

(601)

直接焼入れ過程における鋼の焼入性に及ぼすボロンの影響

川崎製鉄㈱ 鉄鋼研究所 ○小関 智也, 今中 誠

工博 寺嶋久栄, 工博 志賀千晃

1. 緒言 80 kgf/mm² 級高張力鋼を直接焼入れ (DQ) する場合に、圧延終了後焼入れまでの過程で r 粒および B の分布状態が動的に変化し、それに伴って鋼の焼入性が変化することをすでに報告した¹⁾。ここでは、DQ 過程での r の再結晶挙動を B の分布状態と関連づけ、鋼の焼入性の変化を説明しうる基本モデルを提案するとともに、本モデルに影響を与える諸因子についての検討結果もあわせて報告する。

2. 実験方法 Table.1 に示す N 量を変化させた 2 種類の 100 kg 鋼塊を真空溶製し、50 mm t × 50 mm w × 150 mm l の小型試験片を作成した。本試験片を 1150 °C に 1 hr 保持後、900 °C で 30 mm t に 1 パス圧延し、一定時間保持してから 10 °C/s の冷却速度で焼入れ

Table.1 Chemical compositions of steels (wt %)

Steel	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	B	N
A	0.11	0.26	0.80	0.25	1.01	0.50	0.20	0.039	0.027	0.0009	0.0037
B	0.12										0.0007

た。焼入れまでの保持時間は 3, 30 および 180 s 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 r 粒観察、FTE 法による B 分布観察、さらに、赤外線吸収スペクトル法での B 析出物の量および加工フォーマスタでの r 粒再結晶挙動を調べた。また、スラブ加熱温度、圧延仕上げ温度、焼入れ冷却速度や鋼の組成が本モデルに与える影響についても検討した

3. 実験結果 本実験結果と既報告の結果に基づいて、圧延後焼入れまでの時間経過に伴う r 粒、B の存在状態および分布の動的変化と焼入性の変化は Fig.1 (a) に示すように模式的に表わされる。

すなわち、Stage I は圧延直後の伸長した変形 r 粒界および変形帯に B が偏析した状態であり、焼入性は高い。Stage II は再結晶途中であり、新しく形成された粒界に 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、再結晶が完了した状態であり、再結晶 r 粒界に B が十分再偏析し、焼入性は最も高い。Stage IV は長時間経過した状態であり、粒内に B 析出物が析出して r 粒界の固溶 B 量が減じ焼入性は再び低下する。

上述の時間経過に伴う r 粒、B 分布や焼入性の変化は Fig.1 (b) に示すように N 量によって影響を受ける。Fig. 2 は加工フォーマスタで r 粒の再結晶挙動を調べた結果であり、ここでも N 量の低減による再結晶の遅延が認められる。これは N 量の低減を介しての固溶 B 量の増加によると推察される。

4. 結言 DQ 型 B 添加高張力鋼の圧延後焼入れまでの過程における焼入性の変化について、基本モデルを提案した。また、粒界上に偏析する固溶 B 量の増加は、再結晶を遅延させることが示唆された。

5. 参考文献 1) たとえば、今中他：鉄と鋼，Vol. 70 (1984) S634

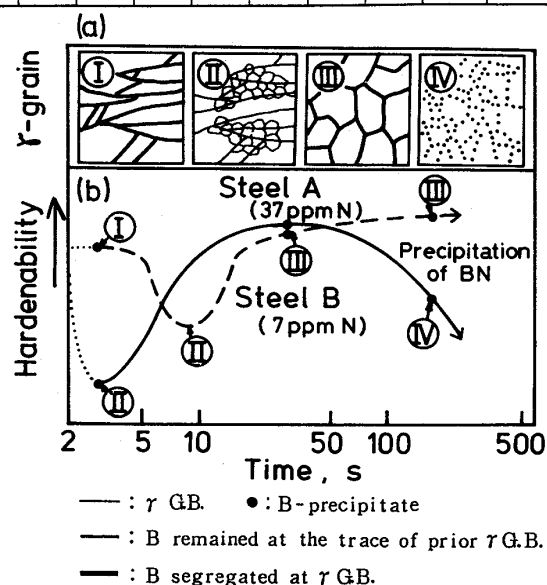
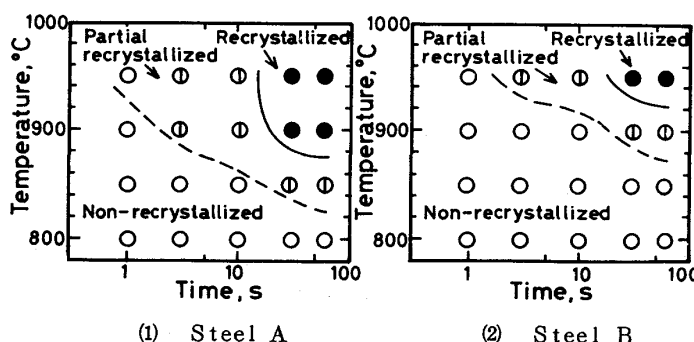
Fig.1 Schematic representations of r -grain structure, B distributions and hardenability of steel.

Fig.2 Austenite recrystallization as a function of rolling temperature and time to quench after rolling.