

第2圖 エル-爐中で B₂O₃ 處理した低 Cr 鋼の Jominy test.

を第2圖に掲げた。

第3表 B₂O₃ 處理低 Cr 鋼の化學成分, %

スラッグに對する B ₂ O ₃ 添加量, %	C	Si	Mn	P	S	Cr	B
0	0.27	0.35	0.49	0.037	0.021	0.84	—
1	0.26	0.49	0.60	0.034	0.016	0.84	0.008
3	0.30	0.52	0.66	0.029	0.024	0.97	0.013

- 1) 長谷川: “鐵鋼に及ぼす特殊元素の影響”, (1950)
- 2) 長谷川: 鐵と鋼, 技術資料, 38 (7), (1952)
- 3) R. Walter: DRP. Nr 304185 (1918)
- 4) R. B. Freeman: Met. Progr., 34 (1937)
- 5) G. E. Speight: J. I. & S. I. 171 (2), (1952)

(94) 含ボロン鋼の滲炭焼入性能に就いて

(Case Hardening Property of the Boron Treated Steel)

株式會社神戸製鋼所研究部 理 高橋 孝吉
工 西原 守・牧岡 稔

含ボロン鋼の利用分野を大別すると、構造用強靱鋼として用いる場合及び滲炭肌焼鋼として用いる場合の二つが考えられるわけであるが、前者に就いては、既に昭和28年秋季大に会於いて、TS 86 B. 45 を選んで、その焼入性能及び焼戻性能の両面から有用性を検討し、報告を行った。

一方、含ボロン鋼を合金肌焼鋼として使用する場合には、強靱鋼として用うる時とは全く異つた複雑な現象の生じる事が考えられる。即ち、ボロンが鋼に及ぼす硬化能増大効果は、0%の増加と共に減少して、C≒0.90%ではなくなると云う事実である。この為、滲炭層に於けるボロンの硬化能改善効果は、滲炭層の各C%に対し、

夫々様相を異にし、一般合金肌焼鋼に比べその滲炭層の焼入性能は複雑な現象を伴ってくる事が想像し得る。

そこで、含ボロン肌焼鋼の滲炭層に於ける硬化能現象を究明することが、実用上の諸問題を解釈する為の第一条件となると考えたので、以下の様な実験を行い、含ボロン鋼の有用性を検討した。

I. 供試材

実験に用いた材料は第1表の如くで、含ボロン肌焼鋼の代表として、94B17を選び、ボロン量を0~0.0072%迄4種類に変化させたものについて、ボロン添加に依つて滲炭層の焼入性能が如何に変わるかを調べ、同時に、実用鋼として試作した[B]_{sol.}=0.0009%を含む94B17を用いて、SH 80 A, SH 85 B との滲炭焼入性能を比較検討した。

第1表 供試材

	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	[B] _{sol.}	
94 B 17	80kg 鋼塊	0.17	0.94	0.23	0.54	0.38	0.15	0~0.0072
	1 ton 鋼塊	0.16	1.13	0.31	0.41	0.37	0.17	0.0009
SH 80 A	0.21	0.54	0.30	2.46	0.09	0.08	—	—
SH 85 B	0.18	0.70	0.30	0.04	0.93	0.22	—	—

II. 實驗方法

実験試料としては、標準ジョミニイ試片より若干長い、1吋φ×4.1/2吋のものを900~930°Cで固体滲炭を施し、700°Cで球状化処理を行った。滲炭後、機械加工により焼入端面側の滲炭層を除去し、1吋φ×4吋の標準試験片に成形し、アルゴン雰囲気中で脱炭を防止しながら所定の焼入温度から一端焼入を行った。表面より順次研磨を行つて、C%を異にする面の硬度分布をヴィッカース硬度計(30kg)に依つて測定した。

先ず最初に、各鋼種の滲炭層に於けるC%を決定しておかねばならないので、各チャージについて1本宛試料を準備し、表面より任意の厚さ宛旋盤で切粉を採取して、化学分析を実施し、各鋼種の滲炭層の炭素量の分布を決定した。この結果、94B17は、SH 80 Aよりは過剰滲炭の傾向が大きいが、SH 85 Bよりは少い傾向が認められた。

III. 實驗結果

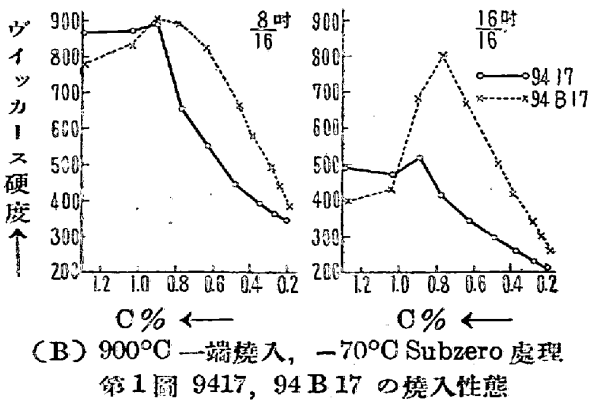
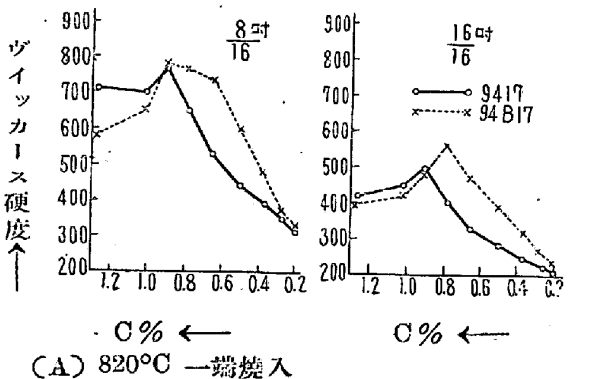
A) 滲炭層の焼入性に及ぼすボロン添加の影響

ボロン量(可溶性)を0, 0.0027, 0.0056, 0.0072の4種類に変化させたものに就いて実験を行つたが、[B]_{sol.}%の多少による焼入性の相異は認められなかつたので、[B]_{sol.}=0及び0.0056の兩者を代表として比較を行つた。

i) 焼入温度 820°C の場合 (820°C/30分一端焼入)

各試料共、滲炭層の表面より0.25mm宛研磨し、その都度焼入端からの硬度分布をヴィッカース硬度計(30kg)で記録した。

代表的な冷却速度と考えられる焼入端から8/16吋(3吋丸棒表面の冷却速度)及び16/16吋(4.5吋丸棒表面の冷却速度)の位置に於ける硬度分布を第1圖に示した。



第1圖(A)に示す様に、共析以下の場合には、C%と冷却速度の減少に比例して硬度は低下する傾向がある

が、C%約0.8以上では、無ボロン、含ボロン材共却つて変態が早くなる傾向がある。特に含ボロン材は、その傾向が著しく共析以上の硬度は、無ボロン材より低くなるのが認められた。兩者の顕微鏡組織を比較すると孰れも共析以上の範囲では、残留カーバイトが若干認められたが、兩鋼種間の差異は認められなかつた。

一方共析以下の範囲では、ボロン含有による硬化能増大効果は焼入端より3/16吋附近より現れ、第1圖(A)の8/16吋~16/16吋の範囲で最も大きな硬度の増加が認められた。

ii) 焼入温度 900°C の場合 (900°C/30分一端焼入 → -70°C で subzero 処理を行う)

焼入温度を900°Cにすると、無ボロン、含ボロン材共高炭素域で相当の硬度低下が認められたが、これは、残留オーステナイト生成に依るものであり、爾後の-70°C Subzero 処理によつて著しく硬度が回復した。この状態に於ける硬度分布状態の比較を第1圖(B)に示した。

(A)及び(B)を比較して判る様に、共析以上の範囲の硬化能は、無ボロン、含ボロン材共、焼入端から8/16吋位迄の早い冷却速度の時には、焼入温度を820°Cから900°Cに上昇させる事に依つて、相当よくなる事が認められるが、より遅い冷却速度範囲になると、変化がない様に考えられる。尙この共析以上で、含ボロン材が無ボロン材に比べて変態が早く、同一冷却速度では硬度が低くなる現象は、焼入温度を900°Cに上げて同様に認められる。顕微鏡組織上では、この場合820°Cで認めた残留カーバイトは殆んどオーステナイト中に固溶しており殆んど認められない。

一方、共析以下の範囲では、無ボロン材は焼入温度を900°Cに上げて、殆んど硬化能上昇効果はないが、含ボロン材は図の様に900°C焼入により硬度上昇に、特に顕著な効果を示している。その為、冷却速度の相当遅い16/16吋以降の範囲に於いても、滲炭層の硬化状況は、良好で無ボロン材と比べて格段によい成績を示している。併しながら、ボロンの硬化能改善効果は、大体C%=0.9迄である為、共析附近を頂点として硬化層の各炭素量に対する硬度分布は高炭素側で急激に低下する事が認められた。

滲炭層各C%に相当するボロンの効果を定量的に知る目的で、測定された各C%の硬化能曲線を用いて、50%マルテンサイト相当硬度を基準として、ボロンの相乗係数を求めた。その結果、820°C焼入の場合には、一応これ迄云われて来た Armstrong の近似式からの数値によく一致したが、900°C焼入後、Subzero 処理を行つたも

のに於いては、 $C=0.50\%$ 附近を頂点として(実測 M.F 値 $=2.7$) $C=0.90\%$ 迄上記の近似式を上廻る非常に大きいポロンの相乗係数を得た。この様に、滲炭鋼に於ける硬化層の焼入性が、焼入温度上昇により著しく改善せられ、且亦基準材と比較したポロンの相乗係数が、一般溶解鋼に得られるものより、 $C=0.40\% \sim 0.80\%$ 範囲で相当高い事は、二三の外国文献の同様な試験結果¹⁾²⁾ にも見られるものである。この現象は滲炭鋼を硬化させた時に起る特異な現象とも考えられる。

(B) 94 B 17 の代用鋼としての有用性

94 B 17 を代用鋼として用いる場合には、芯部の硬化能より考えて、SH 80 A、又は SH 85 B に置換し得ると思われるので、 $[B]_{sol.}=0.0009\%$ の 1 ton 試作鋼を用い、これら三者のジョミニイ試験片による前述と同じ滲炭硬化能試験を実施し比較を行った。

i) 94 B 17 は前項の試験結果と同様、焼入温度を 820°C から 900°C に上昇させると滲炭層の硬化能が著しく増大するが、 $C=0.80 \sim 0.90\%$ を最大硬度点として、高炭素側の硬度は冷却速度の減少と共に急激に低下してしまう。

ii) SH 85 B も焼入温度と硬化能の関係は、94 B 17 と非常によく似ており、 820°C 焼入に比し、 900°C 焼入は硬化能を増大させる作用が非常に大きく、特に 900°C 焼入時には、 $C\% = 0.60 \sim 0.90$ 範囲では焼入端から 4 吋迄大きな硬化能を示すことを知った。

しかしながら、表層部の高炭素域では、実験を行った焼入温度範囲内では、相当大きな硬度低下現象が認められ、冷却速度の遅くなるに従って、益々顕著になる傾向を示している。これは、94 B 17 の場合とは異り、残留カーバイトの問題が大きな要素となっている様に考えられる。即ちこの鋼種では高炭素域の変態は、焼入温度の上昇と共に遅くなつており、組織上では残留カーバイトが温度の上昇と共に非常に減少して行くのを認めた。

iii) SH 80 A は、94 B 17 及び SH 85 B とはその性格を異にし、滲炭層の焼入性は、 $C\%$ と冷却速度の減少に比例して低下し、前二者の様に共析以上の範囲で著しい硬度減少を起したり、焼入温度を上昇させると、滲炭層の硬化能が著しく改善せられると云う現象は認められなかつた。却つて、この鋼種に於いては焼入温度の上昇は残留オーステナイドの生成をまねき、前二者と同程度の Subzero 処理では分解させにくい傾向を示した。以上の結果より考えて、94 B 17 の滲炭層の焼入硬化能は、SH 80 A より大きく、SH 85 B より若干小さい傾向にある。そして、94 B 17 は高炭素域で、SH 85 B

同様硬度低下が著しい傾向にあるので、過剰滲炭は出来る限りさける処置を講ずる必要がある。

又滲炭層の焼入性は、焼入温度の影響が相当大きい様に考えられるので、焼入歪の問題と合せて、適当な焼入条件を選択し、最大の焼入性を発揮させて用いる様考慮すべきと考えられる。

IV. 結 言

標準ジョミニイ試験片を滲炭して、その滲炭層の焼入性を検討した所、次の諸点を知った。

- 1) ポロン鋼は、SH 80 A より、過剰滲炭の傾向があるが、SH 85 B より少ない。
- 2) 含ポロン材は、基準材に比べ共析以上の変態が早く、為に表面層の硬度は、基準材より低くなる。一方、共析以下では滲炭層の硬度を非常に改善する。
- 3) 含ポロン材は焼入温度を上昇させると非常に大きい焼入性の改善が見受けられたが、この場合、ポロンの硬化能増加係数(相乗係数)は、通常の溶解鋼で求めた場合の係数に見られない大きな数値を示した。
- 4) 代用鋼としての 94 B 17 の滲炭層の焼入性能は、SH 85 B と略々同等であり、SH 85 B 同様過剰滲炭は、表面硬度を低下させ傾向にある。
- 5) 94 B 17 と SH 80 A を比べると、滲炭層の焼入性能は、94 B 17 の方が大きい。滲炭層の硬度分布とか焼入温度の選択より考えると、94 B 17 を使用する時の条件は複雑で、SH 80 A 程、取扱上の融通性がない様に思われる。

参考文献

- 1) C. F. Jatezak, E. S. Rowland: A. S. M. vol 45 (1953) 771/783
- 2) F. X. Kayser, R. F. Thomson, A. L. Boegehold: A. S. M vol 45 (1953) 1064/1065

(95) 耐熱鋼の高温酸化に関する研究

(III)

(バナヂウム腐蝕の防止に関する研究)

(A Study on the High Temperature Oxidation of Heat Resisting Steels-III)

東京大學教授 工博 芥川 武
東京大學大学院學生 ○藤田 利夫

バナヂウム腐蝕 (Vanadium attack) により耐熱鋼は高温に於いて、いちじるしく、その耐酸化性を失うことを、第 1 報で述べた。今回はガスタービンの使用温度