

が期待される因子としては、脱酸及び脱硫効果が挙げられ、不良とする原因としては、結晶粒粗大化及び清浄度低下が考えられ、上記データはこれら因子が重畳して現われたものと思われる。

Ce のやゝ多い (0.4~1.2%) 試料について焼鈍硬度を測定した結果は、Ce 含有に応じて硬度の低下が認められた。又、焼戻硬度の変化は第 4 図の 0.7% C 鋼について明かな如く、焼入硬度には大差はないが、約 300°C 以上で 2 次硬化が現われ、Ce 含有量に比例した硬度上昇が認められるが、これは鋼中の Ce は炭化物 (CeC₂?) を形成し、これが焼戻に伴ってマルテンサイトより析出するものと予想される。

文 献

- 1) 著者: 工業材料, 1 [12], (1944), p. 1060.
- 2) 著者: “鐵鋼に及ぼす特殊元素の影響” (1950), p. 454.
- 3) W. E. Knapp, W. T. Bolcom; Iron Age, 169, (1952), [17], p 129: [18], p 140.
- 4) G. A. Lillieqvist, C. G. Mickelson; Journ. of Metals, 4 (1952), [10], p 1024.
- 5) R. Vogel; Zeits. anorg. Chem., 99 (1917), 25.
- 6) H. W. Gillett, E. L. Mack; Bur. of Mines, Bull. No 199 (1922), 81. pp

(77) ボロン処理肌焼鋼の恒温變態に就いての一考察

(A Study on the Isothermal Transformation of Boron-Treated Case-hardening Steels.)

大阪特殊製鋼 K. K. 吹田工場研究室

荒 木 透

I. 緒 言

ボロン処理肌焼鋼に対して期待するところは、マンガン以外の合金元素は出来るだけ少くして、充分の抗張力や靱性ある core を得んとするにあり、case の焼入性能はボロンに期待出来ぬが実際には充分なのが普通である。又普通の高クロムの代用肌焼鋼にあり勝ちな高変態点による焼入れ歪の増大や網状セメントイトを生じ易い性質を避ける為、クロムの含量は少量の粒状炭化物を生じ得る限界に求めるのが適当と思われる。この意味で前回^{*)} 報告した如く低ニッケルクロムモリブデンの所謂トリプルアロイ系ボロン処理肌焼鋼が実用性に勝れているものと認められる。

今その代表的なものとして C.17/21%, Mn~.85%, Cr~.55%, Ni~.55%, Mo~.15% の鋼種を選び Boron 処理による熱処理性改良の現象を明かにする為特に焼入時の変態機構を研究してみた。

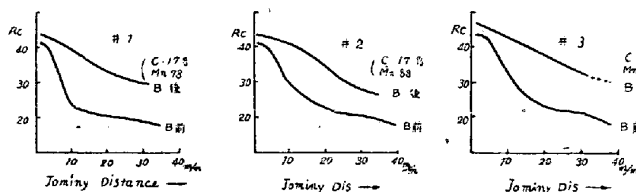
II. 供 試 材

実験に供した肌焼鋼としては、500kg 塩基性高周波電気炉の鋼湯より B 処理前後について小型鋼塊を接取し鍛造して 2.3mmφ としたものと、及び B 処理後の大型鋼塊よりの実際製品について比較検討した。

成分は下記の如くであり目標の上限及び下限の代表的なものを選んだわけである。

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	%
#1	.17	.25	.78	.62	.64	.18	.22	.017	} Al 脱酸 後 Ti, B 処理 B+ .003%
#2	.17	.22	.88	.62	.57	.19	.25	.022	
#3	.21	.23	.85	.58	.62	.18	.26	.017	

尚、Fe-Ti-B は C.06%, B 1.3%, Ti 19.9% のものである。これ等のチャージの Jominy テスト硬化能曲線は第 1 図の如くであつた。これ等の曲線から硬化能指



第 1 図

数として、理想焼入直径 (吋) を換算し又成分について計算^{*)}してそれぞれ D_r'', D_{rc}'' とすると下記の如くなる。(B 処理後の G>8)

	B 前		粒 G	B 後		BのM.F.	同 左
	D _r ''	D _r ''		D _r ''	D _r ''		
#1	2.0	2.05	7	4.2	4.9	2.4	2.0
#2	2.2	2.4	7.5	4.6	4.5	1.9	2.0
#3	2.5	2.6	7	5.3	5.5	2.1	2.2

III. 冷却變態機構に関する實驗並びに結果

1. 変態点に関して 7mmφ の試片を用いディラレーションした結果を示すと次の如くであつて、炭素量による Ac 点の変動及び、硬化能の変化による空冷変態点 Ar (冷却速度: -7~8°C/sec at 700°C) の変化の様子が知られる。(°C) Ac 点に対する B 処理の影響は前報^{*)} の如く、低炭素高クロムの場合と異なり著しい上昇は示しておらず 5°C 以内で実用上の問題とするに足らない。

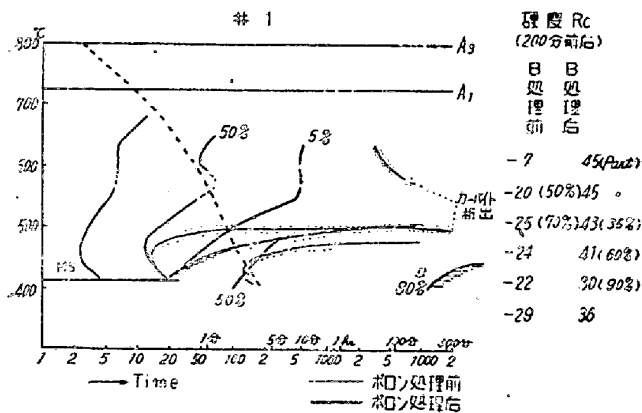
	B 処 理 前		Ar ₃ (r')	Ar''	終	織 組	B 処 理 後		Ar''	終
	Ac ₁	Ac ₃					Ac ₁	Ac ₃		
#1	730	820	670/600	510	460	F+B	730	825	550	(420)
#2	725	815	(670)	—	—	"	725	815	530	(400)
#3	730	805	(680)	490	350	"	730	805	430	310

この場合処理前後の粒度の差も影響がある様であるが、炭素量及びAcの温度の絶対値も相関する様考えられる。

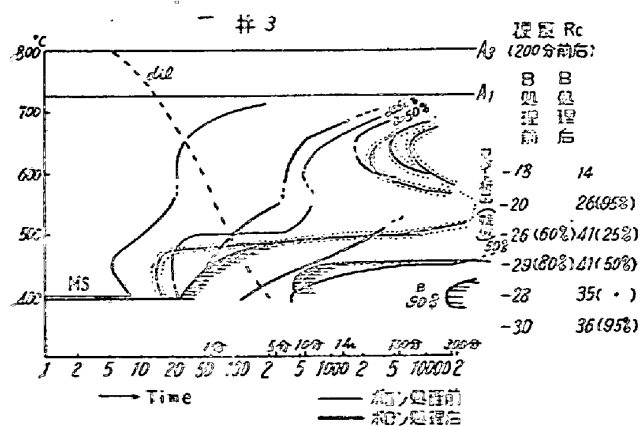
2. 前項の空冷試料の顕微鏡組織は Jominy 焼入試片の該当位置 (約 15~20mm) の組織とほぼ同様である事が見られる。これを検討すると何れも B 処理によつて Ar₃(Ar') のフェライト析出が著しく阻止されると同時にこれ以下の温度に於ける変態 (中間段階) が相当變つて来ている事が察せられる。

茲に各試料について 1mm 強、厚の小試片を作製して、880°C オーステナイズより錫浴に恒温焼入を行つて恒温変態の進行について観察した。特にディラレーション法をもデュクに並用して中間段階域に重点を置き TTT 曲線を作製した。(顕微鏡硬度法)

#1 及び #3 について得た結果を図示すると、それぞ



第 2 圖



第 3 圖

れ第2図及び第3図の如くである。一般的に B 処理によつて初析のフェライト開始線が著しく右にずれ、10倍以上の時間的遅れを生ずる事、パーライト段階に大きな変化のない事は知られている通りである。更に中間段階に於いては、B 処理により温度域が低下し、アッパーベイナイトの析出線が下にずれ、曲線の形が鼻部 (Nose) を失い裾を引く如くなる。終了点も全般に温度低下し不鮮明となつて来ている。

#1 は目標の下限の炭素量を有し、合金元素も比較的的低めにあり Dr''=2'' にて硬化能は B 処理前最も低いものである。#3 (Dr''=2.5) は C, Mn 共に高く上限にあり、両チャージの差はフェライト初析線にあらわれており、空冷ディラレーション (dil) 線のデータを見ても、#1 は 600°C 辺で一応フェライト段階を終了し続いて中間段階に入っている。この事は第1図によつて解釈する事が出来る。

B 処理後はこれ等の関係はそのまま保たれていない、Jominy 曲線で見ても #1 と #3 の差は水冷端の最高硬度の差 (Rc 47-44) のみで姿勢はよく似ている。TTT 曲線上では、両図に見る如く根本的な 2 チャージ間の差は認め難くなる。

#1 は低 C% の故にフェライト又はフェリタイクなベイナイト (低炭素の probainitic precipitation) が多く、高炭素析出物は時間的に遅れる傾向に見られる。マルチプライニングファクター M. F. を比較すると、50% マルテンサイトにて 2.1/2.4 で、90% M にては、2.2/2.05 と反対の傾向を示すのは、前者に於いては B の効果が他の元素効果より著しく強く効いている事を示すと考えられる。中間段階の変態開始には B の効果の著しい #1 の方が 50% 変態線が左に寄つておりカーバイド疑似析出物が早く、開始点は #3 と同程度であるに不係、開始後の進行は初期に速かである。然し後期は遅れ不明瞭である。

かく両チャージの C, Mn 等の元素差による変態速度の変化と B 処理の効果による影響とは可成りの差が認められるのは興味がある。図に於いて疑カーバイドの析出物の開始線は打点を以て示してあるが、この範囲のもの顕微鏡組織を普通のピクルエッチ及び硝酸ソー

ダエッチの二者によつて比較検討した処によるとこの間のメカニズムが可成り明かとなつた。(写真略)

#2 のサンプルは上記の 2 チャージの中間のものであり低炭素でやゝ高マンガンである。B 処理前の恒温変態の性状は中間段階に於いて #1 に近いが進行は高温に於いて比較的遅く完了する如くである。B 処理後は焼入性は三チャージ中最も悪く比較的 B の効果少く (M.F. = 1.9), フェライト初析線の遅れは少く、主として Mn の効果によつて進行の遅れを見せている様に見うけられる。又中間段階の温度域もやゝ高めで低域ベイナイトの裾部の傾斜が立つて来ている。

IV. 總 括

1. 主として炭素、マンガンの異なる低ニッケル、クロム、モリブデン系肌焼鋼三チャージについて、B 処理の効果を恒温変態の挙動を中心として熱处理的に実験研究した。

2. 本鋼種の焼入性は B 処理の有効度によつて左右される処が多いが、これと他の合金元素 (主として炭素、マンガン) の量のバラツキの結果あらわれるものとは程度が異なる。一般に知られたフェライト初析線への時間的影響以外に、中間段階域に於ける B 処理の効果と、他の C, Mn 等の影響を解析して考え、TTT 曲線によつてそのメカニズムを究明した。

文 献

- *1) 著者: 鐵と鋼, 39—3 (1953) p. 266.
- *2) " : 同上, 38—10 (1952) p. 109.

(78) 含硼素鋼の焼入性について

(Hardenability of the Boron-Treated Steel.)

株式会社神戸製鋼所研究部工西原 守・〇理馬淵 平
牧岡 稔・後藤督高

硼素の鋼の焼入性能に対する効果は通常ジョミニー焼

入試験に依り、判断せられる。処がジョミニー焼入曲線の表わす内容が鋼種によつて可成り異なり、或る鋼では主としてパーライト段階、又別の鋼では中間段階での変態の様相を表わしている。従つてジョミニー曲線より硼素の効果を云々するに當つては、この事を念頭に置いて考えねばならない。次に焼入温度の撰択が硼素の効果を最大限に發揮させる上に於いて重要な意味を有している。焼入温度が低すぎる場合にはオーステナイトの均質程度が悪く、硼素のオーステナイトへの固溶が充分行われなない為、硼素の効果は低下し、逆に高すぎれば、脱硼素の問題とは別に、焼入性能が劣化するという場合も見受けられる。当社では一昨年末より含硼素鋼の熔製並びにその後の処理について、より詳細な知識を得る為、諸種の研究を行つてきているが、ここでは特に上記の観点から含硼素鋼の焼入性について実験した結果を報告する。

A. 供 試 料

試料としては合金肌焼鋼 (94B17) と中炭素合金鋼 (86B45) の二鋼種を選び、硼素添加量を 0 から 0.008% 迄四通りに変化させたものを用いた。試料の熔製は塩基性 1/2 トン高周波炉で行い、炉中で予め Al, Ti に依り、脱酸、脱窒を行い、モールド中で硼素を添加する際更に Al, Ti を投入する事により、酸化、窒化による硼素の損失に非常に少くする事ができた。硼素添加合金としては、Fe-B, Fe-Ti-B 合金を用いた。第 1 表に供試料の化学成分を示す。

B. 恒温變態に依る S 曲線

ジョミニー焼入硬度曲線だけでは硬度の低下が、何れの変態に依るものか、判断しがたく、又冷却変態に依る顕微鏡組織はその識別の困難な場合が往々にして見受けられる。かゝる意味と、硼素の鋼に及ぼす影響を、より詳細に知る目的で B53 (86B45) 及び B54 (94B17) の

第 1 表 供試料の化學成分

		C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	B (insol)	B (sol.)	N ₂ (insol)	N ₂ (sol.)
(B 53) T.S 86B45	A	0.43	0.95	0.27	0.012	0.010	0.55	0.63	0.13	None	None	0.004	0.004
	B									None	0.0024	0.006	0.002
	C									None	0.0050	0.006	0.002
	D									0.0037	0.0039	0.007	0.001
	E									None	0.0053	0.007	0.001
(B 54) T.S 94B17	V	0.17	0.97	0.23	0.016	0.010	0.46	0.38	0.14	None	None	0.004	0.004
	W									0.0001	0.0027	0.006	0.002
	X									None	0.0056	0.007	0.001
	Y									None	0.0072	0.007	0.001
	Z									None	0.0045	0.007	0.001