

含硼素強靱鋼に関する研究 (I)

(昭和 27 年 4 月本會講演大會にて講演)

河井泰治*・井上陸雄*・小川楠雄*

STUDIES ON BORON TREATED CONSTRUCTIONAL
ALLOY STEELS (I)*Taiji Kawai, Rikuo Inoue and Kusuo Ogawa*

Synopsis:

Effects of boron addition on grain sizes, critical temperatures, Jominy hardenabilities and isothermal transformation diagrams were studied with several kinds of constructional alloy steels prepared from commercial and experimental heats. The results obtained were summarized as follows.

1. The perfect deoxidation and nitrogen fixing of the heat by proper addition of Al+Ti, prior to the boron addition was proved to be effective to increase hardenability and also to avoid grain coarsening tendency of boron steel.

2. The intensity of the boron effect on hardenability was apparently larger in Mo-containing steels especially in complex low alloy steels than in simple alloy steels.

3. Boron appeared to retard nucleation of ferrite both in continuous cooling and isothermal transformations, accordingly it seemed to retard the beginning of proeutectoid ferrite, intermediate and pearlite transformations in hypoeutectoid steel.

Decreasing effect of boron in higher carbon steels and practically no effect at eutectoid and hypereutectoid steels was considered to prove that boron only delayed the nucleation of ferrite but it did not affect on the nucleation of carbide.

4. A "boron constituent" at the austenitic grain boundary was observed, after the grain coarsening by heating at 1200°C followed by slow cooling.

I. 緒 言

鋼に微量の硼素を添加すると焼入性を増すことに関しては既に 1924 年に Richard Welter が特許を得ているが、工業的に利用されるに至ったのは第一次大戦以後であり Ni, Cr, Mo 等の合金元素の節減の爲米国に於て国家的な研究課題として大規模な試験研究がなされている。これらの貴重元素は其後も益々逼迫を告げているのでその実用化も急速に進み N. E. 鋼の設定に引続き Boron steel の仮規格が 1951 年 7 月 A. I. S. I. で定められている。B の鋼に対する影響は焼入性の改良のみに顕著でありその他の性質に対しては大きな影響が見られないとされ焼入性増加の理論的説明も明らかになつていないのであるが、一方米国に於ける構造用特殊鋼の進歩は Jominy の焼入性試験¹⁾ Grossmann 等の理想直径

計算法²⁾等が標準化されて鋼の焼入性が使用目的に応じて定量的に調節せられるに至つたことが大きな要因となつている。即ち強靱鋼に就いて云えば完全に焼入することが先決であり、完全に焼入したものを焼戻した場合に最良の性質が得られる。Jominy³⁾ はもし鋼が 90% 以上マルテンサイト組織になる様に焼入れられた場合、同一炭素量であれば合金組成の如何を問わず B.H.N. 200~400 の間に焼戻した際の機械的性質は殆んど大差ないと主張し、米国では一般に受け入れられている。勿論粒度、偏析、ガス其他の不純物や焼戻性等が影響を及すのでこの主張は例外なく適用する訳にはいかないが、少くとも強靱鋼に於いては焼入性が重大な意義を持ち、成分組成より寧ろ重要な要素として考える必要があると言つ

* 住友金属工業製鋼所

でも過言ではなからう。

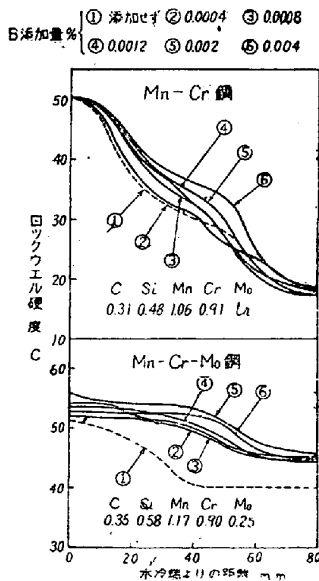
我が国に於ては最近漸く焼入性の問題が注目されるに至つた情況であり含硼素鋼に関しては今井教授が低炭素の高抗張力鋼に対し特に窒素の影響と関連して系統的な研究を進められているが工業的な利用は未だ殆んどなされていない。然し合金元素の逼迫は資源に乏しい我が国では当然問題とさるべき事であるので、先ず強靱鋼に対してB添加の研究に着手した。

尙硼素鋼の特性や製造上の諸問題に関しては A.S.M., A.I.S.I., S.A.E. 其の他の多くの研究者により発表があり又それ等の集録も多くなされているので本報では列挙することを省略する(5)(6)(7)(8)。

II. 供試材の製造

1. B添加量に対する予備実験結果

100kg 高周波電気炉で Mn-Cr 及 Mn-Cr-Mo 強靱鋼を各一熔解づつ熔解し炉中にて 0.1% の Al を加え予備脱酸を行い、予め赤熱した 10 番坩堝に粉末状の 0.9% B-Ti-Al-Fe 合金を加えて出鋼しそのまま凝固させた後鍛造及焼準を行い、A.S.T.M. 標準法により Jominy 焼入性曲線を求めた。斯様にして B 添加量を 0 より 0.005%迄変化させた結果第 1 図の如く両鋼種共 0.002~0.004% 添加で焼入性が最高となり文献(4)(5)の結果と一致したが、その効果は Mn-Cr-Mo 鋼の方がより大であり僅か 0.004% 添加で既に著しく焼入性が改良されることが知られた。



第 1 図 Boron 添加量の焼入性曲線に及ぼす影響

2. 各種供試材の熔解、添加法及成分

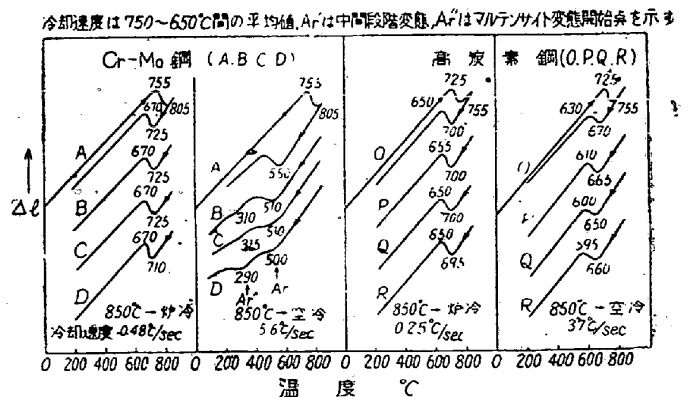
本報で実験に用いた供試材は 6t 塩基性電気炉による

現場熔解のもの 2 種と実験用 50kg 高周波炉で熔製した 11 熔解であり、添加した母合金はいずれも第 1 表に示した成分のものである。供試材の鋼種、成分及 B 処理方法は第 2 及び第 3 表の通りであり、現場熔解の Cr-Mo 強靱鋼及び高炭素鋼は取鍋及び鑄型中で予備処理及び添加方法を変え夫々 4 本の 100kg 試験鋼塊を鑄込み、実験用高周波炉熔解のものは合金成分を種々に変化させ、処理方法は一定の Al+Ti+B 処理として 16kg 鋼塊に鑄込んだ。いずれの場合も B 添加したものと比較するため単に Al 脱酸を行つたのみで同一重量の鋼塊を同時に鑄込んでいる。その後 100kg 鋼塊は 50mm 角に鍛造後 35mmφ (Jominy 試験), 30mmφ (抗張試験), 15mm 角 (衝撃試験) 及 8mmφ (等温変態測定) の棒鋼に圧延, 16kg 鋼塊は 35mmφ 及 15mm 角に圧延を行い、高炭素鋼は 850°C その他は 860°C にて 1 時間保持後炉冷して焼鈍を行つた。

尙第 3 表で知られたる如く高周波炉製供試材は硼素量の高いものが多いがこれ等は Al+Ti+B 処理により 0.009% 以下に低下している。これは窒素の固定化により不溶性窒化物が増加した為である。

III. 變態點及オーステナイト粒度に及ぼす影響

熱膨張計を用い、Cr-Mo 及高炭素鋼の加熱時變態点を測定した結果は第 2 表に記する如く B 処理の影響を殆んど受けない。冷却時の變態は第 2 図に示す如く Cr-Mo 鋼の炉冷の場合は 670°C 附近でいずれもパーライト變態を完了しているが、空冷の際は B 処理により中間段階變態が低温に移ると共にその一部が阻止されマルテンサイト變態量が増加する。高炭素鋼は空冷の際もパーライト變態が完了するがその温度は B 処理により 30°C 程度低下する。



第 2 図 冷却時の變態點に及ぼす Boron 処理の影響

第1表 Boron 添加合金及 Ferro-Titanium の成分 (%)

	C	Si	Al	Ti	B	備考
Boron 合金 Fe-Ti	0.11 tr	5.02 1.44	2.90 5.34	24.93 10.91	0.11 0.94	爐及び取鍋添加は 10mm 程度の粒状 鑄型内添加は粉状にして使用

第2表 6t 鹽基性電氣爐熔解供試材の成分, 處理方法, 變態點及粒度
(100kg 試驗鋼塊を鑄造)

鋼種 (熔解番號)	成分	鋼塊 符號	Boron 添加量(%)	處理方法及添加量(%)*			變態點 °C		結晶粒度 No.		
				Al	Ti	B	Ac ₁	Ac ₃	850°C	925°C	1200°C
Cr-Mo鋼 (E12248)	0.37% C 0.42% Si 0.72% Mn 0.020% P	A	—	0.05 F	—	—	755	805	6	6	3
	0.020% S 0.24% Cu 0.88% Cr	B	0.005	0.05 F	—	0.005 M	755	805	6	6	3
	0.25% Mo 0.0045% N ₂	C	0.003	{0.05 F 0.16 L	0.24 L	0.003 L	755	805	8	6	4
		D	0.006	{0.05 F 0.16 L	0.24 L	{0.003 L 0.003 M	755	805	8	6.5	4
高炭素鋼 (E12536)	0.63% C 0.40% Si 0.65% Mn 0.011% P	O	—	0.02 F	—	—	725	755	7	6.5	1.2
	0.019% S 0.020% Cu	P	0.002	{0.02 F 0.03 L	0.05 L	0.002 L	730	755	7	6.5	2
	0.13% Cu	Q	0.004	0.02 F	—	0.004 M	725	750	7	6.5	1.5
	0.0127% N ₂	R	0.004	{0.02 F 0.02 L	0.05 L	{0.002 L 0.002 M	730	755	7	6.5	1.5

* F: 出鋼直前爐中に, L: Cr-Mo 鋼 1.2t 取鍋. 高炭素鋼 3t 取鍋中に, M: 鑄型中に夫々添加
Al 及 Ti は Boron 合金より入るものを含めていない.

第3表 實驗用高周波爐製供試材の成分及處理方法

熔解重量	Boron 處理	處理方法及添加量 (%)	造塊
40kg	せ 處	ず 理 爐中 Al 0.05, 半量出鋼 殘湯に爐中 Al 0.10, Ti 0.10 B 0.002	16kg 鋼塊 1本 同 上

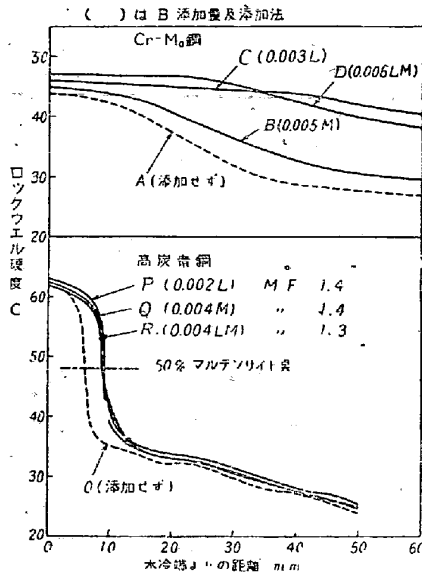
供試材 番 號	鋼 種	化 學 分 析 結 果 (%)											
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	N ₂ (處理前)	N ₂ (處理後)
1	Mn-Cr	0.37	0.27	0.38	0.036	0.030	0.10	—	1.09	—	—	0.0075	0.0085
2	Mn-Cr-Mo	0.27	0.32	0.92	0.32	0.030	0.10	—	1.08	0.17	—	0.0144	0.0064
3	"	0.27	0.29	0.97	0.036	0.029	0.10	—	1.29	0.20	—	0.0064	0.0062
4	"	0.38	0.29	0.86	0.035	0.029	0.10	—	1.02	0.17	—	0.0153	0.0090
5	"	0.36	0.28	0.90	0.038	0.033	0.17	—	0.69	0.18	—	0.0168	0.0056
6	低Mn-Ni-Cr-Mo	0.36	0.28	0.95	0.035	0.031	0.18	0.41	0.51	0.10	—	0.0144	0.0072
7	"	0.34	0.24	0.87	0.034	0.030	0.18	0.43	0.65	0.17	—	0.0141	0.0072
8	"	0.39	0.28	0.90	0.034	0.030	0.14	0.66	0.71	0.10	—	0.0150	0.0072
9	Mn-Cr-Mo-V	0.36	0.28	0.92	0.032	0.033	0.16	—	1.07	0.24	0.21	0.0130	0.0044
10	低 Ni-Cr	0.32	0.23	0.78	0.032	0.033	0.14	1.82	0.87	—	—	0.0138	0.0090
11	Mn-Cr-V	0.32	0.28	0.95	0.028	0.031	0.17	—	1.08	—	0.24	0.0133	0.0059

以上の兩供試材の 850, 925 及 1200°C のオーステナイト粒度を夫々一爐焼入法, 滲炭法及び焼鈍組織により観察した結果は第2表に示した様にいづれも細粒鋼で B 添加により成長開始温度が低下するようには認められ

ない。殊に Al+Ti にて予備処理したものは却つて微細である。

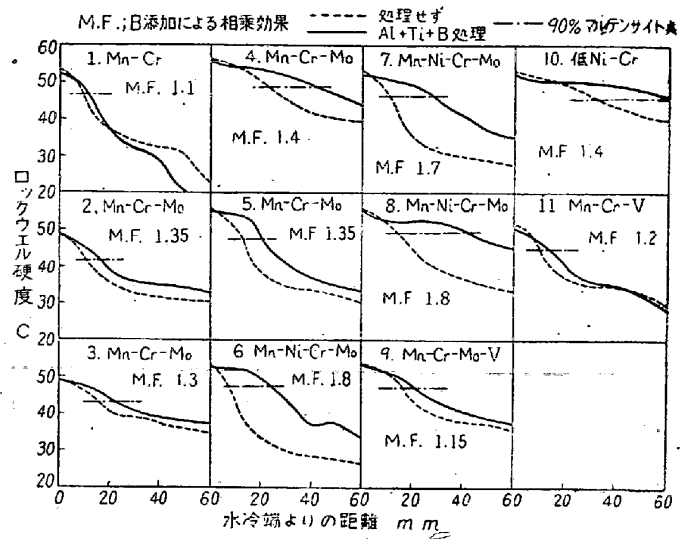
IV. 焼入性に及ぼす B 處理の影響

35mmφ 焼鈍素材より標準 Jominy 試験片を作り Cr-Mo 鋼 (A, B, C 及 D) は 850°C, 高炭素鋼は 830°C, その他は 860°C にて黒鉛容器中に焼入して脱炭を防止しつゝ 1hr 保持した後 24°C の噴水にて一端焼入を行い相対する 2 面を 0.02" 常温研磨し焼入性硬度曲線を求めた結果を第 3 及び第 4 図に示す。即ち



第 3 図 6t 塩基性電気炉溶解試料の焼入性曲線

- 現場溶解 Cr-Mo 鋼では B を添加しなかつたものに比し、予備処理を行わず鋳型中で 0.005% B を添加したものは焼入性の増加が左程大きくないが、取鍋中で Al+Ti の防護の下に B 処理を行ったものは著しい増加を示している。0.63% C 炭素鋼でも B 処理により焼入性が明らかに増加するが添加方法による差異は顕著でない。以上の両鋼種はいずれも 100kg 鋼塊の頭部及底部より採取した試験片に就いて良好な結果の一致を見た。
- 実験用高周波炉製供試材に於いては結果が稍整一を欠いているが窒素量が高いことが影響していると思われる。この場合 Mo を含まない Mn-Cr 鋼 I 及び V を含む試料 9 及 11 では改良は少いが、Mn-Cr-Mo 系及低 Ni-Cr 鋼、特に低 Ni-Cr-Mo 系の多元低合金鋼では B 処理による焼入性の増加が顕著である。
- 焼入性増加に対する B の特異性は炭素量が高くなるに従つてその効果が減少することであるが、上述の各硬度曲線より B の Multiplying factor を求めて¹⁰⁾ Rahrer & Armstrong の求めた関係図¹¹⁾に挿入すれば現場溶解の両鋼種及び実験用高周波炉製の多元低合金鋼は平均線に達しているが、他の鋼種は下方に分散している。尙理想直径 D_I は一般に 50% マルテンサイト点を用うるが焼入性の大きな試料では Jominy 試験より



第 4 図 50kg 高周波炉溶解試料の焼入性曲線

求められないので炭素鋼以外は 90% マルテンサイト点を用いた。数種の供試材に就て 50 及び 90% 点の両者から求めた Multiplying factor は大差がなく一致している。

V. 等温変態曲線に及ぼす B 処理の影響

現場溶解の Cr-Mo 鋼及び炭素鋼に就いて等温変態曲線の測定を行った。

1. 測定方法

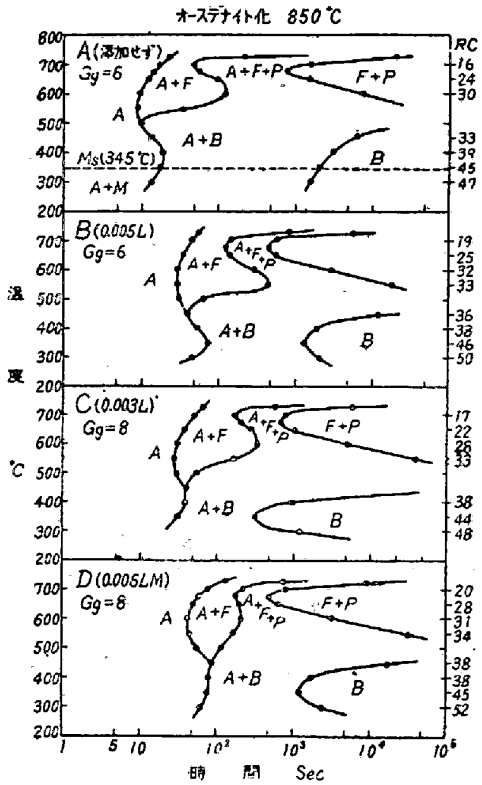
Cr-Mo 鋼は 3φ×30mm の試験片を作り Allen, Pheil & Griffith の方法¹²⁾を改良した熱膨脹式等温変態測定装置¹³⁾を用い等温膨脹曲線を求め更に経時焼入による顕微鏡組織及硬度測定の方法を併用した。高炭素鋼は後者の方法によつた。経時焼入試験片は 2×5×7mm のものを多数使用し、等温浴は Pb-Sn 及び Pb-Sn-Bi 浴を用い自動調節により浴温を ±2°C の範囲に保持した。その他の測定条件は下記の如くである。

鋼種	オーステナイト化	測定温度
Cr-Mo	850°C×10min	725~650°C 間 25°C 毎 650~300°C 間 50°C 毎
高炭素	850°C×5min	725, 700, 650, 600, 500 400, 300 及 250°C

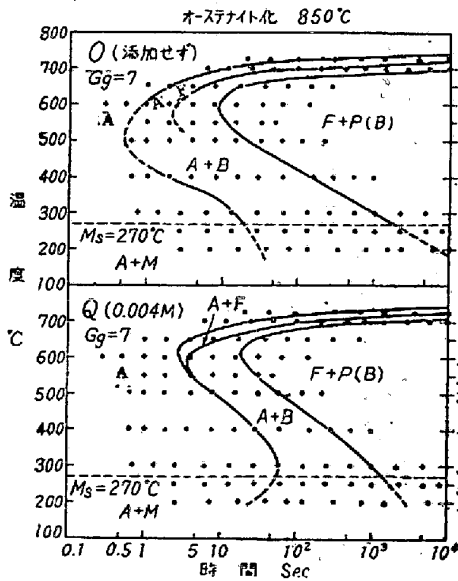
Ms 点は別に Greninger-Troiano の方法¹⁴⁾により測定を行った。

2. 測定結果

第 5 及び 6 図に示す如く文献¹⁵⁾で知られるように B 添加により変態開始が遅延されるが終了は左程変化せず又鼻の温度は変わらない。この結果で特に注目されることは



第5圖 Cr-Mo 鋼 (A.B.C.D.) の等温變態曲線



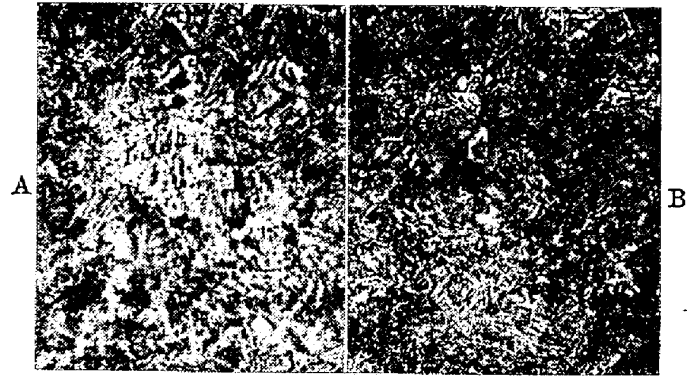
第6圖 高炭素鋼 (O, Q) の等温變態曲線

初析フェライト及び中間段階変態の開始に対するBの抑制作用である。尙 Cr-Mo 鋼は処理方法の差異が明瞭に現われているが高炭素鋼では殆んど同様な曲線となり、夫々焼入性曲線の傾向と概ね一致した結果を示している。

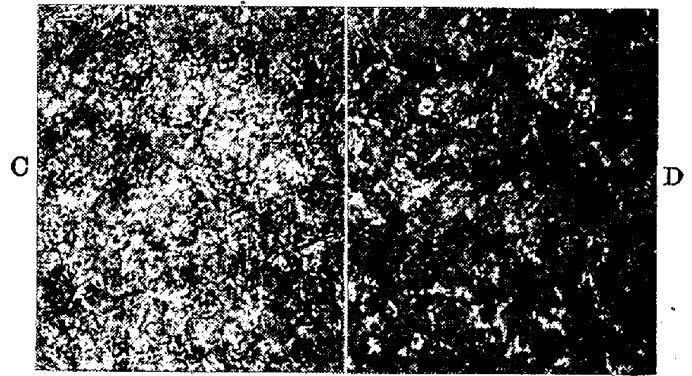
VI. 顯微鏡組織の觀察

1. 連続冷却の際のB処理の影響は既に知られた如く

同一冷速に対しオーステナイトの過冷度を増すことは明らかであるが、一例としてCr-Mo 鋼の焼準組織及硬度に及ぼすB処理の影響を第7圖に示した。焼準条件は次の如くである。



H.R.C=34 M (18%) F+B 残り 39 M (35%) F+B 残り



50 M (85%) F+B残り 49 M (73%) F+B残り

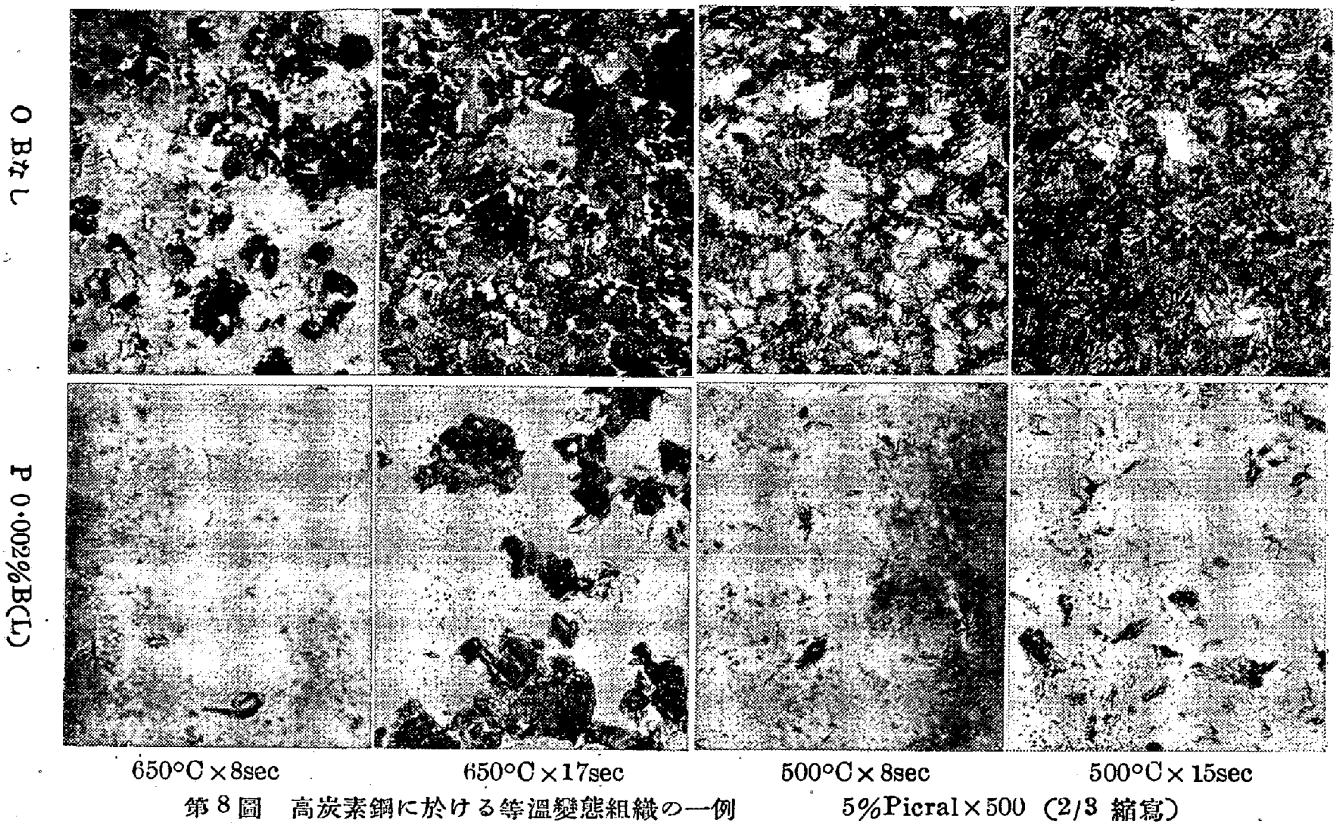
第7圖 Cr-Mo 鋼の焼準組織
5% Picral×500 (2/3 縮寫)
(860°C×1h→空冷)

試料: 10・5mm角×55mm, 860°C×1hr→空冷
550°C に於ける冷却速度, 約 1・80°C/sec

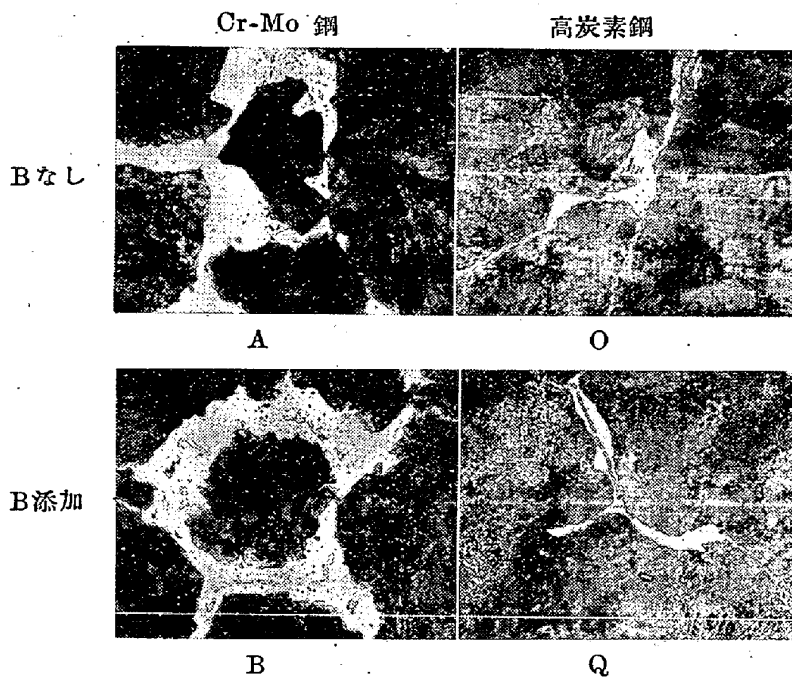
即ちB処理により初析フェライトが減少しペーナイトが過冷により微細化されると共にこの変態が抑制されマルテンサイト量が著しく増加していることが知られ、硬度測定結果も焼入性曲線の傾向とよく一致している。

2. 等温変態組織の例として高炭素鋼について第8圖に掲げたパーライト及中間段階域の変態がB処理により明らかに遅延する。Cr-Mo 鋼ではB処理したもののパーライト組織が微粒状になることが觀察された。

3. Grange 等¹⁶⁾は各種の炭素鋼を高温で粗粒化した後変態点直下で恒温処理することにより金相的にBを検出する方法を発表しているが、本実験に於て Cr-Mo 及高炭素鋼について、高真空中にて 1200°C×1h→炉冷後の組織の致例を第9圖に示した。即ちB処理したもの



第8圖 高炭素鋼に於ける等温變態組織の一例 5% Picral x 500 (2/3 縮寫)



第9圖 高温粗粒化處理による“Boron Constituent”の検出

5% Picral x 500 (2/3 縮寫)

はオースタイト粒界に相当する位置で連鎖状の特異な折出物が生じ Na_2O_2 で酸化すると暗赤色に着色される。このもの組成は明らかにされていないがB処理を行わないものには生じないから所謂 Boron constituent であると思われる。

VII. 結果の考察

1. Boron 鋼で第一に重視されなければならないのは製鋼時に最終の脱酸脱窒の問題であり、精錬不良の熔鋼に対しB処理を行うことはその効果が期待できないばかりでなく種々の弊害を生ずる惧がある。熔鋼の最終脱酸に対しては Al が断然有効でありBの酸化を防ぎ得るが窒素の固定に対しては熔鋼温度では充分であると云

えない¹⁸⁾。然し Ti は非常に安定な窒化物を作るのでこれを添加することにより B の窒化物生成による消耗を防ぐことが出来る⁹⁾¹⁰⁾ 随つて B 処理の予備処理として本実験で採用した如く Al+Ti の併用が適当であると考えられ、第3図の Cr-Mo 鋼の焼入性曲線はこの効果を示すものと思われる。但し機械的性質特に靱性に対してはこの処理があまり過剰にならぬことを必要とする。

2. Al+Ti の併用添加は鋼の細粒化にも役立ち特に粗粒化温度を上昇させることが特徴であるが¹⁹⁾第2表で知られる如く過熱感性性を助長すると謂われる B の影響を完全に阻止し得る。又 Al 及び Ti は γ に固溶の状態では焼入性を増加するが両者共細粒化作用により焼入性を低下せしめ特に Ti は非常に安定な炭化物を形成し γ の炭素濃度を低下させるので、焼入温度を高くしない限り少量の Al+Ti 処理のみで焼入性が増加することは考えられぬ¹¹⁾。

3. 実験用高周波炉製供試材は炭素量が 0.01% を超えるものが多く Al+Ti+B 処理によつても焼入性があまり増加しないものがある。然し Mo を含む鋼種では効果が大きく特に多元低合金鋼に於て著しい。この結果は低炭素鋼の処 B 理の際の Mo の効果に対する今井教授⁴⁾、或は多元系の合金鋼の際に B の Multiplying factor が増大すると述べている Glen の報告²⁰⁾ と関連すると思われる。

4. 等温及連続冷却時の組織に及ぼす B の影響は前述の如く初析フェライト及中間段階変態開始に対する抑制が目立っている。中間段階変態の機構は未だ充分知られていないが Wever²¹⁾ 或は Mehl²²⁾ 等によりフェライト核の発生により開始されると考えられる。又筆者等²³⁾ の実験結果でもこの変態は γ の結晶面に沿つて針状フェライトの出現することにより先行され、又亜共析特殊鋼の中間段階域の鼻は初析フェライト線の下部と一致乃至密接に関連することが本実験或は U. S. Steel Corp¹⁵⁾ に於ける多くの等温変態曲線測定結果により明らかである。随つて B 処理はフェライト核の発生を抑制し、初析フェライト発生を遅延すると共にやはりフェライト核の発生により生ずると考えられる処の中間段階変態の開始を遅延せしめるものと思われる。

5. 亜共析鋼のパーライト変態は初析フェライト析出の増加と共にオーステナイトの炭素濃度を増し ES 線の延長に相当する組成に至つて炭化物の核発生により開始されると考えられ、随つて初析フェライト変態が B 処理によつて遅延すればこの変態の開始も当然遅れる筈である。

6. 炭素量の増加と共に B の焼入性に対する効果が減少し共析成分以上では殆んど完全に失われると云われている。この現象は上述のフェライト核発生に対する B の抑制作用と関連するものと考えられ、又炭化物の核形成及成長には B は大なる影響を与えないと思考される。

VIII. 結 言

本報は各種の強靱鋼の焼入性、等温変態曲線等に及ぼす Boron 処理の影響につき実験結果を報告し若干の考察を加えた。引続き種々の熱処理を行つた場合の機械的性質に関し次号にて報告し全般的な結論を述べることにする。(昭和 28 年 3 月寄稿)

文 献

- 1) A.S.T.M. Designation A255-48T: A.S.T.M. Standard (1949) 505 及 SAE Handbook(1952) 111
- 2) Contributions to the Metallurgy of Steel No. 12: AISI Feb., (1946)
- 3) "Boron steel": Metal Progress, 60 Aug.(1951) 16
- 4) 今井(勇), 今井(彦): 金属學會誌 B15 (1951) 44 及後続講演
- 5) R. S. Archer, M. C. Udy, F. J. Robbins & Lawless, J. Parina Jr., P. R. Wray: "Boron steel A.S.M. (1951)
- 6) D. I. Brown: Iron Age, 168 (1951) 1-79, 2-85, 3-102, 4-68, 6-75
- 7) H. B. Knowlton: SAE Journal, 59 (1951) 8-17, 9-51
- 8) M. C. Udy: "Boron in steel: Principle & Practice" (1951) Battelle Memorial Inst.
- 9) 長谷川:本誌, 38 (1952) 7, 54
- 10) J. M. Hodge: Metals Handbook (1948) 494
- 11) M. A. Grossman: "Element of hardenability" (1952)
- 12) N. P. Allen, L. B. Pheil & W. T. Griffith: spec. rep. No. 24, Iron & St. Inst. (1939) 369
- 13) 河井, 小川: 本會, 昭. 26. 秋期大會講演
- 14) A. B. Greninger & A. R. Troiano: Trans. ASM 28 (1940) 537
- 15) Atlas of isothermal transformation diagrams (1951)
- 16) R. A. Grange & T. M. Garvey: Trans. ASM 37 (1946) 136

- | | |
|---|---|
| 17) J. Chipman: Metal Progress, 56 Aug. (1949)
211 | (1946) 356 |
| 18) K. K. Kelley: U. S. Bur. Mines Bull. 407
(1937) 66 | 21) F. Wever u. H. Lange: Mitt. K-Wilh.
Eisenförsch 14 (1932) 71 |
| 19) G. F. Comstock, S. F. Urban & M. Cohen:
"Ti in steel" (1949) | 22) R. F. Mehl: ASM Symposium on hardenabi-
lity (1938), 1 |
| 20) J. Glen: Spec. rep. No. 36 Iron & St. Inst. | 23) 河井, 小川: 本誌 37 (1951) 216 |

ガスタービン用耐熱鋼の研究 (I)

(Ni-Cr 系耐熱鋼の時効に及ぼす C, Si, Mn 及び Ni の影響について)

(昭和 28 年 4 月本會講演大會にて講演)

小柴定雄*・九重常男**

INVESTIGATION OF HEAT-RESISTING STEEL FOR GAS TURBINE (I)

Sadao Koshiba, Dr. Eng. and Tsuneo Kuno

Synopsis:

The mechanical properties of heat-resisting steel depend not only upon the chemical composition but greatly upon the heat treatment. The authors studied the effect of carbon, silicon, manganese and nickel contents on the aging of Ni-Cr austenitic heat-resisting steel containing 15% Ni and 20% Cr.

The authors first examined change of their hardness due to various heat treatments of each sample: i, e solid solution treatment and aging, and then observed the microstructure.

As the results of these experiments, they gave most moderate composition and heat treatment for Ni-Cr austenitic heat-resisting steel, concluding that (1) C 0.3~0.4%, Si 1.5~2.5%, Mn 1.5~2.5%, Ni 15~20% were conforming to Cr 20%. (2) The solution treatment was made at 1200~1250°C, and the aging temperature was 700~750°C, the aging time being 6~12 hours.

I. 緒 言

ガスタービン用耐熱鋼は高温高圧下で燃料を燃焼させタービン翼を作動させる為、(1) 高温度に於て高硬度、高強度を有していること、(2) 長時間の荷重に対するクリープ抵抗の大なること、(3) 耐酸化性の良いこと等が特に要求される。これらの性質を満足させる為には Cr, Ni, Co, Mo, W, Nb 及び Ti 等の元素が必要である。

そこで著者等は Ni 或は Co 等の貴重な元素を極力節約し、しかも耐久力大なる耐熱鋼を得んとし、先ず Ni 15%, Cr 20% 系耐熱鋼について C, Si, Mn, Ni 含有量の影響について研究を行った。

II. 試料並に實驗方法

Ni-Cr (15~20) 系耐熱鋼の基準成分を C 0.35, Si 1.50, Mn 1.50, Ni 15.0 及び Cr 20.0% とし各元素について即ち C 0.10~0.50%, Si 0.5~2.0%, Mn 1.0~3.0%, Ni 10~30% の範囲に変化し、溶体化処理温度、時効温度及び時間の硬度に及ぼす影響を調べた。

熔解原料としては金属 Ni, 金属 Cr, 金属 Mn, Fe-Si, 白紙二号及び電磁軟鋼を用い、これをタンマン電気炉にて 150g 熔解し、10×10×100mm 金型に鑄込んで

* 株式会社日立製作成安來工場 工博

** 株式会社日立製作所安來工場