる。高Sol. B域で 800°C 仕上材の強度が高くなるのは、未再結晶 γ 域からの焼入れのため粒界の移動がなく静止 γ 粒界面上に継続した偏析が可能となること、および変形帯が導入されてもBの偏析が生じフェライトの生成が抑制されるためである。また 800°C 仕上材の最適B領域が高B側に移動するのは、Bの拡散速度の差および変形帯導入によるBの偏析しうる界面積の増加に起因する。Fig. 11は仕上温度における固溶Bが焼入性に寄与すると仮定し、計算¹⁷⁾によりもとめた固溶B量でTiB鋼の直接焼入時のTSを整理したものである。TiB鋼ではNbTiB鋼と違い全Sol. B領域にわたり 800°C 仕上材が 900°C 仕上材より低TS側に位置している。TiB鋼では γ の再結晶抑制効果は期待できないため、圧延中あるいは圧延後 γ は再結晶過程にある。 800°C 仕上げでは再結晶までの潜伏期が長く(Fig. 5)、仕上圧延後10sで水冷開始する本実験では再結晶途上からの焼入れとなり、再結晶粒界への十分なBの偏析ははかれない。そのためTiB鋼の低温 γ 域仕上圧延ではBの焼入性向上効果を100%発

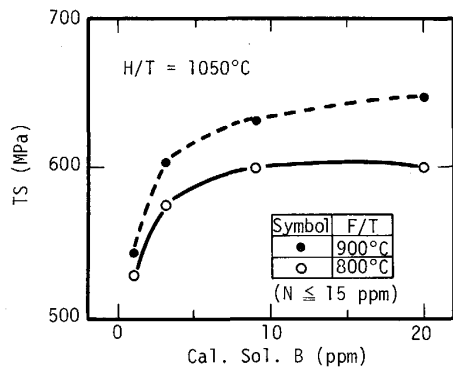


Fig. 11. Effect of Cal. Sol. B on tensile strength of direct quenched TiB steels.


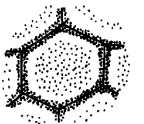
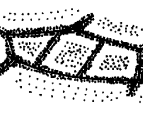

F/T	Nb Ti B	Ti B
900°C	 Good Hardenability	 Good Hardenability
800°C	 Good Hardenability	 Poor Hardenability

Fig. 12. Schematic distribution of boron atoms in direct quenched NbTiB steels at various finishing temperature.

揮できず NbTiB 鋼のような逆転現象は生じない。Fig. 12 に NbTiB 鋼と TiB 鋼の直接焼入プロセスにおける焼入性と B の粒界偏析の相関を模式的に示す。B の焼入性は粒界あるいは変形帯等に偏析しフェライトの生成を抑制することにより発揮されるため、粒界の移動を阻止するような再結晶抑制効果を有する Nb の添加は低温 γ 域まで安定して B の焼入性向上効果を活用しうる。一方、Nb のような再結晶抑制効果を有す微量添加元素を含有しない成分系では、B の拡散速度を速め偏析しうる界面積を減少させ、かつ短時間で再結晶粒の粒成長が停止する高温仕上げが焼入性確保に有効な手段となる。

5. 総 括

直接焼入プロセスにおける B の焼入性向上効果を検討するため、Nb 量および圧延仕上げ温度を変えることにより γ の再結晶挙動と B の粒界偏析の観点から考察し、

NbTiB 鋼と TiB 鋼の焼入性の差を明らかとした。

(1) 直接焼入プロセスにおけるボロン鋼の焼入性は、Nb と共存すると低温 γ 域まで安定した高い焼入性を発揮する。これは Nb の再結晶抑制効果により界面の移動が止められ、 γ 粒界面および圧延加工により導入された変形帯へ継続してボロンの偏析を可能とするためである。

(2) 直接焼入プロセスにおいてボロンの焼入性向上効果は仕上げ温度における固溶 B にて評価してよく、約 10 ppm 付近に最適の焼入性発揮領域が存在する。

(3) 上記の結果は固溶 B 3~5 ppm で最大の焼入性向上効果を示す SIMCOE らの結果を否定するものではなく、直接焼入プロセスでは非平衡論的な取扱いとなるため γ 粒界、変形帯に偏析する固溶 B の他、粒内に残される固溶 B をさらに加味する必要があることを意味する。

(4) 再結晶抑制効果を有す微量添加元素を持たない成分系での直接焼入プロセスで B の焼入性向上効果を活用するには、B の粒界偏析量を最大にするため B の拡散速度を速め偏析させる界面積を減少させかつ短時間で再結晶粒の粒成長が停止する高温仕上げが有効である。

文 献

- 1) Ph. MAITREPIERRE, D. THIVELLE and R. TRICOT: *Metall. Trans. A*, **6** (1975), p. 287
- 2) たとえば、井関祥浩, 済木捷郎, 大谷泰夫, 渡辺征一: *住友金属誌*, **27** (1975), p. 399
- 3) 渡辺征一, 大谷泰夫, 邦武立郎: *鉄と鋼*, **62** (1976), p. 66
- 4) 今中 誠, 杉江英司, 上田修三: *鉄と鋼*, **70** (1984), S 634
- 5) 小関智也, 寺嶋久栄, 志賀千晃: *鉄と鋼*, **73** (1987), A 291
- 6) 鎌田芳彦, 蔵保浩文, 渡辺征一: *鉄と鋼*, **73** (1987), A 295
- 7) 渡辺征一: *日本金属学会会報*, **19** (1980), p. 804
- 8) 仲山 剛, 猪熊康夫, 蔵保浩文: *鉄と鋼*, **72** (1986), S 1300
- 9) 大内千秋: *鉄と鋼*, **70** (1984), p. 2081
- 10) 成田貴一: *日化誌*, **77** (1956), p. 1536
- 11) P. E. BUSHBY, C. WELLS and M. E. WARGA: *Trans. AIME*, **197** (1953), p. 1463
- 12) C. M. SELLARS and J. A. WHITEMAN: *Met. Sci.*, **13** (1979), p. 187
- 13) I. KOZASU, C. OUCHI and T. OKITA: *Microalloying 75*, Vol. 1 (1975), p. 120 [New York Union carbide]
- 14) O. O. MILLER: *Trans. Am. Soc. Met.*, **43** (1951), p. 260
- 15) C. R. SIMCOE, A. R. ELSEA and G. K. MANNING: *J. Met.*, **8** (1986), p. 984
- 16) 梅本 実, 田村今男: *熱処理*, **24** (1984), p. 334
- 17) R. HABU, M. MIYATA, S. SEKINO and S. GODA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **18** (1978), p. 492