

討28 直接焼入れ時の焼入性におよぼす圧延組織とBの粒界偏析の影響

川崎製鉄㈱鉄鋼研究所 ○小関智也，寺嶋久栄
志賀千晃

1. 緒言

一般に高張力鋼板には焼入性向上の目的でBを添加することが多い。このB添加高張力鋼板を直接焼入れプロセス(DQ)で製造する場合、圧延終了から焼入れまでの時間によってBの分布状態及び γ 粒の形状が動的に変化し、それに伴って鋼の焼入性は著しく変化する¹⁾。ここでは熱間加工後焼入れまでの過程における γ 粒の再結晶挙動と粒界へのBの偏析状態の変化に着目し、上述の焼入性の変化を説明しうる基本モデルを提案する。さらに、鋼の化学組成(特に、N及びTi)、熱間加工温度、焼入れ冷却速度等による焼入性の変化を本基本モデルに基づいて考察する。

2. 実験方法

Table 1に示すほぼ同一の化学組成でN量を変化させた2種類の100kg鋼塊(SA鋼及びSB鋼)を真空溶製し、厚さ50mm×幅50mm×長さ150mmのスラブを作成した。

本スラブを1150℃に1hr保持後、900℃で厚さ30mmに1パスで圧延し、同温度に一定時間保持してから10℃/sの冷却速度で焼入れた。焼入れまでの保持時間は3、30及び180sとした。焼入れままの状態での引張試験、光学顕微鏡による γ 粒観察、FTE法及びIMMAによるB分布観察、赤外線吸収スペクトル法でのB析出物の定量を行った。なお、この場合の鋼の焼入性は焼入れままの鋼の引張強度で評価した。また、加工フォーマスタを用いて γ 粒の再結晶挙動におよぼす熱間加工温度、保持時間及び化学組成の影響を調べた。さらにSC鋼を用いて加工CCT図を作成して鋼の変態挙動におよぼす加工温度及び保持時間の影響について検討した。

3. 実験結果

焼入れまでの保持時間による引張特性の変化をFig. 1に示す。SA鋼においては、そのT.S.は保持時間が30sの時に最も高い。これに対し、7ppmNのSB鋼のT.S.は3s保持でも103kgf/mm²と高く、保持時間の増加で若干上昇する。

3s保持後焼入れた鋼の γ 粒形状とB分布をPhoto. 1に示す。SA鋼ではBは再結晶前の γ 粒界と推定される位置に存在しており、再結晶途上の新生 γ 粒界には偏析していない。一方、SB鋼の γ 粒は変形した状態であり、Bはその変形 γ 粒界に偏析している。

30s保持後焼入れたSB鋼の γ 粒形状とB分布

Table 1 Chemical compositions of steels used (wt %)

Steel	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	B	N	Ceq*
SA	0.11	0.26	0.80	0.25	1.01	0.50	0.20	0.039	0.027	0.0009	0.0037	0.43
SB	0.12	0.26	0.81	0.25	1.01	0.50	0.20	0.039	0.027	0.0009	0.0007	0.44
SC	0.12	0.12	0.82	0.24	0.49	0.51	0.41	0.040	0.057	0.0010	0.0030	0.48

*Ceq. = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 (wt %)

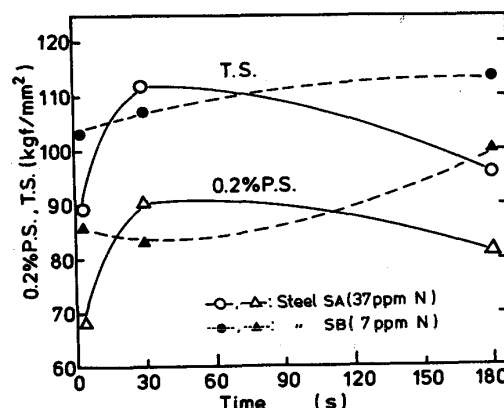


Fig. 1 Effect of holding time after finish-rolling to quenching on tensile properties of steel plate.

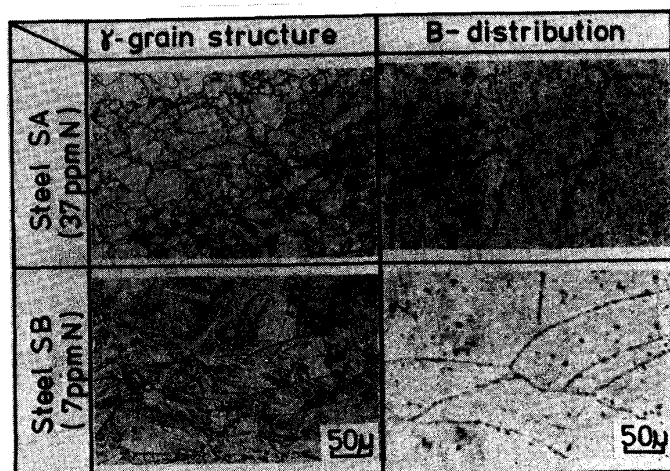


Photo. 1 γ -grain structure and B-distribution of steel SA and SB. (Holding time : 3 s)

及び 180 s 保持した場合の両鋼の B 分布をそれぞれ Photo.2 及び Photo.3 に示す。Photo.2 でみられるように 30 s 保持で再結晶がほぼ終了し、B が新生 γ 粒界に再偏析していることがわかる。同様の状態が SA 鋼においても認められた。また、保持時間が 180 s と長い場合、37 ppm N の SA 鋼では B 析出物と考えられる黒点の著しい増加がみられる。

30 s 及び 180 s 保持鋼の IMMA 観察結果は Photo.4 に示す如くで、FTE 法による B イメージと良く対応する。SA 鋼では 30 s 保持ですでに B 析出物が存在し、180 s 保持で著しく増加する。これに対し、SB 鋼では保持時間にかかわらず B 析出物のイオン像は認められない。つぎに、AIN 及び BN の分析結果を Table 2 に示す。保持時間の増加に伴い SA 鋼では BN の析出量は増すが、SB 鋼では BN は検出されず、上述の Photo.2 ~ 4 の観察結果を支持する結果となっている。また、本実験範囲ではいずれの鋼においても AIN は析出してない。

以上の検討結果から、圧延終了から焼入れまでの保持時間によって γ 粒の形状と B の存在分布状態は Fig.2 に模式図的に示すような 4 Stage からなる変化を示し、それに伴って鋼板の焼入性が変化すると考えられる。

すなわち、Stage I は圧延終了直後の伸長した変形 γ 粒界及び変形帯に焼入性を高めうる量の固溶 B が偏析している状態である。Stage II は再結晶途上の状態で、新生の微細 γ 粒界に固溶 B が十分偏析しておらず焼入性は Stage I に比べて低い。Stage III は再結晶が

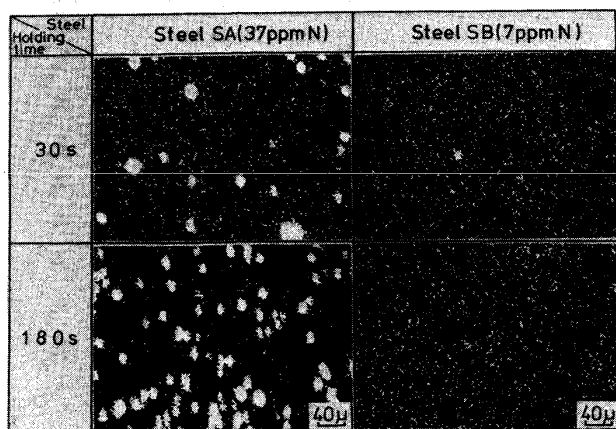


Photo. 4 B-distribution in steel SA and SB observed by IMMA.

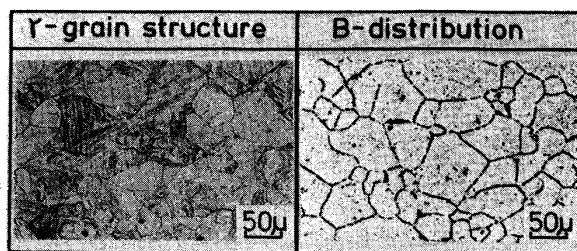


Photo. 2 γ -grain structure and B-distribution of steel SB. (Holding time : 30 s)

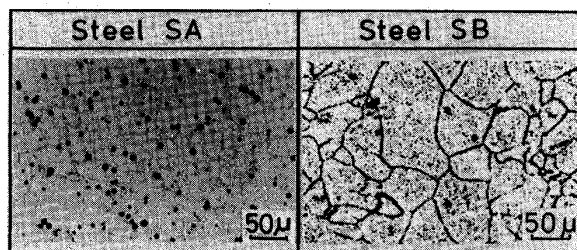


Photo. 3 Observation results of B-distribution in steel SA and SB. (Holding time : 180 s)

Table 2 Analysis results of AIN and BN. (wt %)

Steel	Precipitate	Time to quench after rolling		
		3 s	30 s	180 s
SA (37ppmN)	N/AIN	<0.0004	<0.0004	<0.0004
	BN	<0.0001	0.0002	0.0005
SB (7ppmN)	N/AIN	<0.0004	<0.0004	<0.0004
	BN	<0.0001	<0.0001	<0.0001

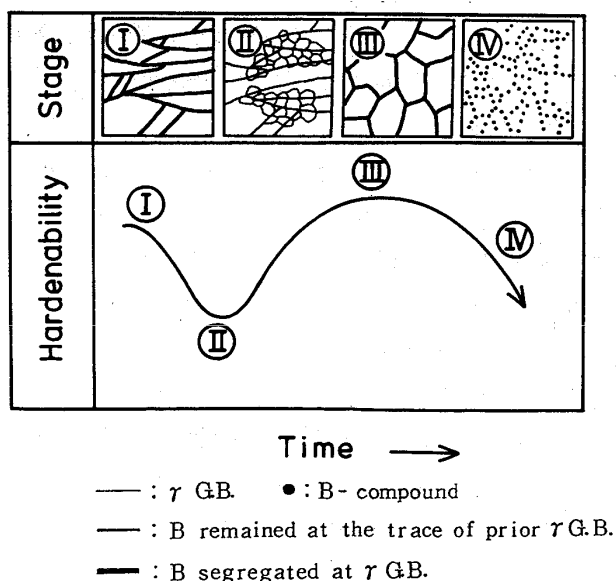


Fig. 2 Schematic representations of γ -grain structure, B-distribution and hardenability of steel during the holding time after finish-rolling.

完了して γ 粒界に固溶Bが十分偏析した状態であり、焼入性は最も高い。StageⅣは長時間保持により、B析出物が生成して γ 粒界での固溶B量が減少した状態であり、焼入性は再び低下する。なお、StageⅢからⅣに移行する過程で、Fig.3に示すようなB析出物の生成及び粒界移動が生じ、その結果、粒内や粒界にB析出物が存在するようになると考えられる。

上述のⅠ～Ⅳの各StageをFig.1に示した鋼のT.S.変化に対応させると、Fig.4の如くなる。この図から7ppmの低N鋼ではStageⅠ及びStageⅡの出現が遅延すると推察される。

そこで、両鋼の再結晶挙動をより詳細に把握するため加工フォーマスタを用いて保持時間による再結晶挙動の変化を調査した。光学顕微鏡写真による再結晶挙動の判定結果をFig.5に示す。

7ppmNのSB鋼では、再結晶の開始がSA鋼に比べて遅延しており、例えば、加工温度が900℃の場合、約20s遅延する。

つぎに、同一Ceq. (0.52%)のTi無添加及び0.01% Ti含有鋼を用いて再結晶挙動の変化を調査した。その結果がFig.6であり、加工温度が950℃の場合、Ti添加による再結晶の遅延が認められる。これはTiによるNの固定によって、低N化と同一の作用が働いたためと考えられる。すなわち、低N鋼及びTi添加鋼での再結晶の遅延は、BN析出の抑制によって固溶Bの確保が容易となり、その結果、粒界へのBの偏析が十分に確保されることに起因すると考えられる。再結晶が主に粒界を舞台として生ずることや固溶Bが粒界に偏析しやすいことを勘案すると、Bの焼入性向上効果の要因と考えられる粒界エネルギーの低下が再結晶の開始をも遅延させると考えられる。

さらに、前述のモデルにおける各Stageの変態挙動を調査するために、加工温度と保持時間を変えて加工CCT図を作成した。

供試鋼としてはStageⅢを現出させるべく、再加熱焼入れ時に再結晶粒界に固溶Bが十分偏析しうるAl-B-Nの量的関係にある組成のSC鋼(Table 1)を用いた。

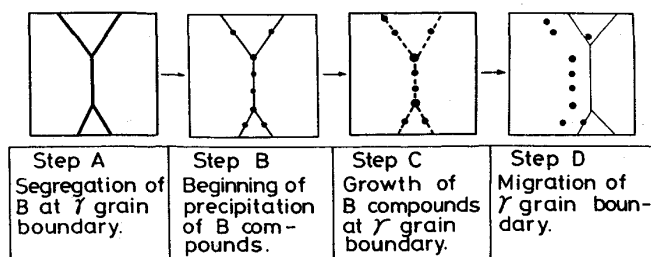


Fig. 3 Schematic representations of four steps showing formation of B-compounds.

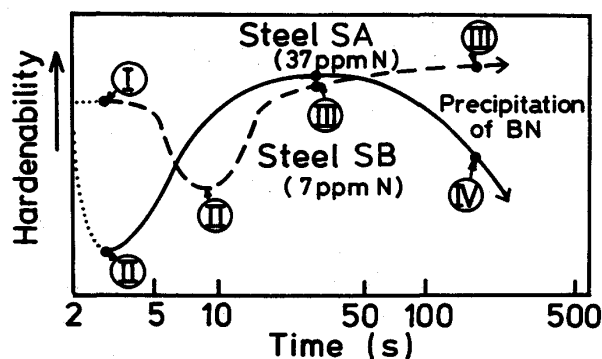


Fig. 4 Effect of N on change in hardenability depending on holding time.

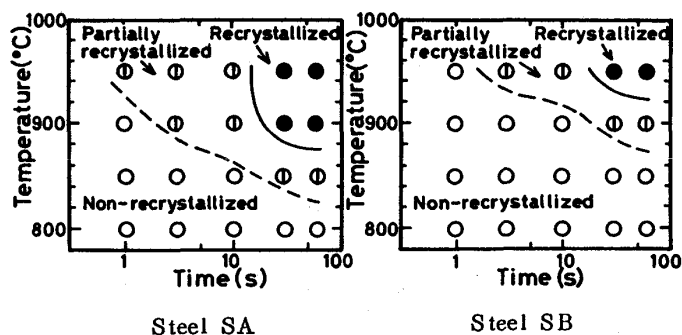


Fig. 5 Relationships between γ -recrystallization, deforming temperature and holding time to quenching after deforming.

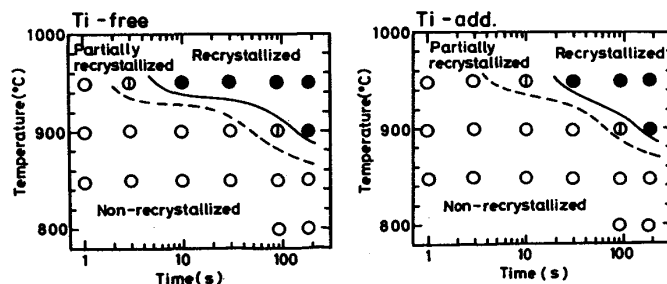


Fig. 6 Effect of Ti-addition on γ -recrystallization. (Ceq. = 0.52%, 0.0011% B-0.0033% N)

得られた加工CCT図，熱処理CCT図及びそれらの r 粒の形状をFig.7に示す。 r 化温度を 930°C とした再加熱焼入れ試料の焼入性は高く、その r 粒も再結晶しており、StageⅢの状態にあることがわかる。また、加工温度が 930°C で保持時間が 0 s の試料も再加熱焼入れ試料と同様の再結晶 r 粒となり、焼入性の高いStageⅢの状態にある。保持時間が長くなるとFig.7(c)で示すようにZwノーズが短時間側に移行してStageⅣの状態となる。本加工温度では 0 s 保持ですでにStageⅢとなっており、StageⅠ、Ⅱの現出が困難なためつぎに加工温度を 850°C に低下させて両Stageの現出を試みた。

StageⅠは、加工温度が 850°C で保持時間が 0 s の時に現出し、この時のZwノーズの位置はStageⅢ(Fig.7(a)(b))とほぼ等しく焼入性の高いことがわかる。また、保持時間を 180 s とした試料は再結晶途上のStageⅡの状態にあり、CCT図中のZwノーズは短時間側に移行する。

以上から、変態挙動の変化も、基本モデルの概念に基づいて説明しうることが可能と考えられた。ただし、冷却速度の速い場合には、いずれのStageから焼入れても鋼はM主体組織となってその焼入性はほとんど変化せず、また、冷却速度が遅い場合にはB主体や $\alpha + \text{P}$ 主体組織となるため、本基本モデルで示したような顕著な焼入性の変化が認められにくくなると考えられる。

4. 結 言

DQ型B添加高張力鋼の圧延終了から焼入れまでの過程における焼入性の変化について、特に、再結晶挙動と粒界へのBの偏析状態に着目し、種々検討を行った。その結果は以下のとおりである。

- (1) 圧延終了から焼入れまでの保持時間によって、 r 粒界の形状とBの存在，分布状態が変化し、それに伴って鋼板の焼入性は複雑に変化する。
- (2) 上述の焼入性の変化を説明しうる基本モデルを提案した。
- (3) 保持時間による焼入性の変化が加工CCT図的にも確認された。ただし、焼入れ冷却速度によってその変化の度合いは異なると考えられる。
- (4) 粒界に偏析する固溶B量の増加は再結晶を遅延させる可能性をもつ。

参考文献 1) 例えば、今中 他：鉄と鋼，Vol.70(1984)S684

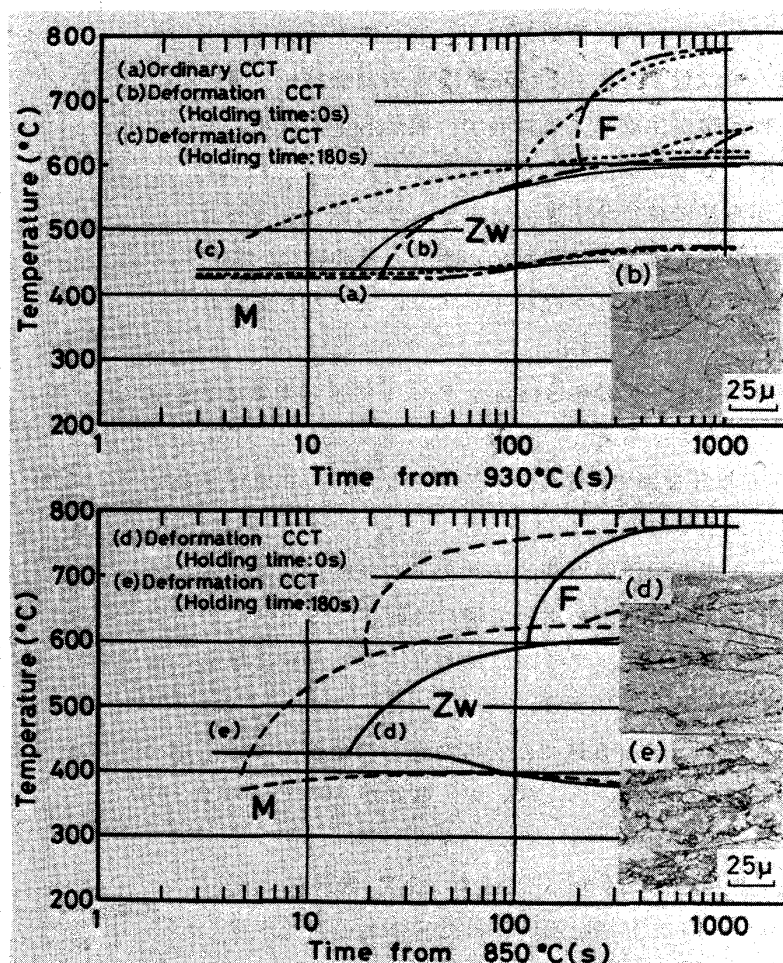


Fig. 7 Deformation CCT diagrams.

(Austenitized temp.: 1150°C ; Deformed temp.: $930, 850^{\circ}\text{C}$; Reduction: 67%)