

© 1988 ISIJ

# 直接焼入れ-焼もどし法における 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級 高張力厚鋼板の焼入性とボロン分布の関係

論文

今中 誠\*・寺嶋久栄\*<sup>2</sup>・志賀千晃\*<sup>2</sup>  
上田修三\*<sup>3</sup>・田中智夫\*<sup>4</sup>

## Relationship between Distribution of Boron and Quenching Hardenability of Boron-bearing 80 kgf/mm<sup>2</sup> Grade Steel Plate in Direct Quenching and Tempering Process

Makoto IMANAKA, Hisaei TERASIMA, Chiaki SIGA,  
Syuzo UEDA and Tomoo TANAKA

### Synopsis :

In the production of 80 kgf/mm<sup>2</sup> grade steel plate with high toughness by direct-quenching and tempering (DQ-T) process, optimum amounts of B in steel plate is indispensable. Because, if the plate does not contain that, the tensile strength of plate is not necessarily higher than that of reheat-quenched and tempered plate. And, optimum amounts of B are changed by parameters of DQ-T process such as slab reheat, and finish-rolling temperatures and plate chemistry.

In this paper, an investigation has been made on the effect of B behavior and change in  $\gamma$ -grains during the period between finish-rolling and quenching on the plate tensile strength. In particular, existing state and distribution of B were observed by using modified autoradiography (modified FTE technique) which can clearly show B-distribution at the  $\gamma$ -grain boundary and  $\gamma$ -grain matrix.

Boron-distribution and  $\gamma$ -grain structure dynamically change depending on the time from finish of rolling to quenching, and this results in change in the hardenability of plate. Enough segregation of solute B at recrystallized  $\gamma$ -grain boundaries increases the hardenability of plate. Whereas the formation of fine precipitate of B compounds within recrystallized  $\gamma$ -grain and at grain boundaries lowers the hardenability of plate.

The model showing relationships between  $\gamma$ -grain structure, B-distribution and hardenability of plates are schematically represented on the basis of experimental results.

**Key words :** direct-quenching ; high strength low alloy steel ; grain boundary ; segregation ; hardenability ; boron ; autoradiography.

## 1. 緒 言

近年, TMCP (Thermo-Mechanical Control Process) 鋼の発展は目覚ましく, 50 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼においては従来鋼に比べて著しく炭素当量 ( $C_{eq}$ ) を低減させ, 溶接性を改善した大入熱溶接用 TMCP 製高張力鋼が開発されている<sup>1)</sup>. さらに, 従来再加熱焼入れ-焼もどし処理 (RQ-T) によつて製造されていた 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼への TMCP 化, すなわち直接焼入れ-焼もどし処理 (DQ-T) の適用が精力的に行われている<sup>2)~4)</sup>.

RQ-T プロセスにおいてボロン (B) 添加を行つて高強度鋼の低  $C_{eq}$  化を図るとき, その焼入性を高めるためには, オーステナイト ( $\gamma$ ) 粒界に偏析した B の粒界エネルギー低減効果の利用がもつとも効果的である. また粒界 B の確保には Al, B 及び N の量的関係並びに再加熱条件が重要であること, これらは熱力学的平衡関係に基づくこと, などが報告されている<sup>5)</sup>. 一方, DQ-T プロセスにおける B による焼入性改善効果の機構は本質的には, RQ-T プロセスの場合と同様であるが, DQ 時の B の粒界偏析および  $\gamma$  粒の形状は, スラブ加熱温度, 圧

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 12 月 5 日受付 (Received Dec. 5, 1986)

\* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

\*<sup>2</sup> 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所水島研究部 工博 (Mizushima Research Dept., Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 川崎製鉄(株)エンジニアリング事業部研究開発センター 工博 (Research & Development Center, Engineering Division, Kawasaki Steel Corp.)

延条件, 焼入温度等の影響を直接受ける. Bの挙動は RQ-T プロセスでは平衡, 定常状態であつたものが, DQ-T プロセスで非平衡, 非定常状態となる点で, 大きく異なると考えられる. したがつて, DQ 過程における B の粒界偏析の状態を正確に把握するには, 圧延に伴う  $\gamma$  粒の形状変化と B の形態, 分布との関係について詳細な観察が必要である. しかし, 従来粒界 B に着目した研究報告はあるが<sup>6)7)</sup>, 粒界における B 及び B 系析出物の経時変化を  $\gamma$  粒の動的变化及び Al, N 等の化学組成との関連において系統的に観察し, 考察したものはない.

本研究では, DQ プロセスでの 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼の焼入性に及ぼす B の影響について主としてオートラジオグラフィの一種であるフィッシュン・トラック・エッチング法 (FTE 法) を用いて B の存在状態の経時変化を観察することによつて調べた.

とくに, 圧延終了後非平衡状態にある B 及び  $\gamma$  粒の状態それらに及ぼす圧延終了後焼入れまでの時間と Al 量及び N 量の影響などに力点を置いた.

## 2. 実験方法

0.11% C-0.25% Si-0.8% Mn-0.011% P-0.004% S-0.25% Cu-1.0% Ni-0.5% Cr-0.2% Mo-0.04% V-Al-B-N の組成をもつ 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級鋼において, Table 1 に示すように B 量を 3~10 ppm, Al 量を 0.001~0.063% 及び N 量を <7~67 ppm の範囲で変化させた 100 kg 鋼塊を真空誘導溶解炉を用いて溶製し, 実験材とした. B 量を 9 ppm として Al 及び N 量を変化させた SA, SB, SC 鋼と極低 B-極低 N の SH 鋼の 4 鋼種について Fig. 1 にその模式図を示すように DQ プロセスで圧延終了から焼入れまでの経過時間を変え, 焼入れ  $\gamma$  粒の形状と B 分布の関係及び焼入性を調べた. これらの焼入試片について光学顕微鏡観察を行うとともに, 赤外吸収スペクトル法を用いて BN の析出量, FTE 法を用いて B の分布状態を調べ, 圧延後の  $\gamma$  粒の変化と B の挙動

を対応させた. 鋼の焼入性を調べるための機械試験には直径 6 mm, 標点距離 25 mm の丸棒引張試験片を用いた.

上記 DQ 実験に加えて多パス圧延後 DQ した場合の Al 及び N 量の影響を調べるため Table 1 に成分を示した鋼塊を用いて 110 mm (厚さ)×110 mm (幅)×100 mm (長さ) のスラブを作製した. つづいて Fig. 2(a) に示すようにこれらのスラブを 1150°C に 1 h 加熱保持後, 250 t 実験用圧延機を用いて仕上温度を 950°C として板厚 15 mm まで 7 パスで圧延し, 950°C で 10 s 保持後 800 から 500°C 間を 10°C/s の平均冷却速度で焼入れし, DQ ままの鋼板とその後 630°C で 40 min の焼もどし処理を施した鋼板を作製した. また, Fig. 2(b) に示すように RQ 及び RQ-T 処理も行い DQ 処理材と RQ 処理材の機械的性質の差異を比較検討した.

Table 1. Contents of Al, B and N in steel plates (wt%).

Steel plate	Al	B	N
SA	0.063	0.0009	0.0023
SB	0.027	0.0009	0.0007
SC	0.027	0.0009	0.0037
SD	0.026	0.0010	0.0067
SE	0.001	0.0009	0.0025
SF	0.027	0.0006	0.0008
SG	0.026	0.0005	0.0025
SH	0.027	0.0003	<0.0007
SI	0.026	0.0010	0.0050

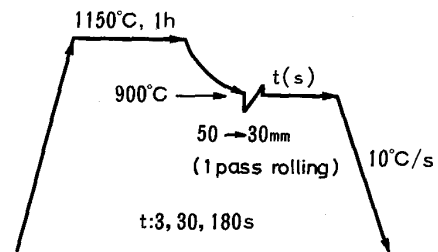


Fig. 1. DQ process to study effects of time after rolling until quenching on hardenability,  $\gamma$ -grain structure and B-distribution of plates.

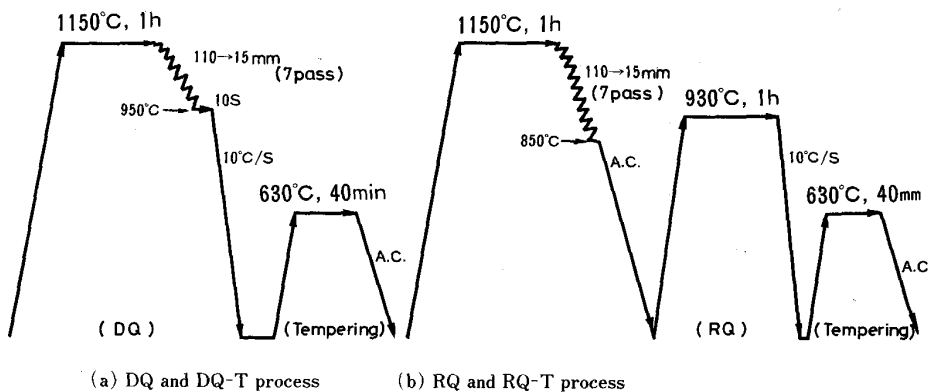
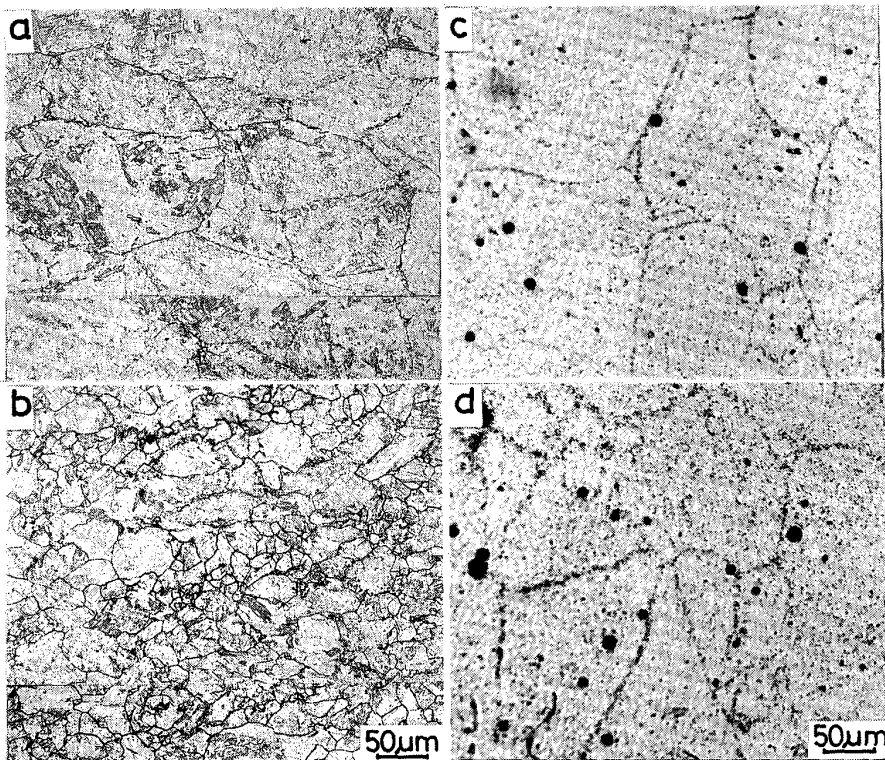


Fig. 2. DQ, DQ-T, RQ and RQ-T processes to study difference in mechanical properties of plates produced by them.



Left :  $\gamma$ -grain structure  
 Right : B-distribution  
 Upper : As reheated to 1150°C before rolling  
 Lower : 3 s holding at 900°C after rolling  
 Photo. 1. Non-recrystallized  $\gamma$ -grain structures and B segregations at prior coarse  $\gamma$ -grain boundary in plate SC.

### 3. 実験結果

#### 3.1 $\gamma$ 粒の高温変形にともなうBの形態と分布の変化

##### 3.1.1 圧延直後の $\gamma$ 粒の変形とBの粒界偏析

Fig. 1 のプロセスで作製した中 Al, 中 N 量の SC 鋼の  $\gamma$  粒組織を Photo. 1a 及び b に示す。1150°C 加熱により約 400  $\mu\text{m}$  に粗大化した  $\gamma$  粒組織は、1150°C 加熱後 900°C で変形を受けると 3 s 後には再結晶がかなり進み微細  $\gamma$  粒組織を示す。一方、これらの試料における BN の定量分析結果は 3 ppm 以下であり、ほとんどすべての B が固溶状態にあると考えられる。B 分布は Photo. 1c および d にみられるように圧延前には 1150°C 加熱時の粗大  $\gamma$  粒界に偏析しているが、900°C で変形を付与した場合には再結晶した  $\gamma$  粒組織と B 分布の間に対応がみられない。1150°C 加熱時に粗大  $\gamma$  粒界に偏析した B は 900°C での変形後、 $\gamma$  粒の再結晶途上で、粒界の変化に完全に追従できず、再結晶前の粒界に一時とり残されていることを示している。

##### 3.1.2 再結晶 $\gamma$ 粒界への B の偏析

SC 鋼を 1150°C で加熱後、900°C で変形した後同温度に 30 s 保持した場合、BN 量は変形後 3 s の場合と同様 3 ppm 以下である。この時の B の分布を Photo. 2 に示す。ここにみられる B の分布は Photo. 1b にみられる再結晶が完了したと推定される微細な  $\gamma$  粒組織と同様であり、再結晶  $\gamma$  粒界への B の再偏析を示している。

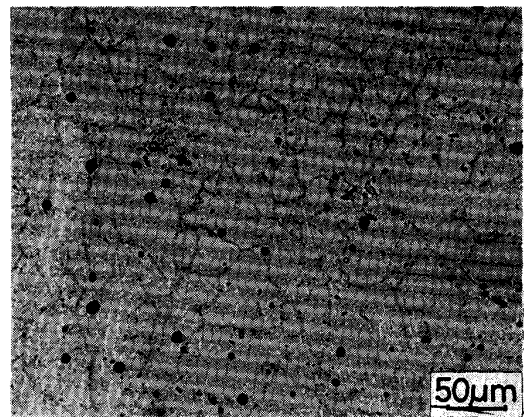


Photo. 2. Segregation of B at recrystallized  $\gamma$ -grain boundaries in plate SC held at 900°C for 30 s after rolling.

##### 3.1.3 粒状 B 析出物の増加と粒界 B の減少

SC 鋼を 900°C で変形後、同温度に 180 s 保持した場合 BN 量は 5 ppm に増加する。この時の B の分布を Photo. 3 に示す。B は再結晶  $\gamma$  粒界に偏析しているとともに  $\gamma$  粒内には BN と考えられる濃い黒の粒状 B 析出物が多数分布している。粒状 B 析出物は列状に分布している傾向があり、規則性がうかがえる。Photo. 2 と比較すると、900°C で変形後、同温度での保持時間が 30 s から 180 s に増加すると粒状 B 析出物が増加し、粒界偏析 B が減少することがわかる。すなわち、Photo. 3

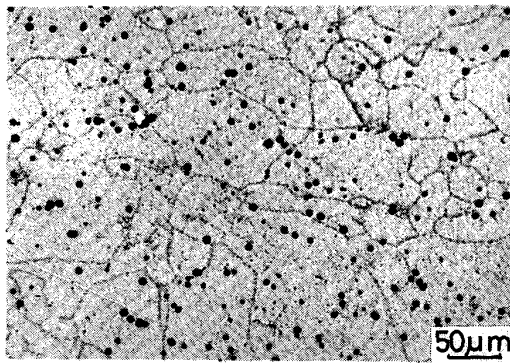
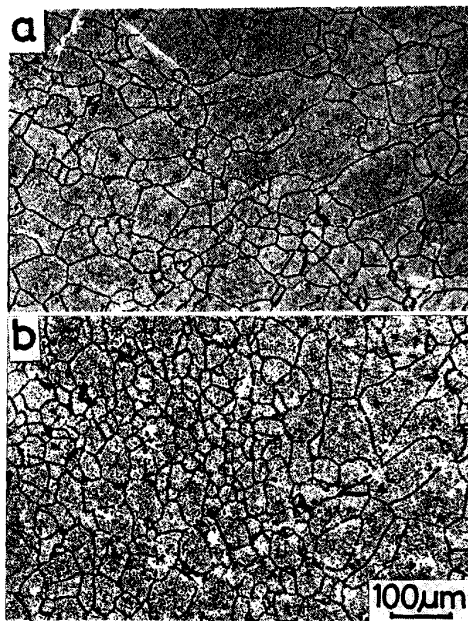


Photo. 3. B-compounds observed in plate SC held at 900°C for 180 s after rolling.



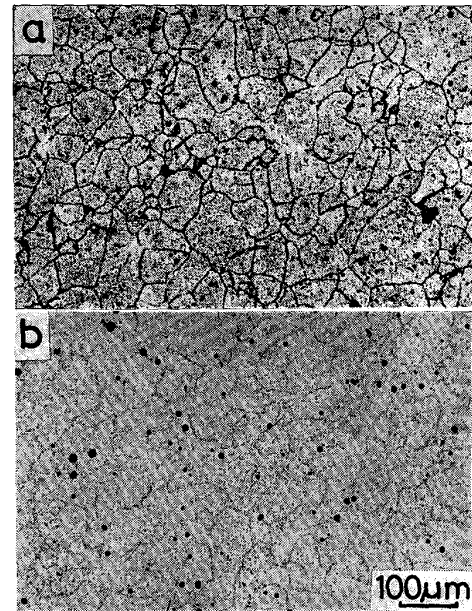
a : 30 s holding at 900°C after rolling  
b : 180 s holding at 900°C after rolling

Photo. 4. B segregation observed at recrystallized  $\gamma$ -grain boundaries in plate SB with ultra low N content.

において粒界Bを表す黒い曲線は粒状B化合物の析出が多いことと考え合わせて不連続かつ幅が狭くなる傾向がうかがえる。

#### 3.1.4 Bの形態・分布とN及びAl量

3.1.3で述べた現象は鋼中のNおよびAl量の影響を受けると考えられる。極低NのSB鋼では、Photo. 4に示すように900°C変形後の保持時間が30sの場合より180sの方がむしろ再結晶 $\gamma$ 粒界へのBの偏析が顕著に認められる。180s保持でも $\gamma$ 粒内のところどころに粒状B析出物が観察される程度である。この結果は、30s及び180sいずれの場合も化学分析によるBN析出量が3ppm以下となつていることと一致する。これは後



a : 30 s holding at 900°C after rolling  
b : 180 s holding at 900°C after rolling

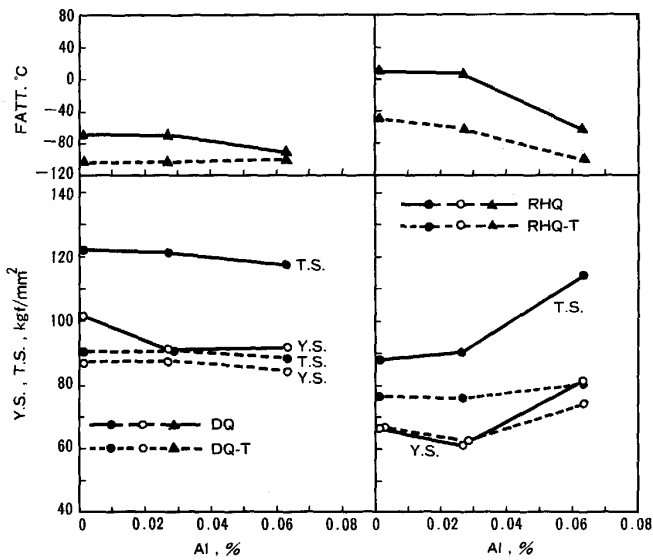
Photo. 5. B segregation observed at recrystallized  $\gamma$ -grain boundaries and B precipitates in plate SA with high Al content.

述するように極低NのためにBNの形成傾向が微弱であることに基づく。高Al中N量のSA鋼では、Photo. 5に示すように900°Cで変形後の保持時間が30sでBは再結晶 $\gamma$ 粒界に十分偏析し、180s経過すると粒内に粒状B析出物が多数存在しており、その結果として再結晶 $\gamma$ 粒界でのB濃度が低下している。

#### 3.2 DQプロセスにおける焼入性とB、Al及びN量の関係

Table 1に示すB=5~9ppm、N=23~25ppmのSA、SE及びSG鋼を用いてFig. 2のプロセスによるDQ材、RQ材の強度及び靱性に及ぼすAl量の影響を調べた。その結果をFig. 3に示す。ここで圧延後焼入れまでの経過時間は10sである。同図には焼もどし材の結果も合わせて示した。DQ材では、0.2%耐力(YS)、引張強さ(TS)及び50%脆性破面遷移温度(FATT)に及ぼすAl量の影響は広範囲のAl量においてほとんどみられず、いずれのAl量でも高強度・高靱性が得られる。他方、RQ材においては、Al量が0.026%まではDQ材に比べてYS及びTSは低く、また、FATTはきわめて高く、これらの値はAl量によつて変化しない。Al量がさらに増加して0.063%になると、YS、TSの急激な上昇とFATTの大きな改善がみられ、それらの値はいずれもDQ材の値に近づく点が注目される。

DQ-T材ではDQ材と同様に強度、靱性はAl量によ



(a) DQ and DQ-T process (b) RQ and RQ-T process

process

Time after rolling until quenching : 10 s

B : 5-9 ppm N : 23-25 ppm

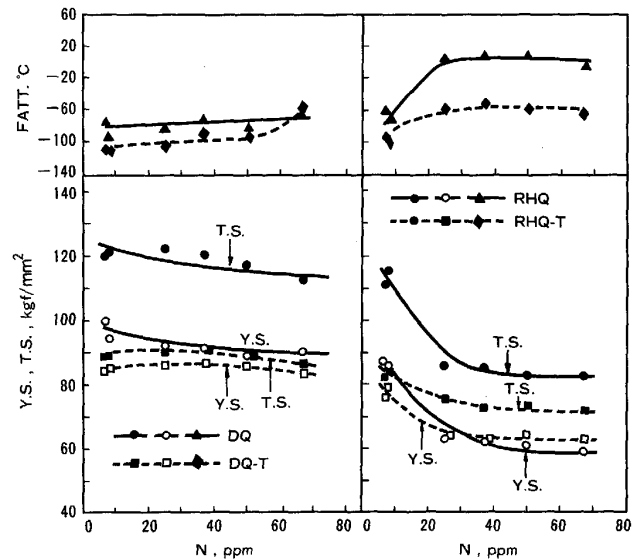
Fig. 3. Effect of Al content on mechanical properties of steel plates in DQ, DQ-T, RQ and RQ-T processes.

つてほとんど変化せず、いずれの Al 量でも焼もどしによる強度、とくに TS の大幅な減少と靱性のわずかな改善がみられる。RQ-T 材においても焼もどしによる TS の減少と靱性の向上がみられる。また、Al 量が 0.063% になると YS, TS の上昇と靱性向上が認められる。

次に DQ 及び RQ 材における N 量の影響を Al = 0.026~0.027%, B = 5~10 ppm の SB, SC, SD, SF, SG 及び SI 鋼を用いて調べた結果を Fig. 4 に示す。ここで圧延後焼入れまでの経過時間は 10 s である。図中には、焼もどし後の結果を合わせ示す。DQ 材においては、N 量の影響はほとんどみられず、いずれの N 量においても高強度・高靱性が得られる。これに対して、RQ 材においては、N 量が 25~67 ppm の範囲では YS, TS, FATT とも N 量の影響をほとんど受けず、DQ 材に比べて、YS, TS は低く、FATT は高い。しかし、N 量が 7 ppm まで減少すると、YS, TS の急激な上昇と FATT の改善が認められ、それらは DQ 材の値とほぼ同等となる。DQ-T 材の YS, TS に及ぼす N 量の影響は DQ 材同様ほとんどみられないが、TS の値は DQ 材に比べて大きく低下する。RQ-T 材においては、その程度は小さいが RQ 材と同様極低 N 化で強度上昇及び靱性向上がみられる。

### 3.3 圧延後 DQ までの経過時間と焼入性並びに B の分布

Table 1 の SA, SB 及び SC 鋼の 3 鋼種を用い Fig. 1 のプロセスにおいて圧延後、3 s, 30 s 及び 180 s 経過



(a) DQ and DQ-T process (b) RQ and RQ-T process

Time after rolling until quenching : 10 s

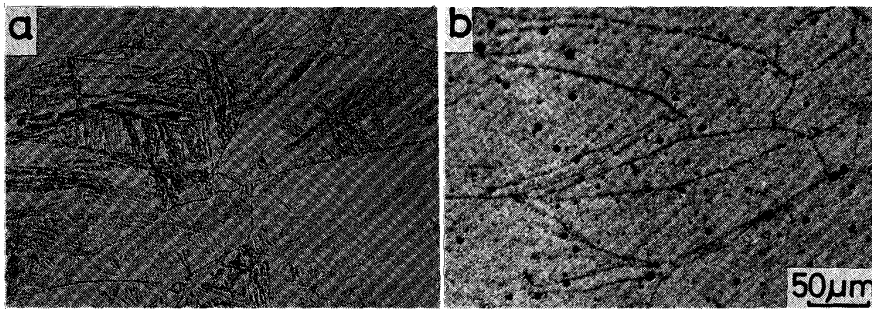
Al : 0.026-0.027% B : 5-10 ppm

Fig. 4. Effect of N content on mechanical properties of steel plates in DQ, RQ and RQ-T processes.

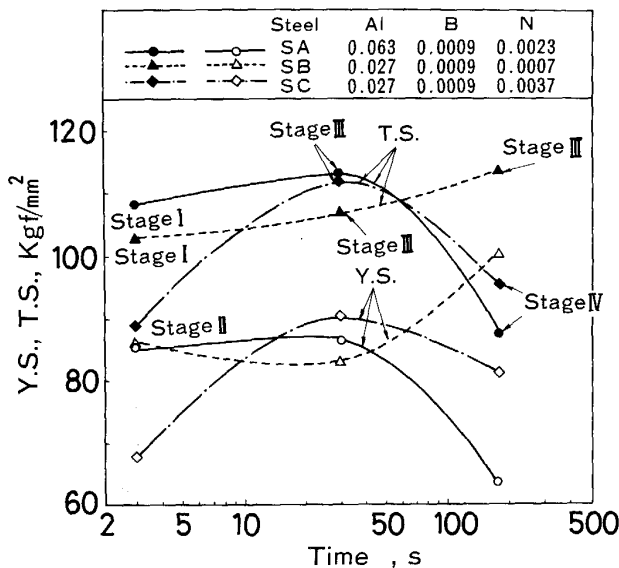
させた後焼入れ処理を施し、鋼板の強度変化を調べた結果を Fig. 5 に示す。YS, TS は鋼種によって異なり、圧延終了から焼入れまでの時間が焼入性に著しい影響を及ぼすことを示している。

#### 3.3.1 圧延直後の焼入性と B の分布

圧延直後に DQ した場合の YS, TS は高 Al の SA 鋼及び極低 N の SB 鋼で高く、N 量がやや高く Al が通常レベルの SC 鋼では低い値となつている。加熱後圧延を行うことなく水冷処理を施した試料、及び圧延直後に DQ 処理を施した上記 3 鋼種について光学顕微鏡と FTE 法を用いて  $\gamma$  粒組織と B の分布の観察を行った。一例を SC 鋼について Photo. 1c に示すように圧延前ではいずれの鋼においても B が圧延前の粗大  $\gamma$  粒界に偏析している。一方、圧延後 3 s 経過後の DQ 材では鋼種によつて  $\gamma$  粒組織及び B の分布は異なる。SA 及び SB 鋼では再結晶は開始せず、変形のままの伸延粒組織である。一例を SA 鋼について Photo. 6a に示す。低 Al, 高 N の SC 鋼では Photo. 1b にみられるようにすでに再結晶が開始しており、新しい  $\gamma$  粒組織になつている。B は SA 及び SB 鋼では変形  $\gamma$  粒界に偏析している (一例を SA 鋼について Photo. 6b に示す) が、SC 鋼では再結晶  $\gamma$  粒界に偏析することなく再結晶前の粗大  $\gamma$  粒界に相当する位置に偏析したままである (Photo. 1d)。このように、圧延後短時間内に焼入れた場合に再結晶が進行せず変形したままの  $\gamma$  粒界に B が存在する SA 及び SB 鋼では高い焼入性を示す。これに対して再結晶が開



a :  $\gamma$ -grain structure b : B distribution  
 Photo. 6. B segregation at deformed coarse  $\gamma$ -grain boundaries in plate SA held at 900°C for 3 s.



Stage I-IV : Refer to Fig. 6

Fig. 5. Effect of time after rolling to quenching on hardenability of steel plates.

始しているにもかかわらず再結晶前の $\gamma$ 粒界と考えられる位置にBが存在するSC鋼では低い焼入性を示している。

3.3.2 圧延後長時間経過後の焼入性とBの分布

圧延後3sでDQした場合には、前節で示したように鋼種による強度変化がみられたが、圧延後30s保持後DQの場合にはいずれの鋼種においてもその焼入性は高まり、TSは高く、鋼種によらずほぼ等しい値を示す。この場合、いずれの鋼においても $\gamma$ 粒の再結晶が終了し新しい粒界へのBの偏析が明瞭にみられる。その例をSA鋼、SB鋼及びSC鋼についてそれぞれPhoto. 5a, 4a及び2に示す。

さらに圧延後の保持時間が180sの場合には、7ppm NのSB鋼では高強度が保持されるのに対して23及び37ppm N量のSA及びSC鋼では著しい強度低下が生ずる。高い強度を示すSB鋼では圧延後DQまで長時間保持した場合にも再結晶 $\gamma$ 粒界でのBの濃化が認められる。その一例をPhoto. 4bに示す。一方、TSの低い

SA及びSC鋼では再結晶粒内に粒状のB析出物が分布し、再結晶粒界のB濃度が低下している。その例をPhoto. 5b及び3に示す。このB析出物はBNであると推察される。このように変形後再結晶と粒成長が進行しても再結晶粒界にBの再偏析が起これば鋼の焼入性は回復する。しかし、BがBNとして粒内に析出し、粒界へのBの偏析が不十分になると焼入性は低減する。

4. 考 察

4.1 Al及びN量とBの形態・分布

Fig. 4に示すようにRQ材においてN量をきわめて低くすると強度、靱性とも向上し、それらの値はDQ材に近づく。同様の傾向がFig. 3に示す高Al含有鋼においてもみられる。一方、DQ材の強度、靱性はAl及びN量によつてほとんど変化していない。これらの現象は、(1)RQ材において極低N化並びに高Al化がB析出物の生成を抑制しBを $\gamma$ 粒界に十分偏析しうる、(2)DQ材においてはAl及びN量に無関係に $\gamma$ 粒界に偏析するBを確保できる、と考えることにより説明できる。しかし、DQ材におけるAl及びN量との関係は圧延後焼入れまでの経過時間によつて変化し、これは $\gamma$ 粒の形状とBの形態・分布との関係の変化に起因するものであり、この点に関して次項で考察する。

4.2 圧延後焼入開始までの $\gamma$ 粒組織及びBの分布の変化と焼入性

圧延後焼入れまでの時間経過に伴う $\gamma$ 粒組織、Bの存在状態及び分布の動的変化と焼入性の変化は模式的に示すとFig. 6のように4段階(ステージI~IV)に分けることができる。すなわち、ステージIは圧延直後の状態であり熱間変形を受けて伸長した変形 $\gamma$ 粒界及び焼鈍及晶境界にBが偏析した状態で焼入性は高い。ステージIIは短時間経過後の状態で、 $\gamma$ 粒は再結晶の途上である。新しく形成された粒界にBがまだ偏析していない状態で $\gamma$ 粒界エネルギーは高く焼入性はステージIに比べて低い。ステージIIIはさらに時間が経過した段階であり再結晶は完了し、Bの再分布が起これば再結晶 $\gamma$ 粒界にBが再



偏析した状態で焼入性は最も高い。ステージⅠとⅢの焼入性の差は FTE 法による B 分布からは説明できない。

ステージⅣは長時間経過した段階で、粒内に B 析出物が析出する一方、再結晶粒界に存在した B が凝集して析出物を形成するため偏析 B 量は減少し、焼入性は再び低下する。これら 4 段階の状態に到達する速度は Al, N 及び B 量に依存して異なるが、これらの状態変化が圧延直後から焼入開始までの過程で進行する。例えば、圧延後 3 s の SA 及び SB 鋼の  $\gamma$  粒組織及び B 分布はステージⅠの状態である (Photo. 6 参照) のに対し、SC 鋼では  $\gamma$  粒組織には部分的に再結晶がみられ、ステージⅡの状態にある (Photo. 1b 参照)。この SC 鋼の Al, B 及び N 量を考慮すると、圧延終了後における固溶 B 量は他に比べて少なくこれが SC 鋼の再結晶を促進させたといえる。換言すれば、固溶 B は再結晶を遅滞させ、こ

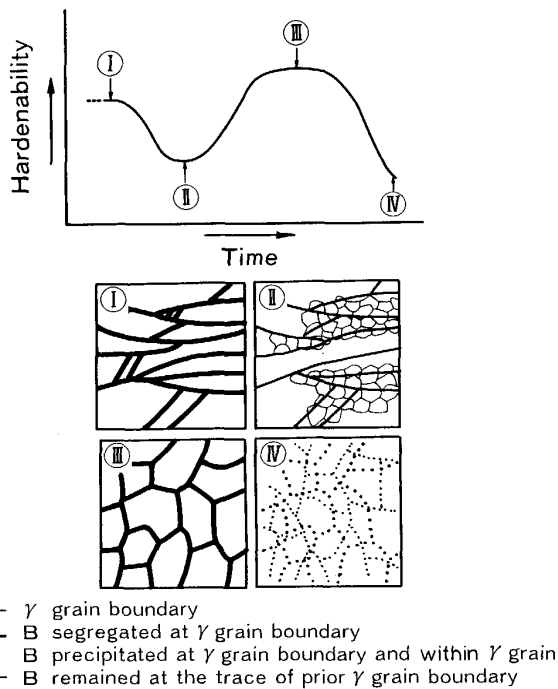


Fig. 6. Schematic representations of four different patterns showing relationship between  $\gamma$ -grain structures, B distributions and hardenability of plates.

れに起因して上記鋼種間でステージの差が生じることがわかる。

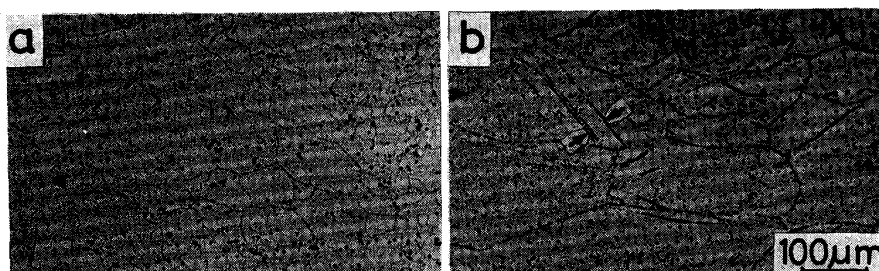
なお Fig. 6 に示す段階を各鋼の経過時間に当てはめて Fig. 5 に示した。

#### 4.3 B 析出物の形成と焼入性

前述の B の存在状態に関するステージⅠからⅣまでの変化のうちで、ステージⅠ、ⅡとステージⅢ、Ⅳは本質的に異なる。ステージⅠ、Ⅱでは圧延後に変形  $\gamma$  粒界に偏析した B が変形後もそのまま保持された状態である。ただし、本研究において観察されたステージⅡの実例は SC 鋼についてのみであり、この時の B 分布は、圧延前の粗大  $\gamma$  粒界に偏析した状態が保持されている可能性も示唆された。これに対してステージⅢ、Ⅳでは再結晶した  $\gamma$  粒界への B の新たな分布と B 析出物の形成がある。すなわち、再結晶粒界の生成とこれに対する B の再分布という粒界と B の動的な反応によつて粒界の安定性が異なることが示唆されている。

SC 鋼を用いて B 析出物が生成するステージⅣ (180 s 保持) の B 及び B 析出物の分布状態を Photo. 3 に示した。粒状の B 析出物は大きく成長し分散分布するものと再結晶  $\gamma$  粒界と推測された特定位置に微細の点列状に分布するものがあることがわかる。この観察結果をより明確にするために SC 鋼より試験片を採取し、加工フォーマスタを用いて圧延終了後焼入れまでの保持温度が B 及び B 析出物の存在状態に及ぼす影響を調べた。すなわち、試験片を 1150°C に 10 min 加熱保持後、900°C 及び 800°C で 33% 変形したのちその温度に 60 s 保持し、焼入処理を行った。これらの試験片の B 析出物の存在状態を FTE 法で観察した結果を Photo. 7 に示す。保持温度 900°C の場合、粒状の B 析出物の分布は一部列状に並んでいる部分がありわずかに規則性がみられる。一方、保持温度 800°C の場合、B 析出物は  $\gamma$  粒界及び焼鈍双晶境界に多数析出し、B 析出物の分布に規則性が明瞭に現れている。これらの現象は B 析出物の生成が B 及び N が高濃度に偏析した  $\gamma$  粒界や双晶境界で優先的に生じることを示すものである。

上述の実験結果に基づいて  $\gamma$  粒界が成長・移動する場合



a : 60 s holding at 900°C after deformation  
b : 60 s holding at 800°C after deformation

Photo. 7. Formation of B-compounds at B-concentrated  $\gamma$ -grain boundaries and deformation bands in plate SC.

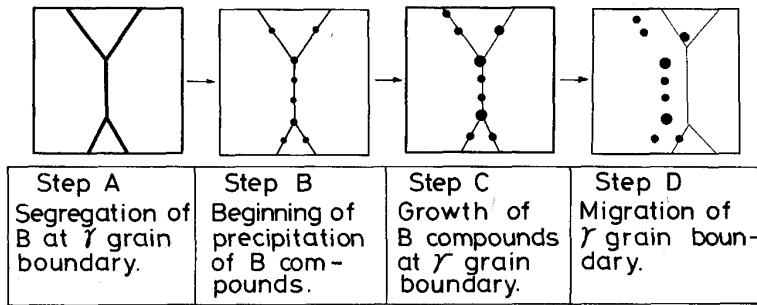


Fig. 7. Schematic representations of four steps showing formation of B-compounds at  $\gamma$ -grain boundaries.

のB析出物の生成過程をモデル化して図式的に示したのが Fig. 7 である。その過程は次に示すステップ A~D の4段階に分けることができる。ステップAは再結晶 $\gamma$ 粒界に固溶Bと固溶Nが独立に偏析<sup>8)</sup>した状態であり、これは Fig. 6 のステージⅢに相当する。ステップBは、 $\gamma$ 粒界に固溶B, Nの偏析が十分起り、両者が結合して、BNとみられる粒状析出物が生成しはじめる段階である。析出の初期は結晶粒界の3重点が特に優先析出サイトとなる。ステップCは $\gamma$ 粒界で生成したB析出物の成長が生じる段階である。ステップDでは $\gamma$ 粒界が移動してその結果B析出物が $\gamma$ 粒内にとり残された状態である。すなわち、固溶B及びB析出物の存在により粒界はピン止めされるが熱振動により $\gamma$ 粒界の移動、すなわち粒成長が起こり、B及びB析出物は粒界からはずれ粒内にとり残される。圧延終了から焼入れまでの間にステップBからステップDの過程がくり返され、その結果 $\gamma$ 粒内にB析出物が増加し、粒界の偏析B量が減少すると考えられる。これが Fig. 6 のステージⅣに相当する。

鋼板の焼入性向上には $\gamma$ 粒界への固溶Bの偏析がきわめて重要である。圧延後長時間保持の場合にも粒界偏析Bを十分確保するためには、上述のB析出物の生成を抑制する必要がある、それには極低N化が効果的である。

#### 4. 結 論

80 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼の直接焼入れ (DQ) 過程における焼入性について、Al, B 及びN量を変化させた鋼を用い、DQ 時の圧延後焼入れまでの時間に注目し、一連の実験を行った。また、FTE 法を用いて圧延中から焼入れ後までのBの形態及び分布を観察した。得られた結論は以下のとおりである。

1) B含有鋼を直接焼入れプロセスで製造するとき、圧延後から焼入れまでの経過時間が焼入性に大きく影響を与える。この経過時間と焼入性の関係は鋼中のAl量とN量に大きく支配される。

2) 圧延後の経過時間と焼入性の関係は、圧延 $\gamma$ 粒の再結晶化過程中のBの形態分布を四つのステージでモデ

ル化することにより説明される。

3) DQ プロセスにおいて粒界偏析Bを十分確保し、焼入性を向上させるには極低N化が有効である。

4) 3) の結果は、圧延後の経過時間を 30 s から 180 s に延長させた場合、高 Al 化は粒状B析出物の形成を完全に抑制することができず再結晶 $\gamma$ 粒界のBの偏析を希釈するのに対し、極低N化は粒状B析出物の生成を抑制して再結晶粒界へのBの偏析をますます顕著にさせることによる。

5) 圧延後、変形 $\gamma$ 粒界ばかりか、焼鈍双晶境界にもBの偏析が起こる。

6) 変形 $\gamma$ 粒界に偏析した固溶Bは再結晶を遅滞させる。

7)  $\gamma$ 粒の再結晶が進行した場合、Bは初期には再結晶前の粗大 $\gamma$ 粒界に偏析したままであるが、しだいに再結晶 $\gamma$ 粒界へ再偏析するようになる。

8) 焼入性はBが再結晶前においては変形 $\gamma$ 粒界に、再結晶開始後においては、再結晶粒界に十分偏析した状態で最も大きい。

9) 再結晶 $\gamma$ 粒界へのBの偏析が十分に起り、さらに長時間保持すると、粒状B析出物が多数形成し、再結晶 $\gamma$ 粒界上のBはしだいに希釈される。これに伴い焼入性は低下する。

#### 文 献

- 1) 志賀千晃: 新しい製造法による鋼材 (TMCP 鋼) の溶接構造物への適用に関するシンポジウム (日本造船学会編) (1983年11月), p. 117
- 2) 小松原望, 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 975
- 3) 田川寿俊, 山崎喜崇, 市之瀬弘之, 岩崎宜博, 武重堅次, 田中淳一, 渡辺 之: 鉄と鋼, **67** (1981), S1337
- 4) 中西睦夫, 渡辺征一, 有持和茂, 小松原望: 溶接学会全国大会概要, (1982) 31, p. 172
- 5) 土生隆一, 宮田政裕, 関野昌蔵, 合田 進: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 1470
- 6) 渡辺征一, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1842
- 7) 千々岩力雄, 今草倍正名, 山田直臣: 鉄と鋼, **71** (1985), S587
- 8) 渡辺征一, 日本金属学会会報, **19** (1980), p. 808