

© 1988 ISIJ

論 文

鋼の焼入性改善に寄与する最適ボロン量

上野正勝*・伊藤亀太郎*²

The Optimum Condition to Obtain the Maximum Hardenability Effect of Boron

Masakatsu UENO and Kametaro ITOH

Synopsis:

The effect of N, Ti and B on the hardenability of low and middle carbon steels has been studied, in order to make clear the optimum condition for obtaining the maximum hardenability of boron(B)-steels. The main results are as follows:

(1) The hardenability of B-containing steel is expressed by the following equation:

In the case of $[B] \leq 5$ ppm, $\log V_{C-90} = \log V_{C-90}^0 - 0.14 [B]$, and when $[B] \geq 5$ ppm, $V_{C-90} = 0.2 V_{C-90}^0$. where V_{C-90} is the hardenability defined as critical cooling rate ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$) at which 90% of martensite is formed during cooling in B-containing steel, and V_{C-90}^0 is the hardenability as shown above in the base steel (B-free steel), and $[B]$ is soluble B content (ppm). This means that the effect of B becomes maximum and constant when soluble B content exceeds 5 ppm.

(2) The B-precipitate observed by α -autoradiography can be considered as BN because that the resolve temperature of the B-precipitate coincidents well with that of BN. Therefore, the amount of BN and/or re-solved B can be calculated by widely used solubility product of B-N.

(3) Boron-factor (f_B), defined by GROSSMANN, is a function of the hardenability of the base steel (B-free steel) as well as $[B]$ as shown below.

$$[B] \leq 5 \text{ ppm, } f_B = 1 - F / b \cdot D_I^0$$

where, F is a function of $[B]$, and b is constant, D_I^0 is the hardenability expressed by ideal critical diameter of the base steel.

Key words: heat treatment; alloying element; hardenability.

1. 緒 言

微量のボロン(B)添加で鋼の焼入性が著しく向上することは良く知られている^{1)~6)}。そのためBは焼入性向上元素として広範囲に利用されてきた。その反面、Bにはまだ良く理解されていない問題が残されている。例えば、実用面で重要な問題である①Bの効果が最大になるための条件^{7)~10)}と②その時の効果の大きさ^{1)~5)7)~10)}については必ずしも良くわかっていない。Bが合金元素として信頼性をもつて商用鋼に用いられるためにはこれらの疑問の解決は不可欠である。特に①の問題は製品の品質のばらつきを抑えるために非常に重要である。したがって本実験でまずこの問題をとりあげ、B鋼を製造す

るにあつての必要条件を明確にするための実験を行った。

これまで焼入性に対して有効なBは鋼中に固溶したB(いわゆる Soluble B)と考えられてきた¹⁰⁾。一方著者ら⁶⁾は α -autoradiography(以下 α -track法)を用い鋼中のBの分布状態とBの効果との関係を調べ、Bが $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を抑制する効果は γ 粒界におけるBの偏析状態によつて異なることを明らかにした。すなわち、Bが偏析すると変態は抑制されるが、Bが析出物を形成するとこのBの効果は著しく減少することを見出した。Bの焼入性効果を考えるとき、このように α -track法で観察される析出物は非常に重要な役割をはたすので、本実験ではこの析出物の実体を明らかにする実験も行った。

昭和62年1月28日受付 (Received Jan. 28, 1987)

* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahata-higashi-ku Kitakyushu 805)

*² 新日本製鉄(株)厚板技術部 (Plate Technical Division, Nippon Steel Corp.)

2. 実験方法

2.1 試料

本実験に使用した鋼の化学成分を Table 1~3 に示す。Bの効果はNによつて著しく減少するので、Bの効果を正確に求めるためにはこのNの影響を完全に除いた条件で実験をする必要がある。Table 1 の鋼はその条件を明らかにする実験に用いられた鋼である。Nの固定元素としてTiを用い、実験の信頼性を高めるために基本成分が異なる2種類の成分系を用いて実験を行った。Bの含有量は一般に商用鋼に使用される範囲を考え、10~40 ppmとした。

Table 2 はB鋼の焼入性におよぼすオーステナイト化条件の影響を調べるために準備された鋼である。Table 3 はNがTiで固定された鋼においてB量とBの効果との関係を調べるために準備された鋼である。これらの鋼は150 kgの真空溶解炉で溶製され、3分鑄によつて50 kgの鋼塊が作られた。そしてこれらの50 kg鋼塊は1250°Cで2h加熱され、熱間圧延で13 mmの板に圧延

された。これら熱延まま材からジョミニー試験片を切り出した。

2.2 焼入性試験

鋼の焼入性はジョミニー試験で調べた。この試験には Fig. 1 に示す小型試験片を用い、著者らが開発した全自動ジョミニー試験装置¹¹⁾を用いて行った。ジョミニー試験は各鋼とも3本行い、それらの結果を重ねてジョミニー曲線を作製し、この曲線から臨界冷却速度を読み取った。

本実験における焼入性は90% マルテンサイト組織が得られる臨界冷却速度 (V_{C-90}) で定義した。冷却速度は慣習にしたがい800~500°C間の平均冷却速度で表示

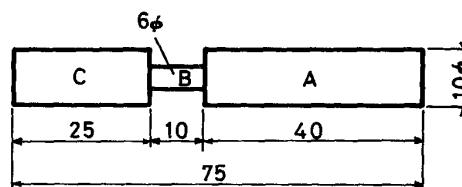


Fig. 1. Dimensions of jominy specimen.

Table 1. Chemical composition of steels (%).

Steel	C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	P	S	N	B	ΔTi
Q-57	0.20	0.26	0.52	0.98	—	0.004	0.016	0.010	0.0046	0.0025	-0.016
Q-58	0.20	0.26	0.51	0.98	0.026	0.003	0.016	0.009	0.0044	0.0024	0.011
Q-59	0.20	0.26	0.51	0.98	0.048	0.004	0.016	0.009	0.0044	0.0025	0.033
Q-60	0.20	0.26	0.50	0.97	—	0.021	0.016	0.010	0.0055	0.0019	-0.019
Q-61	0.20	0.26	0.50	0.97	0.022	0.021	0.016	0.010	0.0060	0.0018	0.002
Q-62	0.20	0.26	0.49	0.96	0.045	0.017	0.016	0.010	0.0061	0.0017	0.024
Q-64	0.20	0.26	0.49	0.95	0.021	0.017	0.016	0.010	0.0059	0.0039	0.001
Q-70	0.20	0.26	0.50	0.98	0.015	0.023	0.016	0.009	0.0060	0.0020	-0.005
M-19	0.23	0.26	1.22	—	—	0.044	0.004	0.006	0.0052	0.0020	-0.018
M-20	0.23	0.26	1.22	—	0.018	0.045	0.004	0.006	0.0043	0.0017	0.003
M-21	0.23	0.26	1.22	—	0.008	0.050	0.004	0.006	0.0067	0.0012	-0.015
M-22	0.23	0.26	1.20	—	0.025	0.051	0.004	0.006	0.0043	0.0011	0.010
M-23	0.23	0.25	1.19	—	—	0.037	0.004	0.006	0.0035	0.0015	-0.012
M-24	0.23	0.25	1.21	—	0.018	0.038	0.004	0.006	0.0034	0.0015	0.006
M-25	0.24	0.26	1.21	—	0.010	0.044	0.004	0.006	0.0032	0.0016	-0.001
M-26	0.23	0.26	1.19	—	0.025	0.044	0.004	0.006	0.0037	0.0015	0.012
M-27	0.21	0.25	1.17	—	0.017	0.025	0.003	0.007	0.0059	0.0016	-0.003
M-28	0.21	0.26	1.19	—	0.028	0.026	0.002	0.007	0.0048	0.0016	0.012

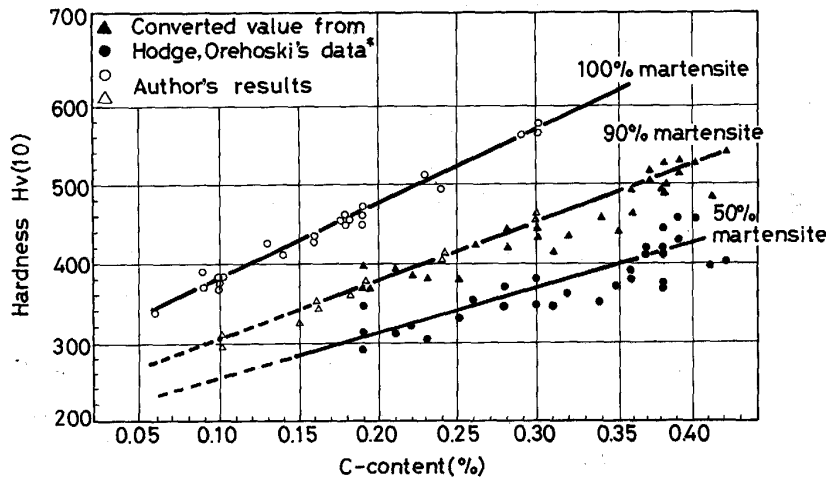
$$\Delta Ti = [Ti] - 3.4[N]$$

Table 2. Chemical composition of steels (%).

Steel	C	Si	Mn	Ni	Ti	Al	P	S	N	B	ΔTi
S-73	0.13	0.27	1.21	—	—	0.036	0.006	0.005	0.0021	0.0021	—
K-25	0.25	0.25	1.16	—	0.021	0.039	0.009	0.004	0.0061	0.0013	0.000
M-3	0.22	0.27	1.23	—	—	0.077	0.013	0.022	0.0013	0.0022	—
S-66	0.15	0.26	1.22	2.08	—	0.040	0.004	0.005	0.0020	0.0013	—

Table 3. Chemical composition of steels (%).

Steel	C	Si	Mn	Ti	Al	P	S	N	B	ΔTi	
ON-10	0.15	0.25	1.50	—	0.030	0.015	0.014	0.0050	—	—	—
ON-7	0.15	0.25	1.49	0.026	0.026	0.015	0.014	0.0051	0.0001	0.009	0.009
ON-8	0.15	0.25	1.49	0.026	0.026	0.015	0.014	0.0051	0.0003	0.009	0.009
ON-9	0.15	0.25	1.49	0.026	0.026	0.015	0.014	0.0052	0.0005	0.009	0.009
S-40	0.16	0.25	1.36	0.039	0.039	0.014	0.012	0.0052	0.0007	0.021	0.021
S-60	0.14	0.30	1.28	0.027	0.030	0.014	0.012	0.0052	0.0010	0.012	0.012
S-46	0.15	0.27	1.51	0.030	0.047	0.017	0.016	0.0054	0.0012	0.012	0.012
S-47	0.15	0.27	1.51	0.029	0.045	0.017	0.015	0.0052	0.0020	0.011	0.011
S-48	0.14	0.26	1.46	0.028	0.044	0.016	0.015	0.0050	0.0043	0.011	0.011



* J. M. HODGE and M. A. OREHOSKI: Trans. Metall. Soc. AIME, 167 (1946), p. 627

Fig. 2. Hardness of martensite products as the function of C-content.

した。焼入性の定義が GROSSMANN の方法と異なるのは、この方が実用的見地から見てより有用と考えたからである。

ジョミニー試験における 90% マルテンサイト位置は Fig. 2 に示す図から求めた。

2.3 Bの析出物の固溶温度の測定

α -track 法で観察される析出物の固溶温度を求めるため、ごく単純な成分系である低炭素 Si-Mn-(Cr) 鋼を基本成分にしてこれに B, N を添加した鋼を用いて実験を行った。脱酸剤としての Al は、Al が多量存在すると AlN が析出し B と反応する N の量が減少する可能性があるため添加量は 0.03% 以下とした。

これらの鋼から直径 3 mm, 長さ 10 mm の Formastor 用試験片を切り出した。これらの試験片を 800~1200°C の溶体化温度に加熱し、各温度で 30 min 保持したあと He ガスで冷却した。B の固溶状態は α -track 法で観察した。中性子の照射条件は 5.2×10^{14} n/cm², α 線の検出体としてのセルロイドのエッチングは 6 N の NaOH を使い、40°C で約 30 s 行つた。

3. 実験結果

3.1 Nを固定するための必要条件

B 鋼の焼入性は N 量とともに著しく減少する。この N による影響を除くため、通常 Ti や Al を添加して N の固定が行われる。本実験では N の固定元素として Ti を選んだ。その理由は Ti は Al に比べて少量の添加で N の固定が可能なおよび TiN の溶解温度が高いため、幅広い温度範囲で使えるためである。

本実験に使用した鋼の化学成分を Table 1 に示した。焼入性試験におけるオーステナイト化温度は通常の熱処理条件を考慮して 950°C とした。加熱時間は Ti + N \rightleftharpoons TiN の平衡が成立する条件を知つて決定する必要が

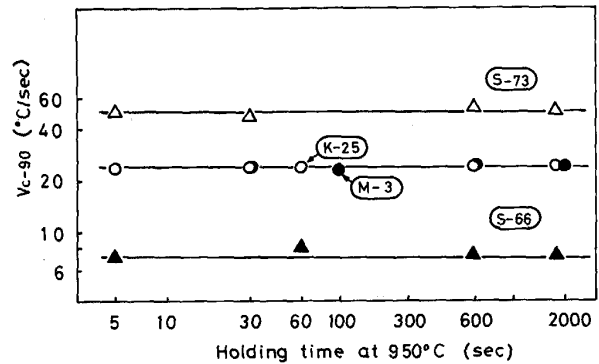


Fig. 3. Effect of holding time on hardenability of B-added steels.

あるので、次に述べる予備実験を行つて決定した。

Table 2 に示した鋼を用いて行つた予備実験結果を Fig. 3 に示す。鋼 M-3 は比較材としての低窒素の Ti-free 鋼である。この図からわかるとおり、どの鋼においてもオーステナイト化時間による焼入性の変化は見られなかつた。また N 固定鋼 (K-25) の焼入性と低窒素 B 鋼 (M-3) の焼入性との間にはほとんど差がないことから、短時間加熱でも Ti による N の固定は十分行われることがわかつた。この結果から本実験におけるオーステナイト化時間を 5 s とした。

B の焼入性効果に影響をおよぼす N は TiN が析出してもなお存在する N (以下 ΔN とする) であるから、Ti の添加条件は ΔN をパラメーターにして表示するのが妥当である。しかし、実際の製鋼作業において管理可能なのは Ti 量であるので、ここでは Ti 量に着目して $\Delta Ti \equiv Ti - Ti \text{ as TiN}$ を用いて Ti の適正添加量を求めた。

TiN の析出量は溶解度積から求めることができる。しかし 950°C における Ti, N の溶解度積は非常に小さ

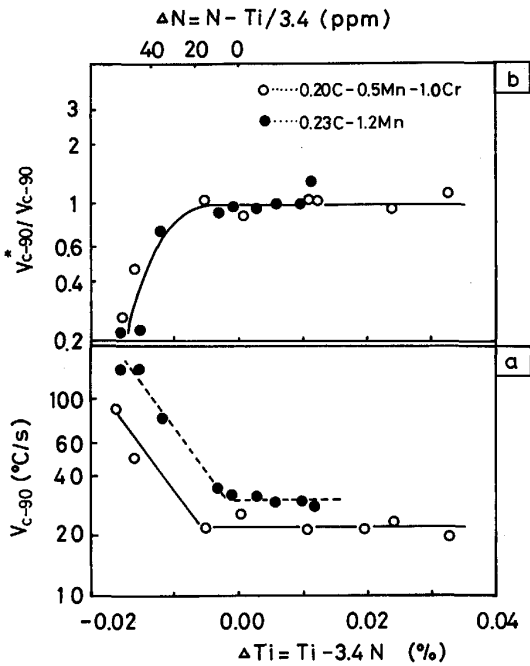


Fig. 4. Effect of Ti on hardenability of B-added steels.

いので、NあるいはTiの全量がTiNになると仮定して ΔTi を計算した。

Fig. 4の下半分の図aはこのようにして求めた ΔTi とB鋼の焼入性との関係を示す。この図から $\Delta Ti \geq -0.007\%$ のときB鋼の焼入性は最大になることがわかった。この最大値を V_{C-90}^* とすると、この値はNの影響を受けないときのB鋼の焼入性とみなすことができる。この値を基準にし、Bの効果が最大のときに1.0になるような値 $\eta = V_{C-90}^*/V_{C-90}$ を定義すると、この値はBの効率を示す値とみなすことができる。Fig. 4aに示した2種類の成分系における結果をこの値で整理するとFig. 4の上半分の図bが得られた。Fig. 4aに示された二つの曲線が重なって示されることから、鋼の成分が異なっても η を用いることでBの効果が一義的に表されることがわかった。

3.2 最適B量の検討

次にNが固定された鋼を用いB量とBの効果との関係を調べた。

3.1で述べた $\Delta Ti \geq -0.007\%$ の条件はBが10 ppm以上含まれる鋼において得られた結果である。 $\Delta Ti < 0$ である限りBNが析出する可能性があるため、Bが少ない鋼の場合はこの条件で十分とは必ずしもいえない。ここでは添加B量と固溶B量が等しくなる条件下で実験したいため、BNの析出がおこらないと考えられる $\Delta Ti \geq 0$ の条件下で実験を行った。

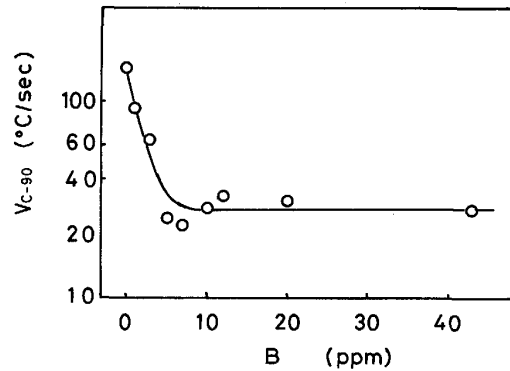


Fig. 5. Effect of B on hardenability.

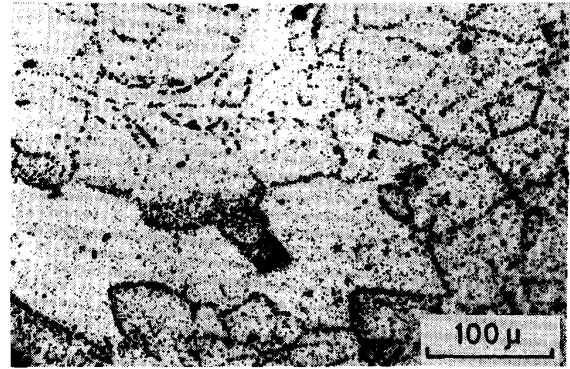
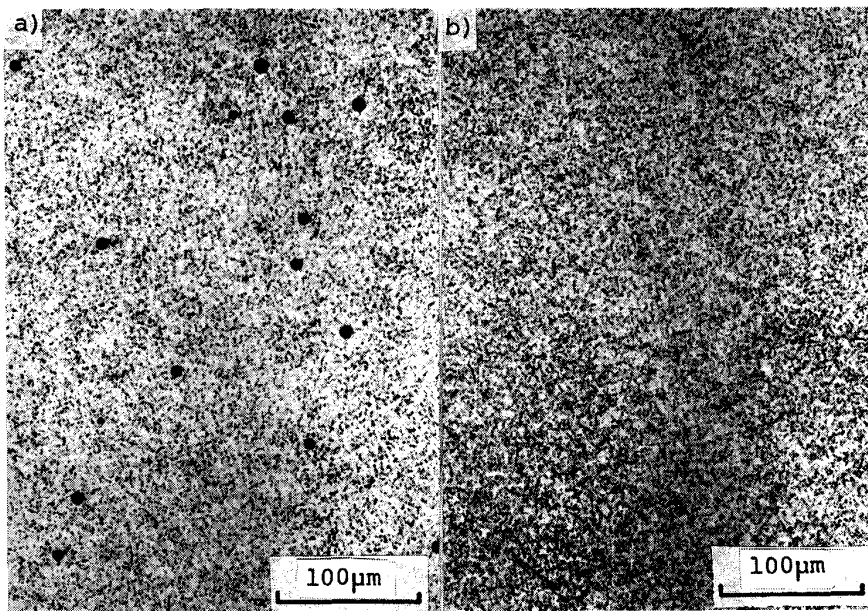


Photo. 1. α -autoradiograph of an as-rolled steel containing 0.0011%B and 0.0045%N. Precipitation of boron can be observed mainly along austenite grain boundaries. Those boron-precipitates seem to be formed as a result of $B+N \rightarrow BN$ reaction after rolling.

Table 3に示した試料を用いて調べたB量とBの効果との関係をFig. 5に示す。このときのオーステナイト化条件は 940°C , 5 sである。この図からわかるとおり $B \leq 5 \text{ ppm}$ の範囲ではBの増加とともにBの効果は増加するが、 $B \geq 5 \text{ ppm}$ ではBの効果は一定になる。すなわち、固溶Bが5 ppm以上であればBの効果は最大になることがわかった。

3.3 Bの析出物の固溶温度

これまでの光学顕微鏡や電子顕微鏡による観察から、Bの析出物にはBNと $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ があることが知られている。渡辺ら¹³⁾は高張力鋼中のBの析出挙動を調べ、BNは高温からの冷却過程で析出し、 $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ は昇温過程の α -温度域で析出することを明らかにしている。 α -track法で観察される析出物は高温(1000°C 付近)で析出する⁶⁾ことやNが多いほど析出速度が速くなる⁶⁾等の特徴があり、これまでの知見と考え併せるとこの析出物はBNである可能性がきわめて高い。



a) Quenched from 1050°C
b) Quenched from 1100°C

Photo. 2. Distribution of boron of the steel shown in Photo. 1 after quenching from 1050°C and 1100°C. Some precipitates still can be observed in the sample quenched from 1050°C but no precipitate can be seen in the sample quenched from 1100°C. Those results show that dissolution temperature of boron-precipitate is between 1050°C and 1100°C in the case of B = 0.0011 and N = 0.0045%.

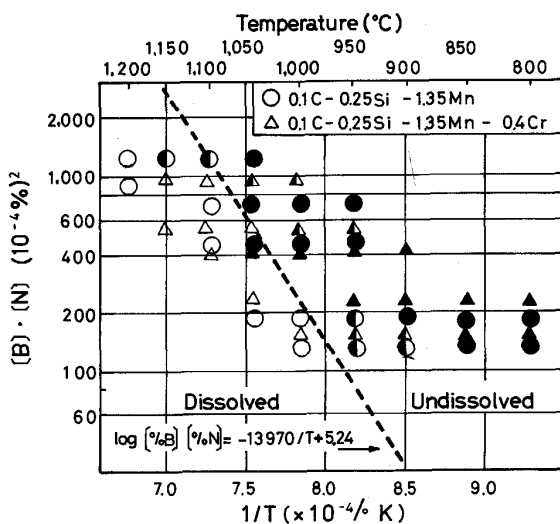


Fig. 6. Dissolution temperature of B-precipitates observed by autoradiography.

通常析出物の同定にはX線回折法が用いられる。しかし、本実験では析出物の同定はもちろん、この析出物の析出条件を明確にすることも重要な課題であるので、固溶温度を求める方法で析出物がBNとみなされるか否かの判断を行った。

まずこれらの鋼の圧延まま材でBの分布状態の一例をPhoto. 1に示す。これはB=11, N=45 ppmを含む鋼のBの分布状態である。Bは旧オーステナイト粒界に析出していることがわかる。

これらの鋼を加熱し、それぞれの温度で30 min保持した後焼入れし、 α -track法を用いて析出物が固溶してゆくようすを調べた。加熱温度と固溶状態との関係を

Photo. 2に示す。これはPhoto. 1に示した鋼を1050, 1150°Cに加熱後、焼入れしたときのBの分布状態を示す。1050°Cでは一部未固溶であるが、1100°Cでは完全に固溶していることがわかる。

α -track法による観察結果を未固溶(●▲)、約半分ほど固溶(◐◑)、完全固溶(○△)の3水準に分けて示した(Fig. 6)。比較のためこの図中にR. W. FOUNTAIN¹⁴⁾らが求めた溶解温度を点線で示した。

この図からわかるとおり、 α -track法で観察される析出物の固溶温度はBNの固溶温度と良い一致を示す。この結果から α -track法で観察される析出物はBNと考えられ、粒界に偏析するBやマトリックス中に固溶するBは化学分析でいうSoluble-Bとみなされることがわかった。

4. 考 察

4.1 固溶B量とBの効果との関係

以上述べた一連の実験から次の3点が明らかとなった。

1) 10 ppm以上のBを含む鋼においてBが有効に働くためには $\Delta Ti \geq -0.007\%$ が必要である(Fig. 4)。

2) Nの固定が十分であれば5 ppmのB添加で十分である。それ以上のBを添加しても焼入性は向上しない(Fig. 5)。

3) α -track法で観察される析出物はBNと考えて良い。したがって固溶Bは化学分析で求められたB-Nの溶解度積から計算で求められる(Fig. 6)。

これまでBの効果は固溶Bに依存するといわれてき

た¹⁰⁾。本実験でも上記2)に述べたとおりBの効果は[B]の関数になることが確認された。したがって上記1)の結果も[B]の観点から説明できるはずである。そこで溶解度積から[B]を計算し、この値を用いて1)の結果を解析した。

解析に必要な[B]の計算を簡単にするため、まず次の二つの仮定をおいた。

(1) B, N, Ti が共存するとき、まず TiN が析出する。続いて、残る N と B の間で $B+N \rightleftharpoons BN$ の平衡が成立する。

(2) 950°C 付近での Ti-N の溶解度積は小さいので、近似的に $[Ti][N]=0$ とすることができる。すると、TiN が析出したあと残る N, ΔN は次の式で与えられる。

$$\Delta N = N - Ti / 3.4 \dots\dots\dots (1)$$

この ΔN を用いると [B] は次の連立方程式を解くことで得られる。

$$\{B - [B]\} / 11 = \{\Delta N - [N]\} / 14 \dots\dots\dots (2)$$

$$\log [B][N] = -13970 / T + 5.24^{14)} \dots\dots (3)$$

ここで T はオーステナイト化温度 (K) である。

このようにして得られた [B] を用いて Fig. 4 の結果を整理し、Fig. 5 に重ねると Fig. 7 が得られた。この図からわかるとおり B 鋼の焼入性は固溶 B の関数になることが明らかとなった。すなわち、 $[B] \leq 5 \text{ ppm}$ では $\log V_{C-90} = \log V_{C-90}^0 - 0.14[B]$ となり、 $[B] \geq 5 \text{ ppm}$ では V_{C-90} は一定となり、 $V_{C-90} = 0.2 V_{C-90}^0$ となる。ここで V_{C-90} は B 鋼の焼入性、 V_{C-90}^0 は B-free 鋼の焼入性を示す。

次に固溶 B と γ 粒界における B の濃度との関係について考察する。

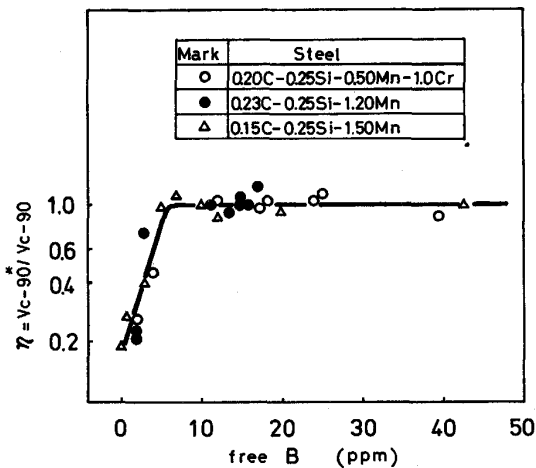


Fig. 7. Relationship between free B content and effect of boron on hardenability.

焼入性に寄与する B は粒界に偏析した B であるから⁶⁾、本来 B の効果の最適条件はこの粒界の B 濃度で表示されるべきである。そこで粒界の B 濃度を B_{gb} としたとき、 $[B] \leq 5 \text{ ppm}$ の条件が B_{gb} に対してどのような意味を持つかを考察する。

B_{gb} とマトリックス中の B との間に平衡関係が成立し、その関係が McLEAN の式で表せると仮定すると B_{gb} は次式で表せる。

$$B_{gb} = A \cdot [B] \exp(Q / RT) / \{1 + [B] \exp(Q / RT)\} \dots\dots\dots (4)$$

ここで A: 定数, Q: 粒界と粒内のエネルギーの差, R: ガス定数。

B 鋼があるオーステナイト化温度から有限の冷却速度で冷却される場合、それぞれの温度で(4)式に従って B の偏析がおこる。したがって $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態抑制に効果がある粒界の B 濃度は変態が開始するまでの温度範囲で(4)式を温度について積分した値といえる。

一方、これまでの実験で B の粒界偏析曲線は 700°C 付近に鋭いノーズを持つ C 曲線になることがわかつている⁶⁾。したがって連続冷却過程で最も B の偏析が進行するのはこのノーズ付近と考えられる。B の偏析が最も進行するところの温度を T_{eff} とし、この温度以外の温度での偏析は無視できると仮定すると、 B_{gb} は [B] と T_{eff} との関数になる。ところが T_{eff} は [B] にもオーステナイト化温度にも依存しないその元素固有の定数になると思われる。なぜなら、偏析曲線は拡散元素の溶解度と拡散速度できまり、時間軸で見たノーズの位置はその元素の濃度に依存するが、そのノーズ温度は元素固有の値になると考えられるからである。 T_{eff} が元素固有の定数ならば、 B_{gb} は [B] だけの関数となる。したがって $[B] = 5 \text{ ppm}$ のときに B の効果が最大になる B_{gb} が達成されるということができる。

$[B] \geq 5 \text{ ppm}$ のとき、B の効果には変化がなかった。これは B_{gb} に飽和値があるためと考えられる。 B_{gb} が飽和値に達するとそれ以上の B は粒界に偏析できなくなる。この過剰 B はあたかも粒界の幅を広げるように粒界近傍に偏析するか、あるいは B の一部は析出物となって析出するものと考えられる。もちろんこのとき $\Delta N = 0$ であるから BN の析出はおこらない。したがってこの析出物は焼入性に対して無害と考えると、Fig. 7 に示した B の効果が一定になる現象は説明がつく。

次の固溶 B と焼入性との関係で得られた結果をこれまで文献に報告されている結果と比較してみよう。

4.2 最適 B 量

焼入性に対して有効な B は先述したように固溶 B であ

るから、焼入性に対する最適条件は固溶B量で表示するのが妥当な方法である。そのため文献に報告されている結果を固溶Bの関数として整理した。

KAPADIA ら⁸⁾は 27 種類の B 鋼を用いて N, Ti, Zr 量と焼入性との関係を調べ、添加B量から Ti, Zr 量によって補正されたN量を添加B量から差し引いた値を“有効B量”とし、この値を用いて最適B量を求めている。その結果、最適B量は有効Bであらわして 10 ppm との結論を得ている。著者らはこの有効B量を先述した固溶Bに置き換え、焼入性をこの固溶Bの関数として整理した (Fig. 8)。

この解析において ΔN の計算は、粗い近似であるが Zr の影響を無視して、 $\Delta N = N - Ti/3.4$ で計算した。Fig. 8 の横軸はオーステナイト温度 (1650°F) における固溶B量を示す。この図からはわかるとおり、固溶B量で整理すると KAPADIA らの結果は著者らの結果と良い一致を示し、 $[B] = 5 \text{ ppm}$ 付近でBの効果は最大になることがわかる。

次に同様の解析を NAKASATO ら⁹⁾が行った実験についても試みた。その結果を Fig. 9 に示す。固溶Bの計算

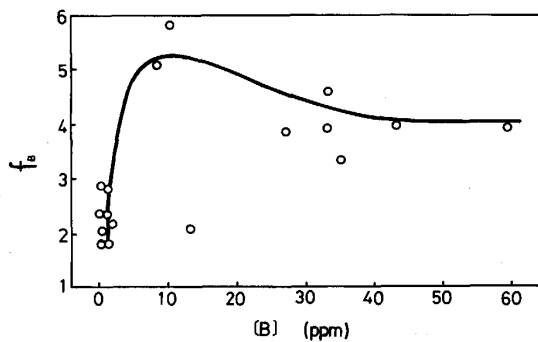
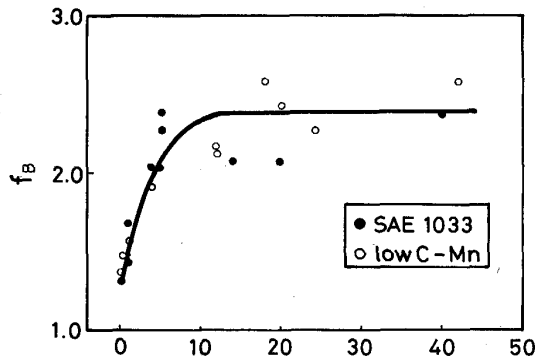


Fig. 8. Relation between free-boron content [B] and boron-factor (f_B). [B] and f_B -value were calculated from KAPADIA's data (4).



Original data: F. NAKASATO and M. TAKAHASHI

Fig. 9. Relation between free-B content and B factor.

は前述の方法で行った。NAKASATO らは SAE 1033 系および低炭素 Si-Mn 鋼の 2 成分系を用いて実験しているが、さいわい両者の焼入性はほぼ等しいので f_B 値と $[B]$ との関係は一本の曲線にまとめられた。この図が示すとおり NAKASATO らの結果も $[B]$ で整理でき、 $[B] = 5 \text{ ppm}$ 付近でBの効果は最大になることがわかった。

Bの焼入性効果が $[B]$ の関数として表示できることは土生ら¹⁰⁾によつても報告されている。土生らは Al-N-B の三元素で $[B]$ を計算し、最適Bは 3~5 ppm であることを示した。実験誤差を考慮すると土生らの結果も著者らの結果と良い一致を示しているといえよう。

4.3 Bの焼入性効果の表示方法

これまでBの効果は主として f_B 値で表示されてきた。ところが一方では D_I 値を倍増させる難しさは焼入性が高い鋼ほど難しいという経験則から、焼入性に対する合金の効果を D_I 値の比で表示することに対する批判もあつた¹⁵⁾。著者らは本実験においてBの効果をも $\eta = V_{C-90}^*/V_{C-90}$ で表示すると $\log \eta$ と $[B]$ とは基本成分に関係なく一定の関係があることを見出した (Fig. 7)。これは η の方が f_B 値よりBの効果を表示するのに適していることを示唆している。そこで η 値の有用性を調べるため、 η 値と f_B 値との関係をもう少し詳しく解析することにする。

D_I 値も V_{C-90} もともにジョミニー試験から求められる値であるから、お互いに変換できる。Fig. 10 に実験的に求められた D_I 値と臨界冷却速度との関係を示す。この図から両者の関係は近似的に(5)式で表すことができる。

$$\log V_{C-90} = a - bD_I \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 a, b は定数。

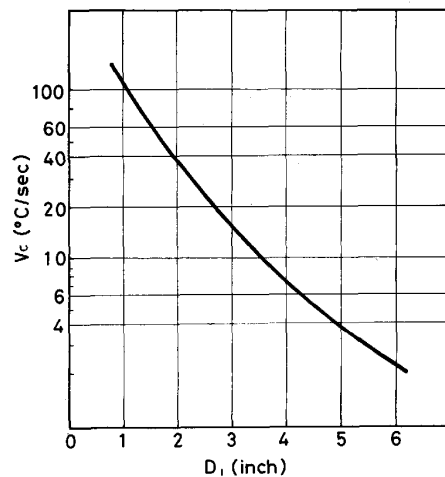


Fig. 10. Correlation between D_I and critical cooling velocity.

この関係を用いて f_B 値と η との関係を求めることにする。

ここで B 鋼の臨界冷却速度および D_I 値を V_{C-90}^* , D_I^* とし, B-free 鋼のこれらの値を V_{C-90}° , D_I° とすると, η と f_B との関係は次式で表される。

$$\log \eta = F = -b(D_I^* - D_I^\circ) \dots\dots\dots (6)$$

ゆえに,

$$f_B = D_I^* / D_I^\circ = 1 - F / b \cdot D_I^\circ \dots\dots\dots (7)$$

(7)式からわかるとおり, f_B 値は F 値と D_I° の関数になる。これまで f_B 値は B のみの関数と考えられてきた。しかし, f_B 値が (7)式に従うのであれば f_B 値は B 量のほかその鋼の基本成分の焼入性に依存する。これまでの報告で f_B 値が研究者によって異なつたのは供試鋼によって D_I° が異なり, その影響が f_B 値に現れたものと考えられる。

先述のとおり η 値 (あるいは F 値) は鋼の成分によらず固溶 B だけの関数となつた。ところが f_B 値は B だけの関数ではないので, B の効果を示す指標としては η の方が妥当と考えられる。

5. 結 論

小型ジョミニー試験を行い B 鋼の焼入性が最大になる条件を求めた。また α -track 法で観察される B の析出物は B の焼入性効果に対して顕著な影響をおよぼすので, その析出物の実体を調べた。その結果, 下記のことが明確となつた。

(1) 鋼の焼入性を 90% マルテンサイト組織が得られる臨界冷却速度 $\cdot V_{C-90}^\circ$ ($^\circ\text{C}/\text{s}$) で表示すると, B 鋼の焼入性は次式で表される。

$$\log V_{C-90} = \log V_{C-90}^\circ - 0.14 [B]$$

ここで V_{C-90}° は B-free の場合の焼入性, $[B]$ はオーステナイト化時に固溶した B 量 (ppm) を示す。

(2) しかし, B の効果は $[B]=5$ ppm で最大になる。その時の焼入性は $V_{C-90} = 0.2 V_{C-90}^\circ$ である。 $[B]>5$

ppm になつても B の焼入性効果は変わらない。

(3) α -track 法で観察される析出物の固溶温度は BN の固溶温度に等しいことから, その析出物は BN と考えられる。したがつて α -track 法で観察される固溶 B の量は従来の溶解度積から計算で求められる。

(4) B の効果を f_B 値で表示すると, f_B 値は B-free 鋼の焼入性の逆数に対応して変化する。すなわち, f_B 値は B だけの関数ではない。これまで多くの研究者によって求められた f_B 値が必ずしも一致しないのはきわめて当然といえる。

終わりに, 本研究を実施するにあたり適切な助言を賜つた新日本製鉄(株)第一技術研究所井上泰博士に感謝の意を表します。

文 献

- 1) M. A. GROSSMANN: Trans. Metall. Soc. AIME, **150** (1942), p. 227
- 2) R. A. GRANGE and T. M. GARVEY: Trans. ASM, **37** (1946), p. 136
- 3) R. A. GRANGE and J. B. MICHELL: Trans. ASM, **53** (1961), p. 157
- 4) C. R. SIMCOE, A. R. ELSEA and G. K. MANNING: Trans. AIME, **206** (1956), p. 984
- 5) F. G. MELLO, P. R. SLIMMON and P. P. PODGURSKY: Metall. Trans., **4** (1973), p. 2279
- 6) M. UENO and T. INOUE: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **13** (1973), p. 210
- 7) W. CRAFTS and J. L. LAMONT: Trans. Metall. Soc. AIME, **158** (1944), p. 157
- 8) B. M. KAPADIA, R. M. BROUN and W. J. MURPHY: Trans. Metall. Soc. AIME, **242** (1968), p. 1689
- 9) F. NAKASATO and M. TAKAHASHI: Met. Technol., **6** (1979), p. 102
- 10) 土生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 合田 進: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 1470
- 11) 上野正勝, 中村勝治, 伊藤亀太郎, 峰松祐行: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 155
- 12) 成田貴一: 日本化学雑誌, **77** (1956), p. 1536
- 13) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1851
- 14) R. W. FOUNTAIN and J. CHIPMAN: Trans. AIME, **224** (1962), p. 599
- 15) R. A. GRANGE: Metall. Trans., **4** (1973), p. 1099