

UDC 669.15'3'24'26'28'292-194 : 669.15'781-194 :
621.785.616'011 : 669.111.3 : 620.18

論 文

ボロン鋼の焼入性におよぼす $M_{23}(CB)_6$ の固溶・析出挙動の影響*

渡辺 征一**・大谷 泰夫***・邦武 立郎****

The Influence of Solution and Precipitation Behavior of $M_{23}(C, B)_6$
on the Hardenability of Boron Steels

Seiichi WATANABE, Hiroo OHTANI, and Tatsuro KUNITAKE

Synopsis:

Cu-Ni-Cr-Mo-B low alloy steels whose total boron content exceeds a certain limit show superior hardenability when they are austenitized at lower temperatures ($\leq 900^\circ\text{C}$), although their hardenability decreases with higher austenitizing temperatures and longer holding times. As $M_{23}(C, B)_6$ in these steels is partly undissolvable at lower austenitizing temperatures, B content in solid solution is not determined uniquely from Fe-B-Al-N equilibrium state but rather regulated by the solubility product of $M_{23}(C, B)_6$. At lower temperatures ($\leq 900^\circ\text{C}$) boron content in solid solution which balances with $M_{23}(C, B)_6$ is considered appropriate for hardenability. At higher temperatures ($> 900^\circ\text{C}$), boron content in solution which equilibrates with $M_{23}(C, B)_6$ increases and exceeds the limit over which the hardenability of boron steels decreases. Heating below A_{c1} for a long period, while $M_{23}(C, B)_6$ is enriched with C, Mn, and Mo atoms, austenitizing condition appropriate for the hardenability is transferred to higher temperatures and longer periods. This is because the solubility product of $M_{23}(C, B)_6$ is lessened and the particles grow coarsened.

Boron content in solid solution which balances with $M_{23}(C, B)_6$ is determined approximately from the relation among the decrease of hardenability, quenching temperature, and boron content in solution calculated from the Fe-Al-B-N system. The result is as follows: 880°C -3 ppm, 900°C -6 ppm and 930°C -8 ppm.

These values are considered to depend strongly on Cr, Mn, and Mo contents and prior heat treating history. In excess boron containing steels, boron constituents are observed on the prior austenite grain boundaries at distances longer than 15 mm from the quenched end of Jominy end quench test specimens, when they are quenched from 930°C .

1. 緒 言

ボロン鋼においては焼入性に最適な固溶 B 量が存在し、それより少なくともまた多くても焼入性を低下すると言われている^{1)~5)}。固溶 B 量に影響する因子としては $B-N$ ^{6)~9)} および $M_{23}(CB)_6$ ^{10)~15)} の析出挙動が考えられる。B-N の析出による焼入性の変化については既にいくつかの研究が行われている^{6)~9)}。 $M_{23}(CB)_6$ の影響については、焼入途中 $M_{23}(CB)_6$ がオーステナイト(以下 γ と記す)粒界に析出し、 $M_{23}(CB)_6/\gamma$ 界面エネルギーがもとの γ 粒界エネルギーより低くなるため、界面エネルギーの点でフェライト変態を抑制するという考えが提出されている^{14)~15)}。このような $M_{23}(CB)_6$ の結晶学的方位

関係が界面エネルギーにおよぼす影響の他に、 $M_{23}(CB)_6$ の固溶析出挙動は直ちに固溶 B 量に影響する。 $M_{23}(CB)_6$ が固溶 B 量を通じて焼入性にどのような影響をおよぼすか検討した例は極めて稀である。

本論文は N 量 20ppm 以下の低 N-B 鋼および通常の N 量 (100ppm) を含有しながら極めて多量の B 量 (約 100ppm) を含有するために N 量の影響を無視できる鋼を用いて焼入性におよぼす $M_{23}(CB)_6$ の固溶析出挙動の影響を調査し、電顕観察の結果と合わせてそのメカニズムを解明せんとするものである。

2. 内 容

焼入性におよぼす $M_{23}(CB)_6$ の固溶析出挙動の影響を

* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 2 月 14 日受付 (Received Feb. 14, 1977)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

**** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of materials (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	sol Al	B (ppm)	N (ppm)
L1	0.11	0.22	0.93	0.005	0.006	0.26	0.84	0.44	0.43	0.03	0.026	—	18
L2	0.09	0.22	0.91	0.005	0.006	0.26	0.84	0.44	0.42	0.03	0.022	4	21
L3	0.11	0.22	0.91	0.006	0.006	0.25	0.84	0.44	0.43	0.03	0.020	8	23
L4	0.09	0.22	0.89	0.005	0.005	0.25	0.83	0.43	0.42	0.03	0.010	11	24
L5	0.11	0.25	0.89	0.005	0.005	0.25	1.00	0.44	0.44	0.03	0.027	15	18
L6	0.09	0.27	0.92	0.005	0.008	0.27	1.00	0.45	0.43	0.03	0.021	33	18
M1	0.09	0.25	0.89	0.005	0.006	0.25	0.99	0.45	0.43	0.03	0.055	—	15
M2	0.11	0.26	0.90	0.005	0.005	0.25	1.01	0.45	0.44	0.03	0.049	8	16
M3	0.10	0.26	0.89	0.005	0.006	0.25	1.01	0.46	0.43	0.03	0.047	11	18
M4	0.09	0.25	0.89	0.005	0.006	0.26	1.00	0.45	0.43	0.03	0.041	13	17
M5	0.09	0.26	0.89	0.005	0.005	0.25	0.98	0.44	0.43	0.03	0.053	17	21
M6	0.09	0.28	0.91	0.006	0.008	0.26	1.00	0.46	0.43	0.03	0.057	30	18
H1	0.09	0.26	0.86	0.005	0.007	0.25	0.98	0.44	0.42	0.03	0.055	—	27
H2	0.09	0.26	0.87	0.005	0.006	0.25	0.98	0.44	0.43	0.03	0.074	5	18
H3	0.10	0.26	0.87	0.005	0.004	0.24	0.98	0.44	0.42	0.03	0.063	9	15
H4	0.10	0.25	0.85	0.005	0.006	0.24	0.98	0.43	0.42	0.03	0.070	12	17
H5	0.09	0.25	0.86	0.005	0.006	0.25	0.98	0.44	0.42	0.03	0.081	17	11
H6	0.09	0.27	0.90	0.005	0.009	0.25	0.99	0.45	0.43	0.03	0.090	29	16
A1	0.11	0.24	0.88	0.004	0.004	0.25	0.98	0.45	0.43	0.03	0.069	109	105
A2	0.11	0.24	0.91	0.004	0.004	0.26	1.01	0.46	0.46	0.03	0.056	22	131

検討するにあたり、N量の影響をできるだけ小さくするため、真空溶解した低N-B鋼 (N≒20ppm) および通常N量で多量のBを含有した鋼 A1 により焼入性を調査した。供試材の化学成分を Table 1 に示す。Table 1 において B, N 以外の各元素は wt% で表示したが、B, N は特にことわらないかぎり ppm で表示する。L1～L6, M1～M6 および H1～H6 はそれぞれ sol Al≒0.02, 0.05 および 0.08% レベルの低N-B鋼であり、B量は trace～30ppm の範囲に変わっている。A1 は通常 N 量の高B鋼 (B≒100ppm) であり、A2 はその比較鋼である。Table 1 の各鋼の基本成分の変動はほとんどなく、B因子を除いた理想臨界直径 DI はほぼ 2.8 インチであるが、H1～H6 は Mn 量が若干低いため 2.6 インチ程度である。鍛造および前処理条件を Fig. 1 に示す。鋼塊を 1250°C に加熱して φ60 mm に粗鍛造後空冷 (以下 AC と記す) し、さらに 1000°C に加熱し φ30 mm に鍛造した後 AC あるいは水冷 (以下 WQ) した。鍛造後 WQ した鋼 A1 については $M_{23}(\text{CB})_6$ を十分安定化するためにジョミニ一端焼入性試験を行う前に 700°C × 100 h AC の前処理も併せて行なった。ジョミニ一端焼入性試験における焼入条件は 880～1000°C × 5～200 min の範囲に変化させた。硬さ測定においては脱炭の影響を除くため表面から 5 mm 平行切削後、ロックウェル C スケールによる両面の測定を行なった。また鍛造後水冷した鋼の再加熱過程における旧 γ 粒界上の析出物および焼入れままの組織を抽出しプリカを用い電子顕微

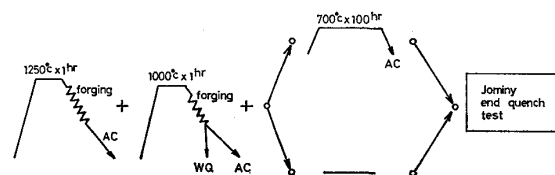


Fig. 1. Forging and heat treating processes for Jominy end quench test.

鏡により観察した。

3. 結 果

3.1 焼入条件の影響

Fig. 2～4 に sol Al≒0.02, 0.05 および 0.08% レベルのジョミニー曲線を示す。Fig. 2～4 を通じて B フリー鋼は焼入温度のいかんによらずほぼ同一の曲線を示している。Fig. 4 では Table 1 に示すように Mn 量が若干他より低いことを反映してわずかに低い硬さとなっている。sol Al 量≒0.02% レベルの Fig. 2 においては、B 量 11ppm 添加しても十分な焼入性が確保されないが、B 量 15ppm を含有する鋼 L5 においては焼入温度 880°C において良好な焼入性を示すのに対し 930°C に焼入温度を上げると焼入性が低下する。sol Al 量の高い Fig. 3 および 4 では B 量 11ppm あるいは 5ppm で良好な焼入性を示し、かつ B 量がある範囲内にあれば焼入温度 880～930°C の範囲で焼入性は変化しない。B 量がある限度を越えて多くなると 880°C の焼入温度では良好な焼入性を示すが、焼入温度を 930°C に上げる

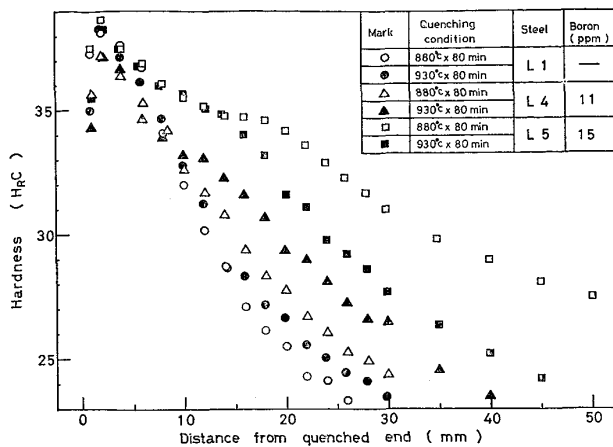


Fig. 2. Jominy curves of steel L1, L4 and L5 (sol Al ≈ 0.02%).

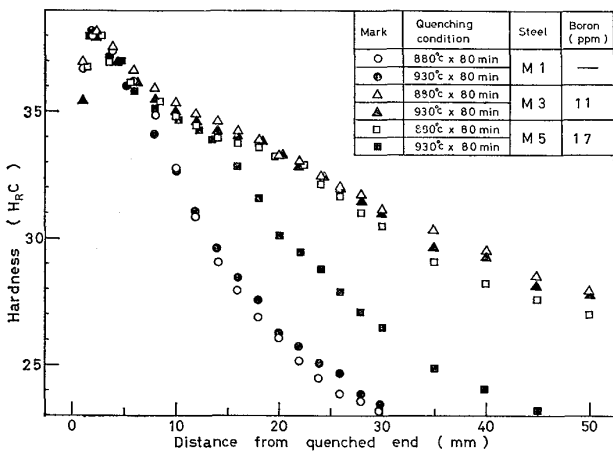


Fig. 3. Jominy curves of steel M1, M3 and M5 (sol Al ≈ 0.05%).

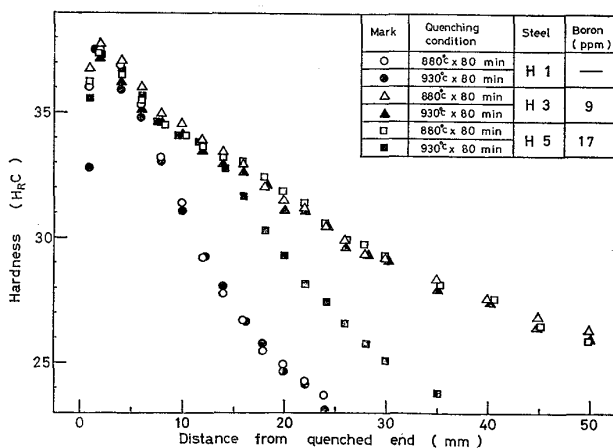


Fig. 4. Jominy curves of steel H1, H3 and H5 (sol Al ≈ 0.08%).

と焼入性が低下する。ここで注目すべきことは、①焼入温度 930°C で、B 量が多すぎて焼入性低下をきたす場合、水冷端 15 mm を越えて硬さが低下すること。および② B 量が多すぎても焼入温度 880°C では良好な焼入

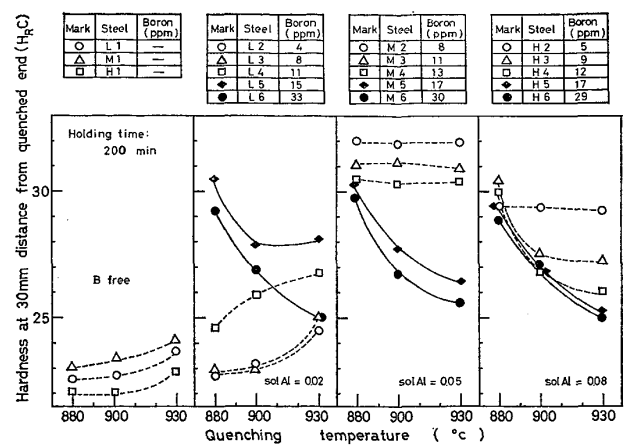


Fig. 5. Influence of quenching temperature on the hardenability of boron steels.

性を示し、そのジョミニー曲線は B 量が適当なそれと変わらないことである。基本成分のわずかな変動を考慮すれば B の焼入効果が十分発揮されれば Fig. 2 ~ 4 でジョミニー曲線は同一である。①より、B 量が多い場合の焼入性の変動をジョミニー試験片の水冷端から 15 mm 以内の硬さで比較することは避けなければならない。

Fig. 5 に各種の B 量を含む鋼の水冷端から 30 mm 位置の硬さにおよぼす焼入温度の影響を示す。焼入温度における保持時間は 200 min である。B フリー鋼あるいは sol Al 量および B 量の低い鋼 L1 ~ L3 においては焼入温度の上昇につれて硬さが高くなっている。B 量がある範囲内であれば焼入温度 880 ~ 930°C の範囲で良好な焼入性を示すが B 量を多量に含有した鋼は焼入温度が高くなるにつれて焼入性が低下する。sol Al ≈ 0.05 および 0.08% レベルの焼入温度 880°C における硬さの差異は B の焼入効果の差異によるものでなく、基本成分の若干の変動によるものである。例えば sol Al ≈ 0.05% レベルにおける鋼 M2 および M3 の硬さは他より高いが、これらの C 量はそれぞれ 0.11 および 0.10% であり他は 0.09% であることに起因している。

Fig. 5 に観察される典型的な焼入性の変動を示す 2 つのタイプの鋼を選んで各焼入温度における保持時間の影響を Fig. 6 に示す。鋼 M5 は焼入温度 900 および 930°C で焼入性の低下が生じる。焼入温度 900°C においては保持時間 20 min で、焼入性の低下は認められずそれより長時間の保持によって焼入性が低下するのに対し、焼入温度 930°C では保持時間 20 min ですでに焼入性が低下している。

3.2 前熱処理の影響

上記のような焼入性の変化に対して、焼入前の熱履歴が重要な影響をおよぼす。Fig. 7 に鋼 A1 (B : 109ppm

N : 105ppm) および A2 (B : 22ppm, N : 131ppm) を鍛造水冷後, 直ちにジョミニー試験した熱処理Xおよび $700^{\circ}\text{C} \times 100\text{h}$ AC の前熱処理を行った後ジョミニー試験した熱処理 Y の結果を示す. 水冷端から 30 mm 地点の硬さを各ジョミニー焼入温度での保持時間に対しプロットしてある. 熱処理Xでは鋼 A1 は焼入温度 890

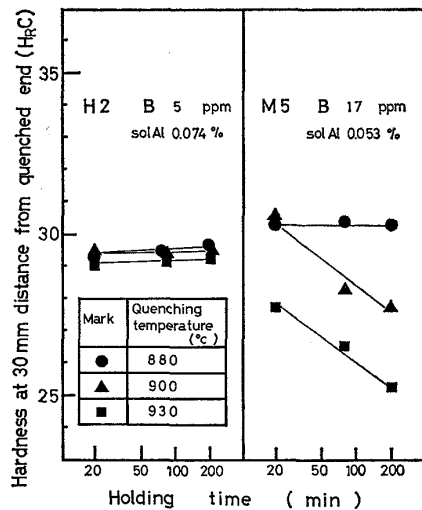
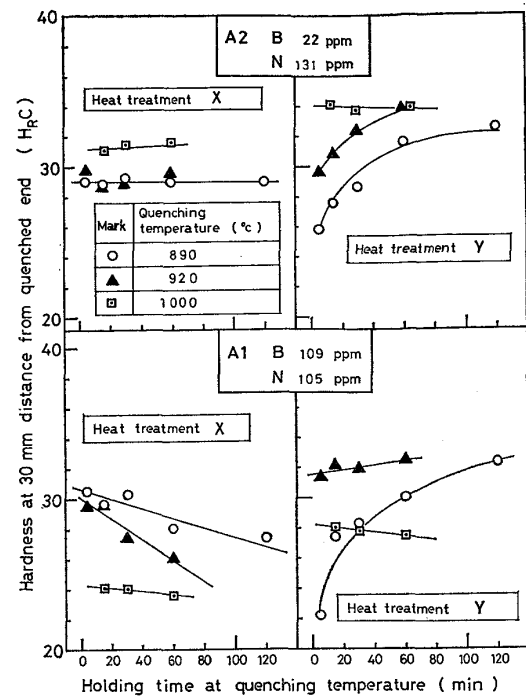


Fig. 6. Influence of holding time on the hardenability of boron steel.



Heat treatment X: $1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ forging WQ+Jominy test
Heat treatment Y: $1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ forging WQ+ $700^{\circ}\text{C} \times 100\text{min}$ AC +Jominy test

Fig. 7. Influence of pre-heat treatment on the hardenability of boron steels.

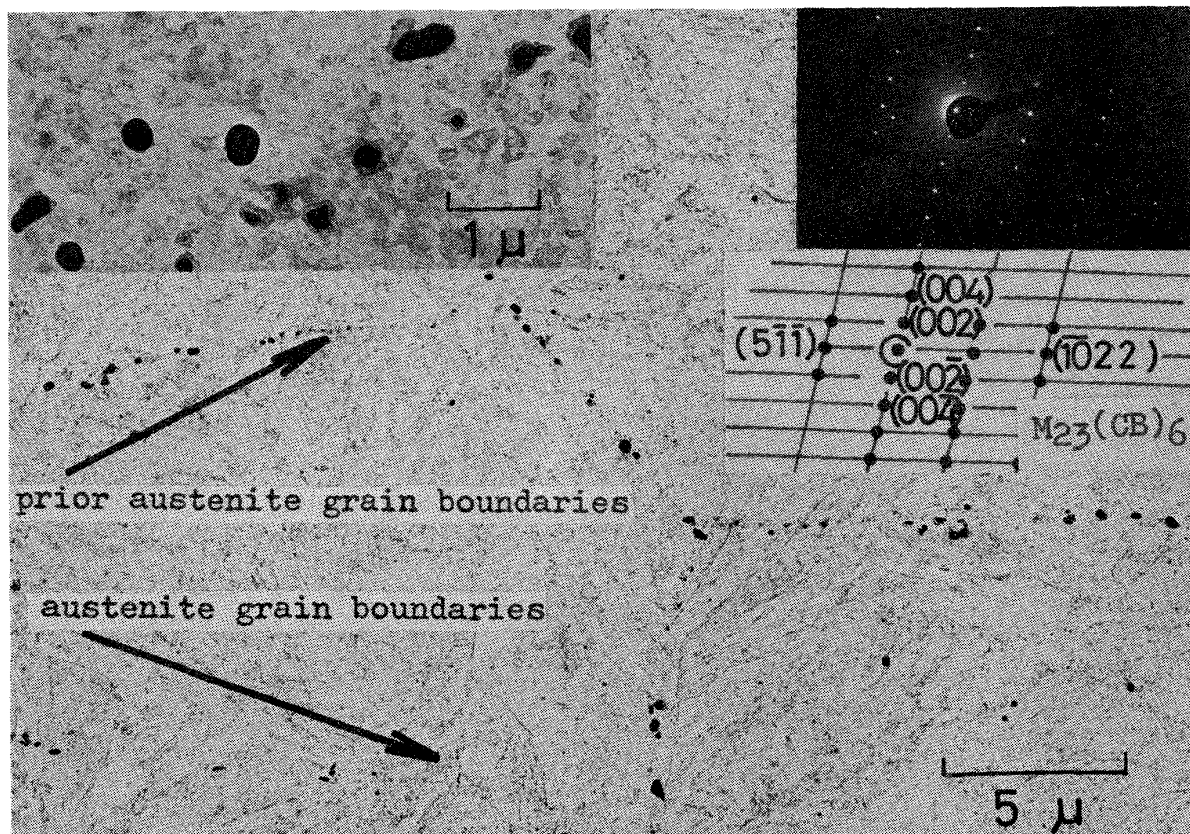


Photo. 1. Microstructure of steel M5.
 $1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ forging WQ+ $880^{\circ}\text{C} \times 0\text{min}$ WQ

～920°Cにおいて、保持時間の増加とともに焼入性が低下する。焼入温度1000°Cでは加熱途中で焼入性が既に低下しているものと考えられる。熱処理Xにおける鋼A2の焼入性の変化はA1と異なり、保持時間に関係なく良好な焼入性を示す。熱処理Yにおいては焼入温度890°Cでの保持時間が増加するにつれ、鋼A1およびA2ともに硬さが増加する。焼入温度が高くなるにつれて良好な焼入性に達する保持時間は短くなるが、A1の方がA2よりもより短い保持時間で良好な焼入性に到達する。焼入温度1000°Cにおいては熱処理XおよびYともに鋼A2の焼入性は鋼A1のそれより高い。これは両者のトータルB量の差異に起因しているものと考えられる。すなわち焼入温度が1000°C程度に高くなると窒化物としてのB以外は大部分固溶Bとして存在するため、トータルB量の多いA1の固溶B量はA2のそれより多くなり焼入性に最適な量を越え焼入性の低下をきたす。鋼A1の焼入性の変化は後の電顕観察結果に認められるとおり $M_{23}(CB)_6$ の固溶挙動が本現象に重要な影響をおよぼすことを示している。鍛造後水冷したB含有鋼を再加熱すると旧 γ 粒界上に $M_{23}(CB)_6$ が析出するが、熱処理Yの場合、700°C×100hの熱処理を行うこ

とによつて $M_{23}(CB)_6$ は粗大化すると同時にCr, MnおよびMoなどの原子が $M_{23}(CB)_6$ 中に濃縮する^{16)～18)}。Cr原子が濃縮した場合、 $M_{23}(CB)_6$ と平衡する固溶B濃度は減少することが知られており¹⁹⁾、熱処理Yにおいて $M_{23}(CB)_6$ と平衡する固溶B量は熱処理Xにおけるそれより低いと推定される。

3.3 電顕観察

鋼M5を鍛造・水冷後、15°C/minで加熱し880°Cまで加熱した時点で水冷した抽出レプリカ組織をPhoto. 1に示す。マトリックスが完全に γ 化した後も旧 γ 粒界上に析出物が認められる。Photo. 1の回折パターンよりこの析出物は $M_{23}(CB)_6$ と同定できる。Photo. 1で(002)と(5,1,1)面の間の角度は約79°であるが、この角度に対応する $M_3(CB)$ の面指数は存在しない²⁰⁾。

930°Cまで加熱すると $M_{23}(CB)_6$ は完全に固溶する。Photo. 1よりB量を過剰に含有する鋼の焼入性が焼入温度880°Cで良好で、930°Cで低下するのは $M_{23}(CB)_6$ の固溶挙動に依存することがわかる。すなわち焼入温度880°CではトータルB量は多いものの、 $M_{23}(CB)_6$ が未固溶なので固溶状態のB量は $M_{23}(CB)_6$ の溶解度積で決まる量しか存在せず、これが焼入性に適当な範囲内にあ

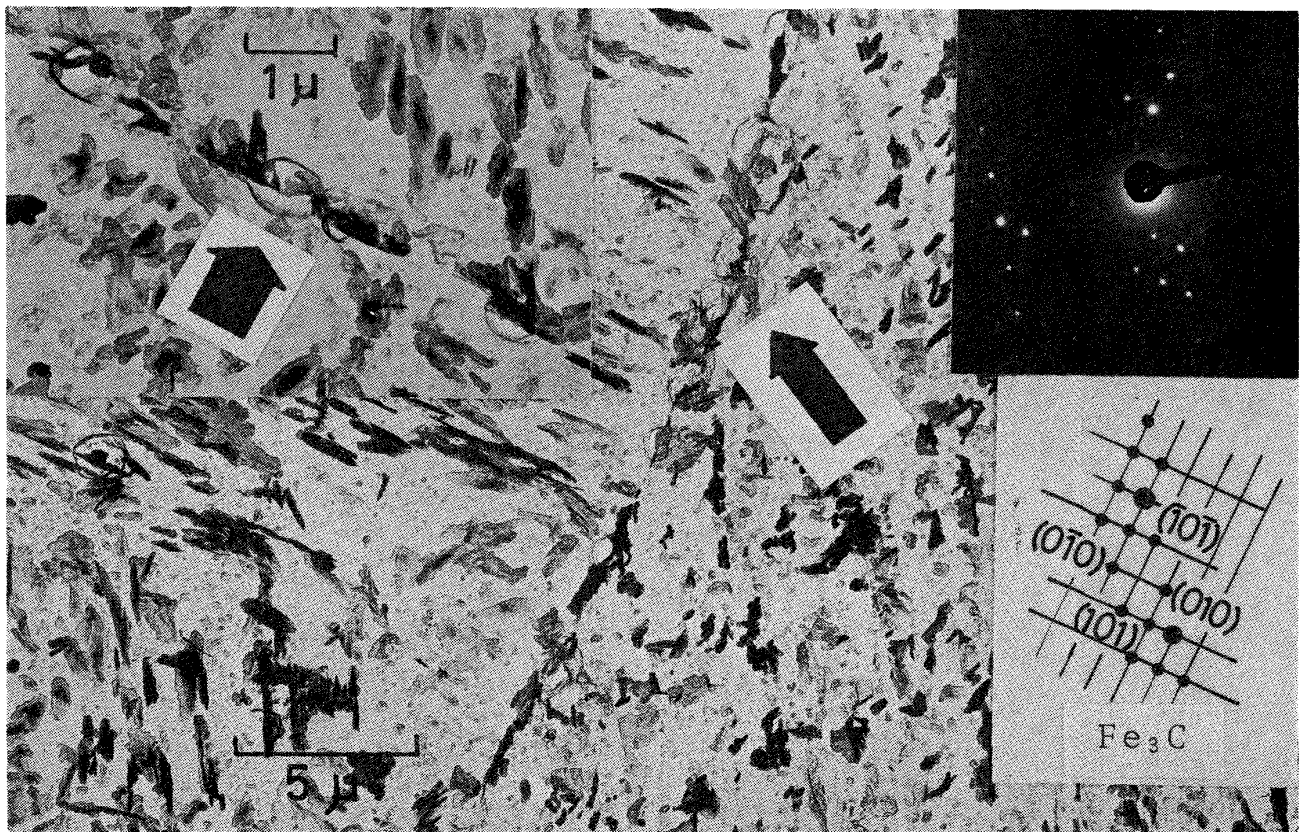


Photo. 2. Microstructure of steel H5 at distance 20 mm from quenched end in Jominy test. 930°C×80 min end quenched
A diffraction pattern results from a cementite rod situated beside the boron constituents.

と考えられる。焼入温度 900°C の場合、 $M_{23}(\text{CB})_6$ と平衡する固溶 B 量は良好な焼入性を示す固溶 B 量を超えるが、平衡状態に到達するまでの保持時間ではその中間の値にある。

Fig. 7 の熱処理 Y を行つた場合には、Photo. 1 に認められるよりもさらに粗大な $M_{23}(\text{CB})_6$ が旧 γ 粒界上に認められた。

B 量の多い鋼 H5 の、焼入温度 930°C におけるジョミニ試験片水冷端から 20 mm 地点の抽出レプリカの電顕写真を Photo. 2 に示す。旧 γ 粒界に沿って腐食孔が認められ、その近傍に炭化物が観察される。腐食孔はいわゆる Boron Constituent と称されるものである^{21)~22)}。通常は高温加熱 ($> 1200^{\circ}\text{C}$) した場合、冷却時に旧 γ 粒界上に認められるものであるが、本実験では 930°C 加熱にも拘らず認められた。Fig. 4 に示す鋼 H5 のジョミニ曲線と Photo. 2 において γ 粒界上に Boron Constituent が析出している事実とから B 量を多量に含有する鋼の焼入性が低下するのは、焼入途中 γ 粒界に Boron Constituent が析出し、B の焼入性向上効果が失われるためと考えられる。

3.4 熱力学的検討

本現象を Fe-Al-B-N 系における固溶 B 量の増減により説明することは不可能である。Fe 中の Al-N²³⁾ および B-N 系²⁴⁾ の溶解度積を用いて Fe-Al-B-N 系における固溶 B 量を、トータル N=20ppm (一定) として、トータル B, sol Al 量および焼入温度に対して求めると Fig. 8 が得られる。ここで Table 1 における B 量の高

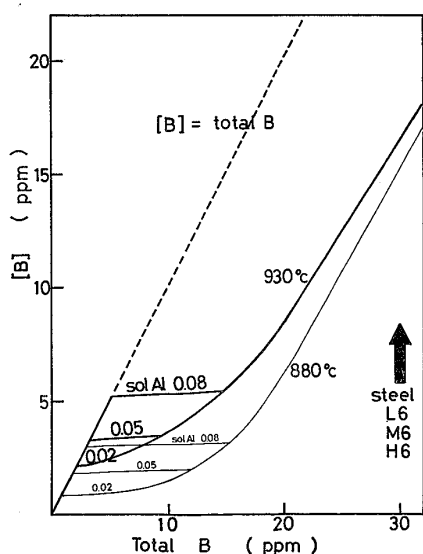


Fig. 8. Relations among $[B]$ (B^*), total B, sol Al and quenching temperature calculated from Fe-Al-N and Fe-B-N equilibrium systems. (total N=20ppm)

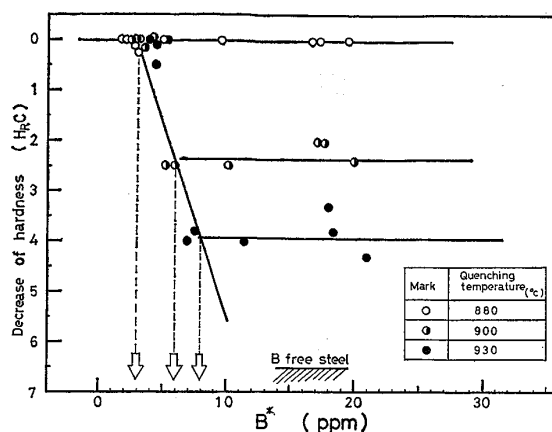


Fig. 9. Influences of quenching temperature and B^* content on the decrease of hardness at 30 mm distance from quenched end.

い鋼 L6, M6 および H6 のトータル B 量 $\approx 30\text{ppm}$ に着目すると、固溶 B 量は $880\sim 930^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で約 16 ppm であり、Fig. 5 に示すような焼入温度 880 および 930°C での間の大きな焼入性の変動を説明できる明確な固溶 B 量の差異は認められない。またその固溶 B 量の絶対値 (約 16 ppm) も 880°C における鋼 L6, M6 および H6 の良好な焼入性を説明するには高すぎると考えられる¹⁾。

上記の Fe-Al-B-N 系を仮定して計算により求められた形式的な固溶 B 量 (以後 $M_{23}(\text{CB})_6$ を考慮せず、BN の析出のみを考慮して計算によつて求めた固溶 B 量を B^* 量と表示する。) と水冷端 30 mm 地点における硬さの低下 (C 量のバラツキを C 量 0.01% あたり HRC 約 1.5 として補正してある。) をプロットすると Fig. 9 が得られる。

Fig. 9 において焼入温度 880°C では B^* 量のいかんによらず焼入性は低下しないが、 900 および 930°C ではある B^* 量を超えると焼入性が低下し、その低下する度合 (Fig. 9 では水冷端 30 mm 位置における硬さの低下) は焼入温度ではほぼ決まる。焼入温度 900°C では $\Delta\text{HRC} \approx 2.5$, 930°C では 4.0 である。

4. 考 察

本実験に認められた焼入性の変化には $M_{23}(\text{CB})_6$ の固溶挙動が重要な役割をしている。低 N-B 鋼の場合を考えると、鍛造後冷却時に BN はほとんど生成しない。再加熱 γ 化する際、BN 以外の B 原子は大部分 $M_{23}(\text{CB})_6$ としてのみ存在するが、 880°C 程度の低い γ 化温度では $M_{23}(\text{CB})_6$ は完全に固溶せず、実際に存在する固溶 B 量は Fig. 8 に示すような BN の析出のみを考慮した計算

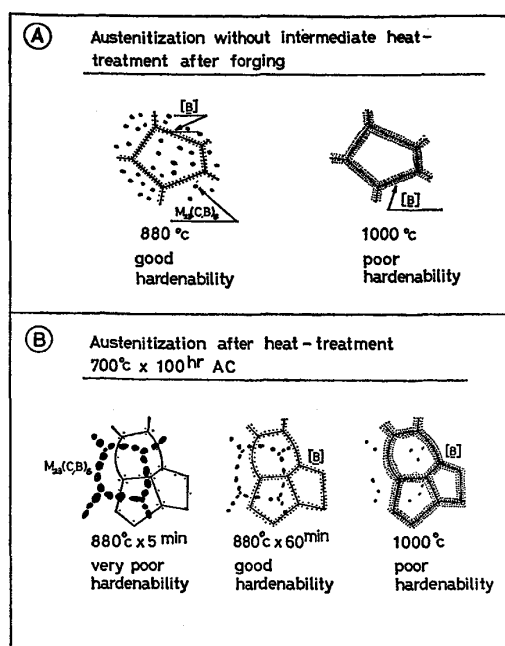


Fig. 10. The schematic distribution of boron atoms in excess-boron-containing steels at various temperatures (Globular precipitates represent $M_{23}(CB)_6$).

値 B^* 量に一致せず、むしろ $M_{23}(CB)_6$ の固溶量によって決定される。このため鋼 L6, M6 および H6 のような多量のトータル B 量を含む鋼に実際に存在する固溶 B 量は 880°C ではかなり低く、焼入性に最適な量だけ存在するが、焼入温度を高くすると $M_{23}(CB)_6$ はより多く固溶し、固溶 B 量は過剰となる。焼入前に炭硼化合物を粗大化する熱処理を加えると Cr, Mn などが濃縮する結果 $M_{23}(CB)_6$ と平衡する固溶 B 量は減少すると同時に平衡状態に到達するまでの時間が長くなると考えられる。以上のメカニズムを模式的に Fig. 10 に示す。電顕観察によれば鋼 M5 を 930°C まで加熱すると数分間足らずで $M_{23}(CB)_6$ は完全に固溶する。鋼 M5 の B^* 量は 930°C で約 7ppm であるので実際にその程度の B 量が固溶していることになる。その間の温度では保持時間に依存して $M_{23}(CB)_6$ の固溶量は変化する。本実験においては保持時間 200 min で平衡状態にあるとみなした。Simcoe¹⁾によれば、B の焼入性向上効果は固溶 B 量=3ppm 程度で最大になり、これを越えると焼入性は緩やかに低下する。固溶 B^* 量と焼入性低下 (硬さ低下) の関係を示す Fig. 9 より各温度において $M_{23}(CB)_6$ と平衡するおよそその固溶 B 量を求めることができる。Fig. 9 において各焼入温度における硬さ低下を一定とみなして、その硬さ低下における下限の B^* 量が各焼入温度において $M_{23}(CB)_6$ と平衡する実際の固溶 B 量を与える。すなわち B^* 量の中には固溶 B 量の他に、 $M_{23}(CB)_6$ としての

B も含まれているので (その分を除いた B 量) = (Fig. 9 における各硬さ低下レベルでの下限の B^* 量) = (固溶 B 量) の関係が成り立つ。Fig. 9 にそのようにして求めた $M_{23}(CB)_6$ と平衡する固溶 B 量を矢印で示す。 880°C で約 3ppm, 900°C で約 6ppm そして 930°C で約 8ppm である。

長谷部, 西沢による¹⁸⁾Fe-C-B 系に対する計算によれば, $880\sim 950^\circ\text{C}$ で $Fe_{23}(CB)_6$ と平衡する固溶 B 量は, これより数倍高い値である。本供試鋼の化学成分は Mn, Cr および Mo を含有しているため, 炭硼化合物の組成も Mn, Cr および Mo が高く, このような組成の炭硼化合物と平衡する固溶 B 量は低くなる¹⁹⁾からであろう。

Fig. 7 において α 温度で長時間保持することにより, 焼入性のピークが高温長時間側にずれるのは, $M_{23}(CB)_6$ 粒子が粗大化し $M_{23}(CB)_6$ の体積に対する表面積の割合が小さくなり平衡状態への移行速度が遅くなることおよび Cr, Mn などが $M_{23}(CB)_6$ 中に濃縮され $M_{23}(CB)_6$ と平衡する固溶 B 量が少なくなるからである。

5. ま と め

1) トータル B 量がある値以上含有する Cu-Ni-Cr-Mo-B 鋼 (低 N であることは必ずしも本質的でない。) においては, 焼入温度 880°C で良好な焼入性を示すが, 焼入温度および保持時間を高温長時間にするにつれ, 焼入性が低下する。この時ジョーミニー曲線はトータル B 量のいかんによらず水冷端 15 mm までは焼入性低下は認められず, 水冷端 15 mm 以遠で焼入性が低下している。

2) 上記の B 鋼を鍛造後水冷し, $700^\circ\text{C} \times 100\text{ h}$ の熱処理を行なうと, 焼入性に最適な焼入条件はより高温・長時間側に移行する。

3) 上記の焼入性の変化はオーステナイト化温度における $M_{23}(CB)_6$ の固溶挙動で説明できる。すなわち上記 B 鋼中の $M_{23}(CB)_6$ は焼入温度が低い場合, 完全に固溶せず部分的に未固溶のまま残存している。このためトータル B 量を極めて多量に含有した鋼でも, 良好な焼入性を得ることができる。焼入温度を上げるにつれ $M_{23}(CB)_6$ と平衡する固溶 B 量は増大し焼入性に最適な固溶 B 量を越え焼入性の低下が生じる。

$M_{23}(CB)_6$ を粗大化する熱処理 ($700^\circ\text{C} \times 100\text{ h}$) を行なうと Cr および Mn が $M_{23}(CB)_6$ 中に濃縮し $M_{23}(CB)_6$ が固溶しにくくなるので最適な焼入条件は高温長時間側に移行する。

4) 本実験に用いた基本成分系においては $M_{23}(CB)_6$ と平衡する固溶 B 量は 880°C で約 3ppm, 900°C で約 6ppm, 930°C で約 8ppm 程度である。この値は M_{23}

(CB)₆ の合金組成と関係するので, 基本成分および焼入前の熱履歴に強く依存する.

5) 固溶 B 量が過剰で焼入性が低下した鋼のジョミニ試験片の水冷端 15 mm 以遠において旧オーステナイト粒界に Boron-Constituent が認められた.

おわりに本論文の発表を許可された住友金属工業(株)取締役中央技術研究所長小田尚輝博士にあつく御礼申し上げます. また有益な御助言と激励を賜りました同所所次長近藤豊博士に感謝申し上げます. また本実験を熱心に推進して下さいた黒田健二氏に感謝申し上げます.

文 献

- 1) C. R. SIMCOE, A. R. ELSEA, and G. K. MANNING: *Journal of Metals*, 8(1956), p. 984
- 2) G. F. MELLOY, P. R. SLIMMON, and P. P. PODGURSKY: *Met. Trans.*, 4(1973), p. 2279
- 3) D. T. LLEWELLYN and W. T. COOK: *Metals Technology*, (1974), p. 517
- 4) K. J. IRVIN, F. B. PICKERING, W. C. HESELMWOOD, and M. ATKINS: *JISI*, 198(1957), p. 54
- 5) R. A. GRANGE and T. M. GARVEY: *Trans. ASM*, 37(1946), p. 136
- 6) 土生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 合田 進: 鉄と鋼, 60(1974), p. 1470
- 7) 井関祥浩, 済木捷郎, 酒井一夫, 中村昌明, 大谷泰夫, 渡辺征一: 住友金属, 27(1975), p. 399
- 8) 渡辺征一, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1842
- 9) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1851
- 10) H. H. STADELMAIER and R. A. GREGG: *Metal*, 17(1963), p. 412
- 11) 金子秀夫, 西沢泰二, 千葉 昂: 日本金属学会誌, 30(1966), p. 263
- 12) Y. OHMORI: *Trans. ISIJ*, 11(1971), p. 339
- 13) 長谷部光弘, 西沢泰二: 日本金属学会誌, 38(1974), p. 46
- 14) Ph. MAITREPIERRE, D. THIVELLIER, and R. TRICOT: *Met. Trans.*, 6A(1975), p. 287
- 15) 山中和夫, 大森靖也: 鉄と鋼, 62(1976), p. 895
- 16) 邦武立郎: 日本金属学会誌, 30(1966), p. 481
- 17) M. ALDÉN, S. ASPLUND, and B. ARONSSON: *JISI* (1972), p. 235
- 18) T. M. WILLIAMS and M. G. TALKS: *JISI*, (1972), p. 870
- 19) 金子秀夫, 西沢泰二, 千葉 昂: 日本金属学会講演概要, S 39年秋期, p. 102
- 20) K. W. ANDREWS, D. J. DYSON, and S. R. KEOWN: *Interpretation of electron diffraction patterns* Adam Hilger Ltd., London, p. 151, p. 153
- 21) R. A. GRANGE and J. B. MICHELL: *Trans. ASM*, 53(1961), p. 157
- 22) J. H. DELVETIAN and R. W. HEINE: *Welding Journal*, (1975), p. 458
- 23) L. S. DARKEN, R. P. SMITH, and E. M. FILER: *AIME*, 191(1961), p. 1174
- 24) R. W. FOUNTAIN and J. CHIPMAN: *Trans. AIME*, 209(1957), p. 1278