

ボロン鋼の焼入性におよぼすオーステナイト化温度および冷却速度の影響

論文

上野正勝*・伊藤亀太郎*²

Effect of Austenitizing Temperature and Cooling Rate in Austenite-phase on the Hardenability of Boron-added Steels

Masakatsu UENO and Kametaro ITOH

Synopsis:

As a direct quenching process has become into wide use, it becomes very important to investigate the effect of austenitizing conditions on the hardenability of a steel. In this study, in order to apply this process successfully to B-added steels, the effect of heating rate, austenitizing temperature and cooling rate in γ -phase on the hardenability of B-added steels has been carried out.

The results obtained are as follows:

1) The effect of B is an only function of free-B content [B] unless BN precipitates in γ -phase during cooling from a austenitizing temperature. In case of $[B] \leq 5$ ppm, the effect of B increases with [B]. When [B] is more than 5 ppm, it becomes constant.

2) The hardenability of B-added steels does not depend on the γ -grain size as well as the heating rate.

3) When BN precipitates prior to $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation, the effect of B disappears. The critical cooling velocity of precipitation of BN, V_{BN} ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$) is shown as follows:

$$\log V_{BN} = 0.0042 [B] [N] - 0.25$$

where, the unit of [B] and [N] is "ppm".

4) Therefore, the necessary conditions for B being effective are as follows:

① When a B-added steel is austenitized, [B] must not be less than 5 ppm.

② $V_{\gamma} > V_{BN}$, where V_{γ} is the cooling rate of the steel in γ -phase after austenitizing.

Key words : boron steel ; hardenability ; precipitation of BN ; direct quench ; effective boron.

1. 緒 言

1930年代にボロン(B)が鋼の焼入性を向上させるのに非常に有効な元素であることが見出されて以来、①Bの焼入性向上メカニズム¹⁾²⁾②Bの効果を最大にするのに必要なB量^{3)~7)}③その時のBの効果の大きさ等^{5)6)8)~10)}について多くの研究がなされてきた。中でも前記②、③については実用的見地から見ても非常に重要なので、多くの研究者によつてこの問題は研究されてきた。その結果、Bの最大の効果は固溶B量(以下[B])で表示して0.0005%(5ppm)以上のとき得られること⁷⁾、Bの焼入性倍数、 f_B 値がC量の増加とともに減少する理由は f_B 値が鋼の基本成分の焼入性(D_I 値)の

関数となるため、この影響を除いたBの効果はC量には依存せず、Mnを1%添加したのに等しい効果を有する等⁷⁾がわかつた。結果、通常の焼入温度範囲内(900~950 $^{\circ}\text{C}$)における限り上記二つの問題は解決されたといえる。

近年、鋼を熱間圧延後直ちに焼入れるいわゆる直接焼入法が普及し、この技術をB鋼に適用するためにB鋼の焼入性に及ぼすオーステナイト化温度の影響や、高温加熱後のオーステナイト(γ)域での加工や冷却条件の影響に関する知見が必要となつてきた。Bの焼入性効果は γ 粒界におけるBの偏析状態できまるから^{7)23)~25)}、これらの諸因子の影響についてはBの偏析あるいは析出現象との関係において理解することが重要

昭和62年11月12日受付(Received Nov. 12, 1987)

* 新日本製鉄(株)八幡技術研究部(Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

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

であり、すでに加熱温度や加工条件の影響についてはこの観点からの研究が行われている¹¹⁾¹²⁾。しかし、 γ 域における冷却条件と B の偏析や析出挙動との関係についての研究は非常に少ない。B の偏析や析出は $100^\circ\text{C}/\text{s}$ の急速冷却時でも起きる¹³⁾ ので、圧延温度における B の分布状態を正しく知るためには、B の分布に及ぼす冷却条件についての正確な知識が必要である。

一方、B 鋼の焼入性は高温でオーステナイト化されると低下し^{14)~17)}、この現象には窒素 (N) が関与することが指摘されている¹⁸⁾。しかし、この N の役割については必ずしも十分な理解は得られていない。著者らは B 鋼を高温でオーステナイト化した時、多量の固溶 N が共存すると、その後の冷却過程で B の析出が起り、B の効果が減少することを実験的に示した¹³⁾。高温加熱による B 鋼の焼入性低下の原因説明は、オーステナイト化時の固溶 B 量の観点からはもちろん、この B の析出現象に着目して行うことが必要である。そこで本実験では B 鋼の最適直接焼入条件を明らかにする研究の基礎として、B 鋼の焼入性に及ぼすオーステナイト化温度および冷却速度の影響を B の固溶・析出現象に注目して調べた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

本実験に使用した鋼の化学成分を Table 1, 2 に示す。Table 1 に示す鋼は N が完全に固定された B 鋼である。

N の影響を分離して B の焼入性効果を調べるため、これらの鋼を準備した。N は Ti で固定し、 $\Delta\text{Ti} (\%) = \text{Ti} - 3.4\text{N} \geq 0$ ⁷⁾ を満足する量を添加した。Table 2 は N が固定されていない B 鋼である。B と N の相互作用を調べるため、B : 1~25 ppm, N : 15~80 ppm の範囲で変化させた。

Table 1 の鋼は 150 kg の真空溶解炉を用いて、Table 2 の鋼は 20 kg の真空溶解炉を用いて溶製された。これらの鋼塊は 1250°C 、1 h 加熱され、熱間圧延で 13 mm 厚の板に圧延された。この熱延板から $10\phi \times 40\text{ mm}$ の小型ジョミニー試験片および $3\phi \times 10\text{ mm}$ の全自動変態測定装置 (Formastor) 用の試験片を切り出し、実験に供した。

2.2 焼入性の測定

鋼の焼入性は主としてジョミニー試験で調べた。この試験には著者らが開発した装置¹⁹⁾²⁰⁾を用いた。測定誤差をできるだけ小さくするために 3 本の試験片でジョミニー曲線を作成して焼入性を求めた。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}) で表示した。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態条件を一定にし、 γ 域の冷却速度を任意に変え、この冷却速度が焼入性に及ぼす影響を調べるためにプログラム加熱-冷却ができる Formastor を用いた。この場合、鋼の焼入性に対応する指標として“ 500°C における恒温ベイナイト変態が 20% 進行するに要する時間、 $500t_{20}$ ”を用いた。変態温度を 500°C に選んだのは

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	Ti	Al	P	S	N	B	ΔTi^*
CF-19	0.22	0.33	1.42	0.021	0.036	0.020	0.013	0.0048	0.0019	0.005
CX-95	0.25	0.28	1.23	0.025	0.035	0.019	0.007	0.0038	0.0012	0.008
K-25	0.25	0.25	1.16	0.021	0.039	0.009	0.004	0.0061	0.0013	0.000
S-46	0.15	0.27	1.51	0.030	0.047	0.017	0.016	0.0054	0.0012	0.012
S-47	0.15	0.27	1.51	0.029	0.045	0.017	0.015	0.0052	0.0020	0.011
S-48	0.14	0.26	1.46	0.028	0.044	0.016	0.015	0.0050	0.0043	0.011

* $\Delta\text{Ti} = \text{Ti} - 3.4\text{N}$

Table 2. Chemical composition of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	P	S	N	B
3 Mn 5 B	0.09	0.21	2.86	—	—	0.014	0.003	0.007	0.0018	0.0005
3 Mn 5 B 30 N	0.06	0.20	2.90	—	—	0.006	0.003	0.007	0.0033	0.0007
3 Mn 5 B 50 N	0.06	0.22	3.04	—	—	0.030	0.003	0.006	0.0047	0.0005
3 Mn 5 B 70 N	0.06	0.23	3.00	—	—	0.035	0.003	0.006	0.0068	0.0005
3 Mn 5 B 100 N	0.05	0.23	2.93	—	—	0.036	0.003	0.006	0.0102	0.0006
3 Mn 20 B	0.06	0.23	3.02	—	—	0.008	0.007	0.006	0.0018	0.0020
3 Mn 20 B 50 N	0.06	0.23	2.94	—	—	0.007	0.005	0.005	0.0049	0.0022
5 Ni 5 B	0.07	0.21	0.51	5.09	0.20	0.009	0.006	0.004	0.0020	0.0005
5 Ni 5 B 40 N	0.06	0.21	0.50	5.18	0.18	0.005	0.006	0.004	0.0039	0.0004
5 Ni 5 B 60 N	0.06	0.21	0.50	5.18	0.18	0.005	0.005	0.004	0.0059	0.0006
5 Ni 5 B 80 N	0.06	0.19	0.50	5.00	0.22	0.013	0.006	0.004	0.0079	0.0006
5 Ni 73 N	0.06	0.20	0.50	4.99	0.20	0.006	0.006	0.004	0.0073	—
5 Ni LB	0.06	0.12	0.55	4.99	0.19	0.011	0.005	0.006	0.0018	0.0001
5 Ni 3 B	0.06	0.21	0.50	4.94	0.18	0.005	0.006	0.004	0.0017	0.0003
5 Ni 10 B	0.06	0.21	0.50	4.94	0.18	0.005	0.006	0.005	0.0015	0.0011
5 Ni 15 B	0.06	0.21	0.49	5.20	0.18	0.005	0.006	0.005	0.0016	0.0013
5 Ni 20 B	0.07	0.20	0.50	4.91	0.24	0.027	0.007	0.004	0.0014	0.0023

変態進行時に B の分布状態が変化するのをさけるためである。そのため、この温度で恒温変態実験ができるよう Ni, Mn を添加して変態点を下げた (Table 2)。

2・3 B の分布状態の観察

鋼中の B の分布状態は α -autoradiography (以下 α -track 法) で観察した。このときの条件は前報⁷⁾¹³⁾と同じく、中性子照射量: $5.2 \times 10^{14}/\text{cm}^2$, セルロイドフィルムのエッチング条件: 6N-NaOH, 40°C, 3~4mm で行つた。

3. 実験結果

3・1 オーステナイト化温度の影響

一般に B 鋼の焼入性は高温オーステナイト化により低下するといわれているので、まずこの現象を再現させるため N が固定された B 鋼を用いて焼入性のオーステナイト化温度依存性を調べた。このとき、加熱速度の影響もあわせて調べ、その結果を Fig. 1 に示す。加熱速度は 5~70°C/s の範囲で変化させ、加熱速度を一定に保つため熱電対を用いて温度制御を行つた。焼入性の加熱時間依存性はほとんど無いことが確認されているので⁷⁾、本実験でもオーステナイト化時間は 5s とした。

Fig. 1 からわかるとおり、N が固定された B 鋼の焼入性はオーステナイト化温度にも、また加熱速度にも依存しなかつた。つまり、N の影響がなければ B 鋼の焼

入性低下現象は現れないことが確認された。また加熱温度によつて当然 γ 粒度は変化するから、この結果は B 鋼の焼入性は γ 粒度に依存しないことも示唆している。

次に N が固定されていない B 鋼の焼入性とオーステナイト化温度との関係について述べる。オーステナイト化時に固溶 N が存在すると冷却過程で BN が析出し、B の効果が減少する可能性がある¹³⁾。この BN の影響を受けない条件下でオーステナイト化温度の影響を調べるため、 γ 域を急冷し、恒温変態の速さを測定する方法で B の効果を調べた。本来、鋼の焼入性は連続冷却下でおこる金属組織変化に基づいて定義されたものであるが、その基本となる冶金現象は各温度における $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態であるから、焼入性に及ぼす合金元素の相対的な効果は恒温変態の速さで表すことができる。本実験では、先に述べたように 500°C で変態が 20% 進行するのに要する時間、 $500t_{20}$ (s) で表示した。

Table 2 に示した鋼から、低 B 鋼 (5Ni5B), 高 B 鋼 (5Ni15B), 5Ni5B 鋼に N を添加した 5Ni5B80N 鋼および参考として B-free の 5Ni73N 鋼を選び、 $500t_{20}$ に及ぼすオーステナイト化温度の影響を調べた。その結果を Fig. 2 に示す。この図から、オーステナイト化温度の影響は鋼によつて顕著に異なることがわかつた。B 量が多い鋼 (5Ni15B) では $500t_{20}$ はオーステナイト化温度に依存しなかつたが、低 B 鋼である 5Ni5B 鋼, 5Ni5B80N 鋼ではオーステナイト化温度の上昇につれ

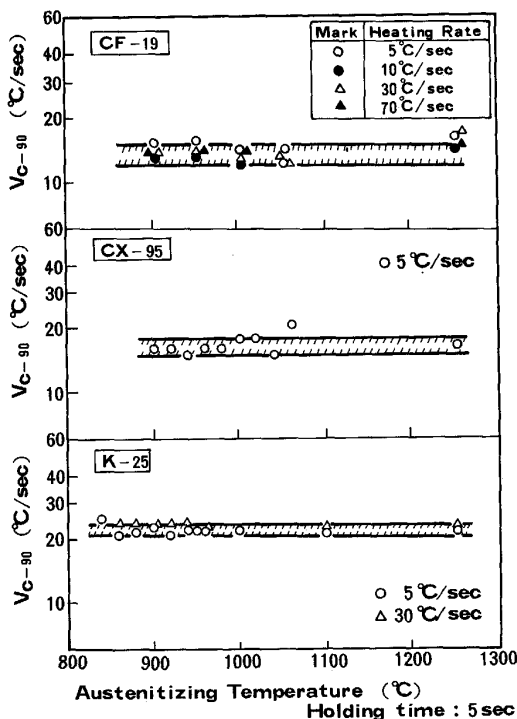


Fig. 1. Effect of Austenitizing temperature on hardenability of Ti-B-bearing steels.

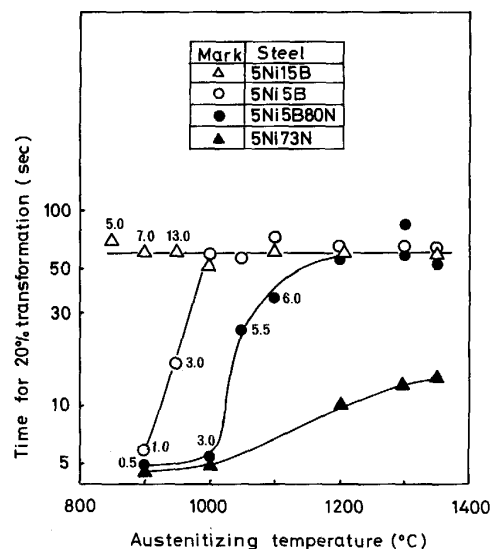


Fig. 2. Effect of austenitizing temperature on the isothermal transformation rate at 500°C, that corresponds to the hardenability of a steel. Austenitizing temperature dependency of hardenability varies with steels that contain different amount of N and B. Each number in this figure shows the calculated free-B content (ppm).

500t₂₀ は増加し、ある温度以上で一定となった。B-free 鋼(5Ni73N)でも加熱温度とともに 500t₂₀ は増加したが、一定になる現象は見られなかった。しかし、どの鋼においても 500t₂₀ が低下する現象は観察されなかった。

3・2 固溶 B と B の効果との関係

前報⁷⁾においてジョミニー試験で求めた B の効果は [B] で一義的にきまり、[B] ≥ 5 ppm で一定になることを示した。本実験では Fig. 1 に示したように B の効果は γ 粒度に依存しないことが明らかとなった。もしこの関係が一般的に成り立つならば、Fig. 2 に示した 500t₂₀ とオーステナイト化温度の関係は加熱温度に無関係に [B] の関数として表示されることが期待される。そこで [B] が完全に固溶した状態で [B] と 500t₂₀ との関係性を求め、これと Fig. 2 の結果と比較した。前者の関係性は Table 2 に示した 5NiLB, 5Ni3B, 5Ni10B および 5Ni20B 鋼を用い、1350°C, 30 s でオーステナイト化して求めた。後者の場合、加熱温度が低く B が完全に固溶しないものについては下記の式を用いて [B] は計算で求めた。計算結果は Fig. 2 の中に示した (単位は ppm)。

$$\log [B][N] = -13970 / T + 5.24 \quad (1)^{21)}$$

$$\log [Al][N] = -7400 / T + 1.95 \quad (2)^{22)}$$

$$[B] + B \text{ as BN} = B_T \quad (3)$$

$$[N] + N \text{ as BN} + N \text{ as AlN} = N_T \quad (4)$$

$$[Al] + Al \text{ as AlN} = Al_T \quad (5)$$

ここで B_T, N_T, Al_T は添加元素量, [Al] は固溶 Al 量, [N] は固溶 N 量で単位は (wt %) である。

このようにして求めた [B] と 500t₂₀ との関係性を Fig. 3 に示す。B が完全に固溶している場合、すなわち [B]

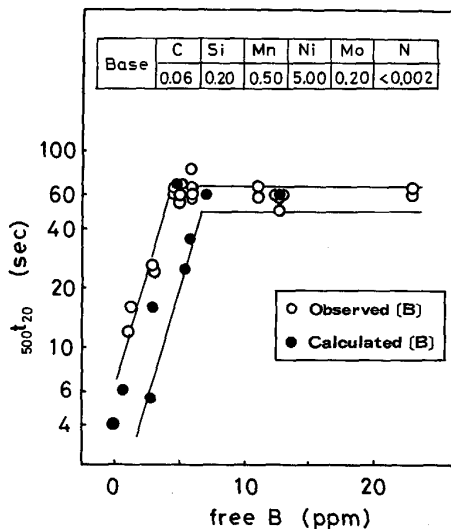


Fig. 3. Relation between free B content and transformation rate.

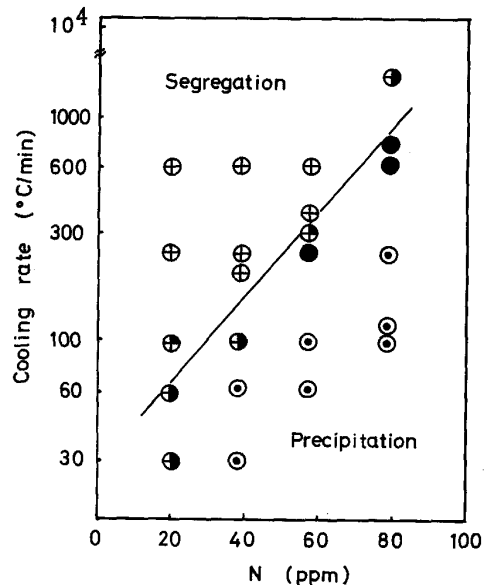
= B_T (実測値) の場合は○印で、[B] が計算値の場合を●印で示した。この図から [B] が計算値か実測値かの区別なく、かつオーステナイト化温度にも関係なく 500t₂₀ は [B] の関数として整理されかつ、[B] ≥ 5 ppm で B の効果は一定となることがわかった。したがって、高温加熱が直接の原因となつて B の効果が減少することはないといえる。

3・3 BN の析出条件

前報¹³⁾において著者らはオーステナイト化時に固溶 N が存在する鋼において、冷却過程で B が析出物を形成すると B の効果は著しく減少することを示した。B の析出物として BN²³⁾²⁴⁾ や Fe₂₃(CB)₆²⁴⁾²⁶⁾²⁷⁾ が知られているが、N が存在すると冷却過程では BN が優先して析出すること²⁴⁾ や α-track 法で求めたこの析出物の固溶温度が BN のそれと一致する⁷⁾ことから、焼入性低下の原因となる B の析出物は BN とみなすことができる。高温加熱による B 鋼の焼入性の低下の原因はこの BN の析出によると思われるので、本実験で BN の析出条件を [B], [N] の関数として求めることにした。

オーステナイト化後の等速冷却で BN の析出がおこる臨界冷却速度を V_{BN} とし、まずこれに及ぼす [N] の影響を求めた。

Table 2 に示した鋼から B 量がほぼ等しく N 量だけが異なる鋼 (5Ni5B 鋼~5Ni5B80N 鋼) を用い、これ



⊕ means the segregation of B along γ-grain boundaries, ⊕, ⊙, ● show the precipitation of BN at γ-boundaries. The area of the dark portion corresponds to the amount of the precipitates. ⊙ indicates the precipitation in the matrix. The solid line shows the critical cooling velocity of BN as a function of N content.

Fig. 4. Effect of N on the critical cooling velocity of precipitation of BN.

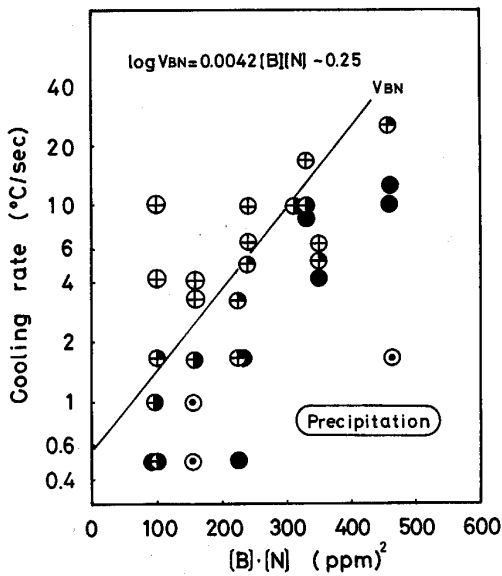


Fig. 5. Precipitation behaviour of BN as a function of solubility product and cooling rate in γ -range.

らを 1350°C, 30 s でオーステナイト化し, その後 600°C まで等速冷却し, その後 He ガス焼入れして B の分布状態を調べた. Fig. 4 にその結果を示す. B の存在状態は前報¹³⁾で行った定義に従い, 粒界偏析 (⊕), 粒界析出 (⊗, ⊙, ●), 粒内析出 (⊙) に分けて表示した. V_{BN} はこの図において粒界偏析と粒界析出の境界線として与えられる. Fig. 4 から $\log V_{BN}$ と [N] との間には直線関係があることがわかった.

$\log V_{BN}$ が [N] の一次関数であれば [B] についても一次関数になることが期待される. そこで $\log V_{BN}$ は $[B] \times [N]$ の関数になると仮定して, Table 2 に示す 5Ni 系の鋼を用いてこれらの関係を求めた. その結果を Fig. 5 に示した. この図から $\log V_{BN}$ は次式で表せることがわかった.

$$\log V_{BN} = 0.0042[B] \cdot [N] - 0.25 \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで [B], [N] の単位は ppm, V_{BN} は °C/s である.

鋼を焼入れする際の γ 域の冷却速度を V_γ とすると, $V_\gamma \leq V_{BN}$ で B の効果は減少するから, B が有効であるためには $V_\gamma > V_{BN}$ が必要である. 高温で B 鋼の焼入性が低下する原因は, $[B] \geq 5 \text{ ppm}$ が満足されても, この条件が満足されないことによると思われる.

4. 考 察

4.1 B が有効であるための条件

著者らは前報⁷⁾において B の効果は [B] の関数であり, $[B] \geq 5 \text{ ppm}$ で最大かつ一定になることを示した.

本研究でも, 用いた鋼種や評価方法が異なっても同じ結果が得られた (Fig. 3). したがって $[B] \geq 5 \text{ ppm}$ (条件①) は B の効果が最大となるための条件といえる.

一方, ①の条件が満足されても冷却過程で BN が析出すると B の効果は減少し, その限界の冷却速度 $\cdot V_{BN}$ は [B] と [N] の関数で与えられることが本実験で明らかとなった. したがって $V_\gamma > V_{BN}$ (条件②) も B の効果を最大にするためのもう一つの必要条件といえることができる.

これまで B 鋼に見られる特徴ある焼入性の変化は固溶 B の観点から説明が試みられてきた. オーステナイト化温度 (以下, T_γ) が低い場合は溶解度積, $[B] \cdot [N]$ が小さいので, ②の条件はほとんど問題にならず, 焼入性の解析は [B] に着目して行うことで十分であった. ところが T_γ が高温になると, 溶解度積の増加に伴い V_{BN} が大きくなる可能性が生じ, ②の条件が重要になる. 例えば高温で AlN が固溶すると [N] が増加し, ②の条件が満足できなくなることがおこる. この場合, 固溶 B は十分存在するのに B の効果が得られなくなる. 直接焼入れのように鋼が高温に加熱される場合, このような問題が生じるので, 特に②の条件についての検討は重要といえる.

4.2 粒内に析出した BN の影響

Fig. 3 において, [B] と $500^{t/20}$ との関係は [B] が実測値か計算値かによる差はないことがわかった. [B] が計算値の場合, 添加 B の一部は BN として未固溶で残るから, この結果は未固溶 BN は $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態に影響を及ぼさないことを示している.

Fig. 4 において, 徐冷すると BN は粒内に析出することを示した. 未固溶 BN が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に無関係であっても, 冷却時に析出した BN までは無関係であるか否かは自明ではない. 粗大な $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ は変態の核として働くとの報告もある²⁶⁾ので, ここで冷却時に析出した BN の影響について検討した.

BN の析出温度がわかるとその時の [B] は計算できるので, 本実験では恒温保持で BN を析出させることとし, この温度を決定するためまず BN の析出曲線を求めた. Fig. 6 は高 N 材を用いて 1350°C, 30 s でオーステナイト化して求めた等温析出曲線である. この図から高 N 材では BN の粒内析出は 1000°C 付近でおこることがわかった.

BN を析出させる鋼として 5Ni5B80N 鋼を用い, 比較材として 1000°C で BN の析出がおこらないと考えられる 5Ni5B 鋼, 5Ni3B 鋼を用い, 1350°C, 30 s でオーステナイト化後, 1000°C で保持し, ひき続き 500°C で

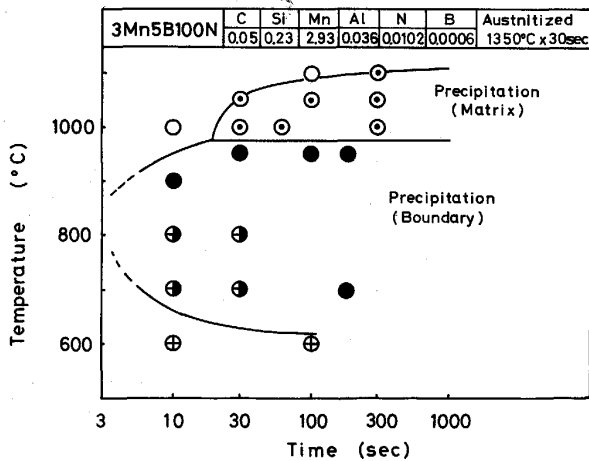


Fig. 6. Isothermal segregation and precipitation curves of boron plotted as a time-temperature diagram.

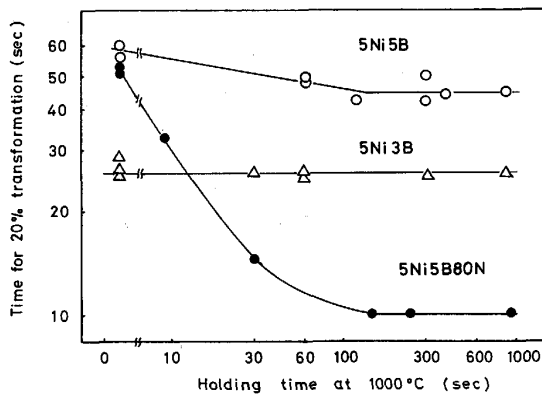


Fig. 7. Effect of holding time at 1000°C on bainite transformation rate at 500°C.

恒温変態を行わせ、1000°Cにおける保持時間と $500t_{20}$ との関係調べた (Fig. 7). その結果、5Ni3B 鋼では保持による $500t_{20}$ の変化はほとんど認められなかったが、5Ni5B80N 鋼ではわずかな保持でも $500t_{20}$ は著しく減少し、最終的には 10 s となった。5Ni5B 鋼ではわずかながらこの値の低下が見られた。

これらの鋼の B の分布状態を Photo. 1 に示す。5Ni3B 鋼 (Photo. a) では BN の析出はなく、5Ni5B80N 鋼 (Photo. c) では多量の BN の粒内析出が認められる。5Ni5B 鋼 (Photo. b) の場合は粒界の一部で BN の析出が見られる。

5Ni5B80N 鋼で見られた $500t_{20}$ の減少がこの BN によるものかどうかを検討するため、[B] を計算し、BN の影響がないと考えられる Fig. 3 からこの [B] に対応する $500t_{20}$ を求め、Fig. 7 の結果と比較した。(1)~(5)式に $T = 1273 \text{ K}$ を代入して [B] を求めると [B] = 2 ppm が得られた。この値に対応する $500t_{20}$ を Fig. 3 から求めると 6~15 s となり、実測値 $500t_{20} = 10 \text{ s}$ と良い一致を示すことがわかる。このように減少した $500t_{20}$ の値が [B] から計算した値と良い一致を示すので、Fig. 7 に見られた 5Ni5B80N 鋼における B の効果の減少は、BN の析出により [B] が減少したことによると説明される。つまり BN の析出による直接の影響はないと結論づけられる。

4.3 γ 粒度の影響

オーステナイト化後の冷却過程で BN の析出がおこらない条件下では B の効果は [B] だけの関数となった

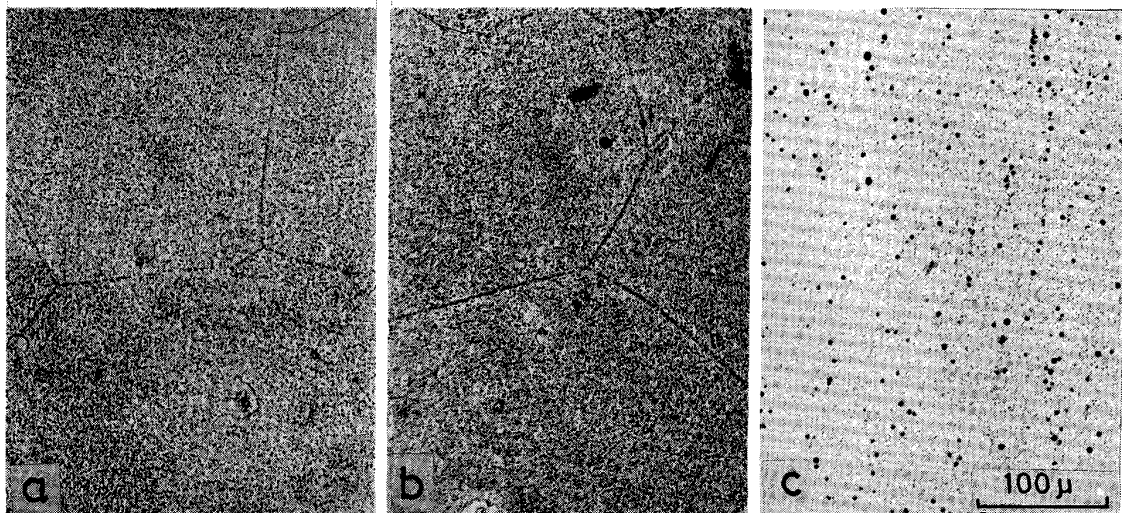


Photo. 1. α -autoradiographs of the steel of 5Ni3B (a), 5Ni5B (b) and 5Ni5B80N (c), which were austenitized at 1350°C for 30 s, then cooled rapidly to 1000°C and kept for 900 s and He-gas quenched. Segregation of B along γ -grain boundaries can be seen in the 5Ni3B and 5Ni5B steel, but no segregation can be observed in the 5Ni5B80N steel. B precipitates as BN in the matrix (Photo.-c).

(Fig. 3). 一般の鋼の場合、焼入性は γ 粒度に依存するのに対し、B鋼ではこの粒度依存性が見られなかつた理由について考察してみる。

Bが $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を抑制する効果は γ 粒界におけるBの濃度(B_{gb})に対応すると考えられる⁷⁾から、ここで B_{gb} が γ 粒度によつて変化するかどうかを検討する。そこでマトリックス中のB濃度を B_m とすると、両者の間には平衡関係が成立する。この関係が次に示すMcLEANの式で表せると仮定すると、 B_{gb} は次のようになる。

$$B_{gb} = A \cdot B_m \cdot \exp(Q/RT) / \{1 + A \cdot B_m \cdot \exp(Q/RT)\} \dots\dots\dots (7)$$

ここで Q は、Bが粒界に存在する場合とマトリックス中に存在するときの自由エネルギーの差、 R はガス定数、 A は定数で、 T はBが偏析するときの温度である。

(7)式が示すとおり、 B_{gb} は B_m と Q と T の関数である。 Q はB原子が存在する場所の違いによるエネルギーの差であるから、粒度に依存しないと考えられる。

T は平衡が成立する温度であるが、今回の実験のように γ 域を連続冷却する場合は T はある幅を持った温度と考えるのが妥当である。Bの偏析曲線は700°Cに鋭いノーズを持ったC-曲線¹³⁾であるから、 T はこのノーズ位置に対応する温度と考えることができる。一般にC-曲線のノーズ位置は偏析する元素の溶解度と拡散速度できまるから、 T も γ 粒度に無関係と考えられる。

したがつて粗い近似ではあるが、 B_{gb} は B_m が変わらない限り、 γ 粒度に依存しないと見える。

次に粒界の面積が変化することにより B_m が影響を受けるかどうかをMass-Balanceの点から考察する。

鋼中の固溶B量を[B]、単位体積あたりの粒界の面積を S_v 、粒界の幅を δ とすると、 B_m と B_{gb} との間には(8)式が成り立つ。

$$B_m + B_{gb} \cdot S_v \cdot \delta = [B] \dots\dots\dots (8)$$

これを変形すると(9)式が得られる。

$$B_m = [B] / (1 + \epsilon \cdot S_v \cdot \delta) \dots\dots\dots (9)$$

ここで $\epsilon = B_{gb} / B_m$ である。

いま γ 粒が非常に粗大な粒($S_v = 0$, すなわち、 $B_m = [B]$)から直径が10 μ mの微細な粒に変化したとき、この B_m がどの程度変化するかを計算してみる。

(9)式に $\epsilon = 10^3$, $S_v = (d)^{-1} = (10 \mu\text{m})^{-1}$, $\delta = 10 \text{ \AA} (1 \text{ nm})$ を代入する²⁾と、 $B_m = [B] / (1 + 0.1)$ が得られる。つまり γ 粒が微細化することで B_m は約10%減少する可能性がある。ところが幸いなことに[B] \geq 5 ppmではBの効果は[B]に依存しないので(Fig. 3), この範囲の[B]であれば B_m が10%程度変化しても

Bの効果には影響しないと考えられる。もし、[B] < 5 ppmであれば理論的には細粒化による影響は現れるが、 B_m の変化する大きさはただか0.1 ppmのOrderであり、分析誤差を考えると実質的な影響はないと思われる。

以上の理由により、Bの焼入性効果は γ 粒度に依存しないと考えられる。

5. 結 論

B鋼の最適直接焼入条件を明らかにするための基礎として、B鋼の焼入性に及ぼすオーステナイト化温度および冷却速度の影響を調べ、次のことが明確となつた。

1) γ 域でBNの析出がおこらなければBの焼入性効果は[B]の関数である。[B] \leq 5 ppmではその効果は[B]とともに増加するが、[B] \geq 5 ppmでは一定となる。

2) Bの効果はオーステナイト化温度にも、 γ 粒度にも依存しない。B鋼の焼入性がオーステナイト化温度とともに変化するのは、加熱温度によつて[B]が変化するためである。[B]が変化しなければB鋼の焼入性はオーステナイト化温度に依存しない。

3) $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態前にBNが析出すればBの効果は減少する。このBNの析出がおこる限界冷却速度 $\cdot V_{BN}$ ($^{\circ}\text{C/s}$)は次式で与えられる。

$$\log V_{BN} = 0.0042[B][N] - 0.25$$

ここで[B], [N]はオーステナイト化時に固溶したBおよびNで、単位はppmである。

4) 粒内に析出、あるいは未固溶で残るBNは直接 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に影響を及ぼさない。

5) Bが有効に働くためには次の二つの条件を満足することが必要である。

①オーステナイト化温度において、[B] \geq 5 ppm

②焼入時の冷却速度を V_{γ} とすると、 $V_{\gamma} > V_{BN}$

6) 上記②の条件を考慮することにより、高温加熱によるB鋼の焼入性の低下原因が説明できた。

文 献

- 1) C. R. SIMCOE, A. R. ELSEA and G. K. MANNING: Trans. AIME, 206 (1956), p. 984
- 2) J. E. MORRAL and T. B. CAMERON: Boron in Steel, ed. by S. K. BANERJI and J. E. MORRAL (1980), p. 19 [Met. Soc. AIME]
- 3) W. CRAFTS and J. L. LAMONT: Trans. Metall. Soc. AIME, 158 (1944), p. 157
- 4) B. M. KAPADIA, R. M. BROUN and W. J. MURPHY: Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), p. 1689
- 5) F. NAKASATO and M. TAKAHASHI: Met. Technol., 6 (1979), p. 102
- 6) 土生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 合田 進: 鉄と鋼, 60

- (1974), p. 102
- 7) 上野正勝, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 910
- 8) M. A. GROSSMANN: Trans. Metall. Soc. AIME, 150 (1942), p. 227
- 9) F. G. MELLOY, P. R. SLIMMON and P. P. PODGURSKY: Metall. Trans., 4 (1973), p. 2279
- 10) 上野正勝, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 918
- 11) 小関智也, 寺嶋久栄, 志賀千晃: 鉄と鋼, 73 (1987), A 291
- 12) 鎌田芳彦, 蔵田浩文, 渡辺征一: 鉄と鋼, 73 (1987), A 295
- 13) M. UENO and T. INOUE: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 13 (1973), p. 210
- 14) J. C. SHYNE and E. R. MORGAN: J. Met., 9 (1957), p. 116
- 15) R. A. GRANGE and T. M. GARVEY: Trans. Am. Soc. Met., 37 (1946), p. 136
- 16) C. R. SIMCOE, A. R. ELSEA and G. K. MANNING: Trans. AIME, 203 (1955), p. 193
- 17) R. A. GRANGE and J. B. MITCHELL: Trans. Am. Soc. Met., 53 (1961), p. 157
- 18) 井関祥浩, 濟木捷郎, 酒井一夫, 中村昌明, 大谷泰夫, 渡辺征一: 住友金属, 27 (1975), p. 399
- 19) 上野正勝, 中村勝治, 伊藤亀太郎, 峰松祐行: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 155
- 20) 上野正勝, 伊藤亀太郎: 熱処理, 26 (1986), p. 292
- 21) R. W. FOUNTAIN and J. CHIPMAN: Trans. AIME, 224 (1962), p. 599
- 22) L. S. DARKEN, R. P. SMITH and E. W. FILER: J. Met., 3 (1951), p. 1174
- 23) 土生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 合田 進: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1470
- 24) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1851
- 25) 渡辺征一, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1842
- 26) Ph. MAINTCEPIERR, P. THIVELLIER and R. TRICOT: Metall. Trans. A, 6 (1975), p. 287
- 27) Y. OHMORI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 11 (1971), p. 339