

含ボロン鋼の研究 (I)

(昭和 28 年 4 月本会講演大会にて講演)

山中 直道*・日下 邦男*・小泉 武二*

STUDY ON BORON STEEL (I)

Naomichi Yamanaka, Kunio Kusaka, and Takeji Koizumi

Synopsis:

The purpose of boron treatment is to improve the hardenability of steel by addition of small amounts of boron less than 0.005%, and to save the alloying elements, nickel, chromium, and molybdenum. In Japan, there have been some basic investigations about the boron steel, but little experience in producing it.

In order to promote the use of boron steel successfully, the authors believed, it was necessary to study the influence of boron addition on the steels specified in Japanese Industrial Standards.

Effect of boron addition on the grain size, critical temperature, hardenability and mechanical properties of case-hardening and constructional steels in JIS specification were studied by the use of small ingots.

The results obtained were as follows:

- (1) It was found that the full deoxidation and nitrogen fixing by proper addition of Al and Ti was necessary to increase the hardenability and to avoid the grain-coarsening tendency.
- (2) Effect of boron on the case-hardenability decreased as the carbon content increased. Maximum hardenability was obtained at about 0.9% C, and it was necessary to control the carburizing condition to avoid higher carbon content.
- (3) In the carburizing tests, the boron-treated steels behaved in the same manner as in the non-boron steels. It is presumed that boron itself had no significant effect on the carbon content and distribution of the case.
- (4) Boron treatment gave favourable effect on the notch-toughness when the steel was completely hardened and tempered at a temperature lower than 400°C.

I. 緒 言

含ボロン鋼については最近吾が国でも各方面で研究され^{1)~3)}その焼入性の向上により Ni, Cr, Mo 等の合金元素節約の可能性が認められるに至ったが未だ実用化の域に達していない。吾々はボロン鋼の実用化を促進するには現用 JIS 規格を基幹として研究を行うのが適当と考え、現在工場で製造しつつある各種肌焼鋼、強靱鋼についてボロンの添加方法並に焼入性及び機械的性質に及ぼすボロンの影響を、まず小型鋼塊について調べたのでその結果について報告する。

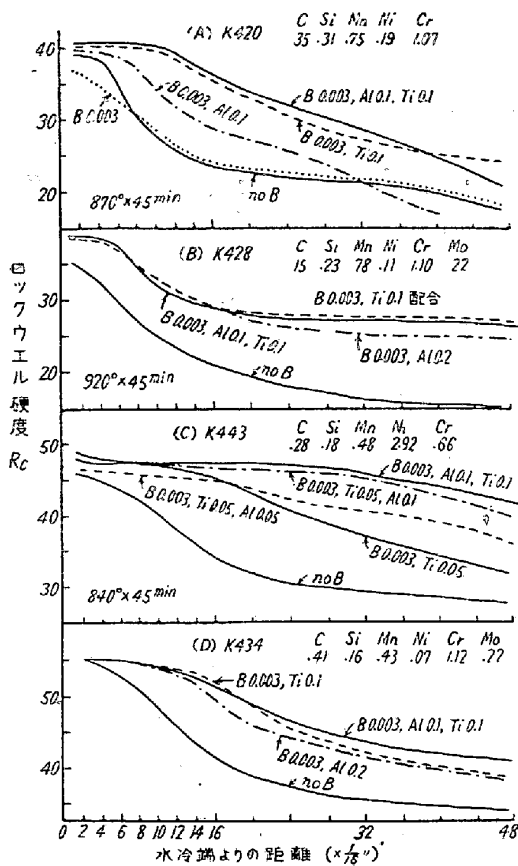
II. ジョミニー鑄造試片による
ボロン添加法の實驗

實際製鋼作業に於て取鍋下よりスプーンに約 3kg の熔鋼を受けとり、Bを添加しないもの及び Al, Ti を種々に変えて Fe-B と同時添加したものについて 1 1/8" φ のジョミニー鑄造試片を採取し、これを 925°C×4hr 焼準後 1"φ に加工して焼入性試験を行い、又 B 分析をアルコール蒸溜カーミン発色法により実施して添加法の実験を行つた。使用 Fe-B は下記の如き成分のもので、歩留り 70% として配合した。

	C	Si	Mn	Ti	Ai	B
Fe-B	0.10	2.68	0.20	2.94	4.8	11.03

第 1 図は添加方法を種々変えた場合の硬化能曲線の例を示す。(A) は SCr-80 についての結果にして Fe-B

* 特殊製鋼株式会社



第1圖 鑄造試片の硬化曲線

のみの添加ではBの効果は現われず、Al 0.1% 同時添加では多少効果が現われるが不十分である。Ti 0.1% 及び Al, Ti 各々 0.1% 添加でBの効果は著しくなる。(B)に Al 0.2% 添加の場合を示すが、この場合には

Bの効果が見られる。これらの実験を多数行つた結果を総合すると次の如くなる。

- a) Fe-B のみの添加ではBの効果は認められない。
- b) Al 0.1% 同時添加ではBの効果はあまり現われぬが、Al 0.2% になると効果が出る。
- c) Ti 0.05% 単独では効果は少ないが、Ti 0.1% になると顕著になる。

したがつて Fe-B 合金を用いてB添加を有効ならしめるには Ti 単独では 0.1%, Al 単独では 0.2%, Ti 0.05%, Al 0.1% 及び Ti 0.1, Al 0.1% を同時添加すればよいことが判明した。

III. 各種肌焼鋼に及ぼす B 添加の影響

実際製鋼作業に於いて取鍋下より約 10kg の熔湯を連合に受け、B を添加しないもの及び B 0.003%, Al 0.1% Ti 0.1% 添加したものより 7kg 鋼塊を採取し之を 30φ に鍛造後ジョミニー試片を採取し、残部を 16φ に圧延して機械試験その他の性質を調査した。

供試材の化学成分は第1表に示す。

(1) 焼入硬化能

標準ジョミニー試片による焼入硬度曲線を求め、硬度値よりジョミニー試片上における点 90% M 点及び 50% M 点を求め、理想直径に換算して⁴⁾ Multiplying factor を算出した結果は第2表の如くで、M・F は 1.75~2.0 となり、B 添加により焼入性の向上が顕著であることを示し、Rahrer-Armstrong の示した結果⁵⁾にも大体一致

第1表 肌焼鋼 化学成分

熔番	鋼種	化 学 成 分 (%)										結 晶 粒 度			
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	B	Al	Ti	N	925°C		1100°C × 1hr	
												無B	含B	無B	含B
K421	SH50	.15	.24	.46	.24			.0023	.07	.048	.0006	G 5	G 8	G 3 (70)	G 5
K418	SOMoA-1	.15	.21	.74	.16	1.10	.20	.0025	.05	.061	.0006	G 3 (60)	G 6	G 2 (50)	G 5 (30)
K423	"	.18	.24	.68	.18	.99	.21	.0022	.05	.039	.0006	G 4 (50)	G 7	G 2 (70)	G 3 (30)
K527	"	.17	.27	.80	.16	1.06	.23	.0024	.10*	.05*		G 4 (30)	G 4 (50)	G 4 (30)	G 7 (70)
K530	"	.13	.20	.73	.08	1.00	.23	.0019	"	"		G 6 (70)	G 6 (50)	G 4 (80)	G 4 (50)
K429	SOMoA-2	.20	.25	.75	.23	1.09	.22	.0027	.10*	.10*		G 4 (20)	G 3 (50)	G 1 (50)	G 1 (40)
8507	SCrA2	.20	.30	.67	.13	1.01	—	.0030	.04	.095	.0002	G 6 (80)	G 5 (50)	G 4 (50)	G 2 (60)
8515	SH80	.13	.20	.42	2.24	.22	—	.0017	.02	.016	.0080	G 8.5	G 7.5	G 3 (80)	G 2 (50)
K519	"	.16	.35	.43	2.28	.13	—	.0017	.10*	.05*		G 5 (10)	G 8.5	G 3	G 5.5
												G 7 (90)		G 1 (70)	G 3 (20)
												G 8 (40)	G 8 (30)	G 5 (30)	G 6 (80)
														G 1 (70)	G 4 (30)
														G 4 (30)	G 6 (70)

*印 配合%を示す。B, N 分析値は酸に可溶性のものを示す。

第2表 B の Multiplying factor

熔番	鋼種	B%	(×1/16")		(")		M.F		オーステナイズ温度(°C)
			水冷端よりの距り		理想直径		90%M	50%M	
K421	SH50	0		1		0.4"			920
"	"	.0023		2		0.8			"
K418	SCMoA-1	0	3.9	6.8	1.7	2.7		2.0	"
"	"	.0025	10.0	21.0	3.4	5.3	2.0	1.96	"
K423	"	0	5.0	8.8	2.2	3.2			"
"	"	.0022	12.0	27.0	3.85	6	1.75	1.87	"
K527	"	0	3.8	7.2	1.8	2.8			"
"	"	.0024	13.0	32.0	4	6.4	2.2	2.28	"
K429	SCMoA-2	0	4	9.3	1.85	3.3			880
"	"	.0027	12	34	3.85	6.5	2.08	1.97	"
8507	SCrA2	0	2.8	4.0	1.3	1.7			"
"	"	.0030	7.0	10.8	2.7	3.6	2.08	2.1	"
8515	SH80	0		2.4		1			840
"	"	.0017	1.9	3.9	0.75	2		2.0	"

する。

(2) 変態点及び結晶粒度

熱膨脹計により加熱 (5°C/min) 及び空冷時 (700°C に於いて 3.4°C/sec, 540°C に於いて 1.8°C/sec) の変態点を測定した。この結果B添加は Ac₁ には変化を与えず Ac₃ 点は同時添加の Al, Ti によつて僅か上昇する。Ar 変態は鋼種により差はあるが何れも B 添加によつて降下し, 又空冷時変態は Ni-肌焼鋼; Cr 肌焼鋼では Ar₁ 降下は僅かであるが Cr-Mo 肌焼鋼に於ては Ar₁ は完全に阻止され Ar' のみとなる。

学振法により 925°C×6hr 及び 1100°C×1hr の結晶粒度を滲炭法により求めた結果は第1表に示す如く, Al 0.1, Ti 0.1% 添加した場合にはB添加により粗大化は別に認められないが, Al 0.1, Ti 0.05% 添加の場合には Cr-Mo 肌焼鋼に於いて, いくらか粗大化の傾向が認められる。

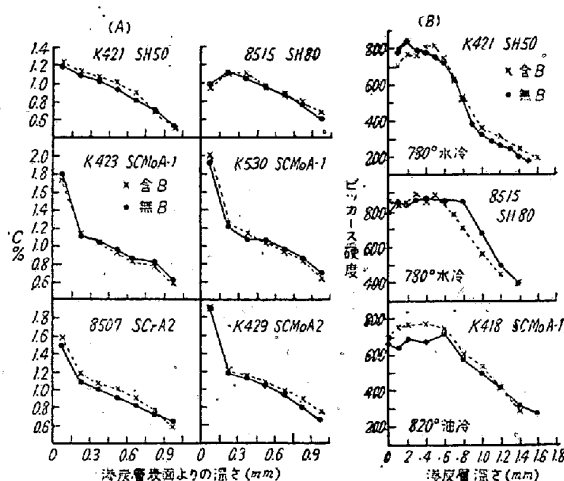
(3) 滲炭層炭素量及び焼入硬度分布

第2図は 16φ 試片を 925°C×5hr 滲炭徐冷後 (木炭 60, 炭酸バリウム 40) 表面より 0.15mm づつ旋削して C% を分析した結果で, B による影響は殆んど認められない⁶⁾。

同図 (B) は滲炭後焼入した試片について硬度分布を求めたもので, SH-50, SH-80 には B による差は殆んど認められないが, SCSMoA-1 に於いては含Bの方が表面層の硬度が若干上昇している。

(4) 滲炭層硬化能

高炭素組織に於いてはBの効果が消失することが知られているので⁷⁾, 滲炭層の硬化能をみるために予めジョミニ-試片の両側面を 0.35mm 研磨して滲炭徐冷後一端焼入を行い, まず滲炭層表面の硬度分布を求め, 次に

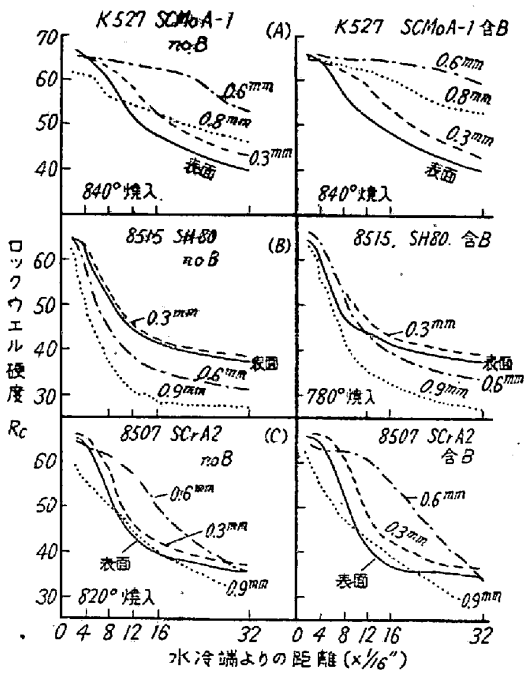


第2図 滲炭層 C% 及び焼入硬度

逐次 0.3mm づつ研磨して各々の面につき硬度を測定した。

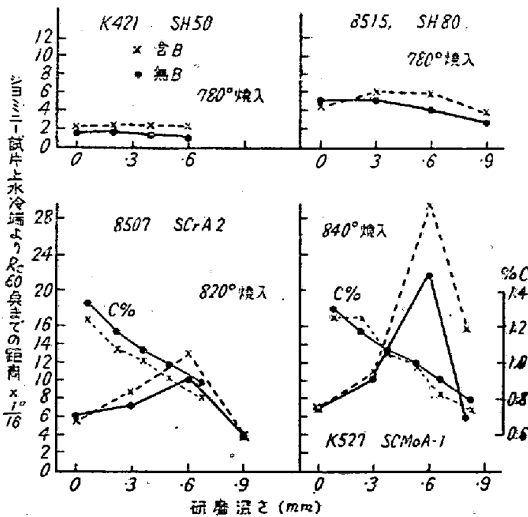
第3図 (A) は SCSMoA-1 についての結果で無B, 含B共に表面の硬化能は小さく 0.6mm 研磨面で最大となつている。又各研磨面について無B, 含Bの硬化能を比較してみると滲炭層及び 0.3mm 研磨面ではBの効果は殆んど認められず, 0.6mm 研磨よりBの効果が現われはじめる。この場合滲炭層表面の C% は第4図に示す如く約 1.3% あり, このような高炭素組織に於いてはBの効果が消失することがわかる。

第3図 (B) は SH-80 の場合で, この場合には滲炭層表面の C% は無B, 含B夫々 0.99% 及び 0.93% であるため 0.3mm 研磨面で硬化能が最大となつている。第4図は無B, 含Bの滲炭層硬化能をまとめたもので横軸に滲炭層表面よりの研磨深さをとり縦軸にジョミニ-試片上, 水冷端より Rc 60 点⁸⁾ の距離をとつたものである。尚ジョミニ-試片を表面より 0.15mm づつ旋削し



第3図 滲炭ジョミニー試片硬化能曲線

てC分析した結果を一部示してある。これによると滲炭層表面の高炭素部ではBの効果が始んど無くなっておりC約0.9%で硬化能は最大になっており、この場合のM・Fを求めてみるとSCrA2の場合1.22, SCM0A-1で1.40を示す。従つて含B鋼滲炭層の硬化能を大ならしむるには表面C量が0.9%を超えないようにする必要がある。

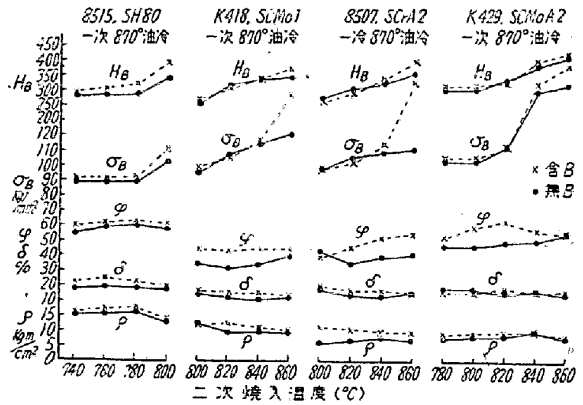


第4図 滲炭層硬化能

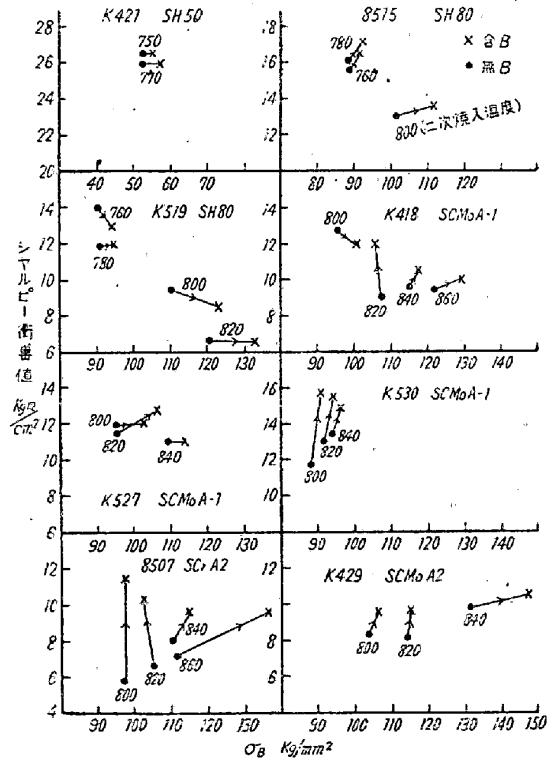
(5) 機械的性質

熱処理後の機械的性質に及ぼすBの影響をみるために、16φ試験棒をAc₁以上より一次焼入後Ac₁以上より二次焼入し、170°C×1hrの低温焼戻後引張試験、衝撃試験を実施した。第5図はこの結果にして、含B鋼の

衝撃値、伸び、絞りが向上し、二次焼入温度の上昇の場合抗張力が著しく上昇する。Bの機械的性質に及ぼす影響を明かにするために抗張力に対する衝撃値の関係を示したものが第6図にしてB添加により抗張力に対する衝撃値が向上し特に、二次焼入温度の高目に於て著しい。



第5図 機械的性質



第6図 抗張力と衝撃値の関係

次に第7図は焼入温度を上昇した場合の衝撃値を求めたものでSH50及びSH80に於ては900~1000°Cの焼入温度に対して含B鋼の衝撃値が良好であるが、SCM0A-1及びSCM0A-2に於ては950°Cより含B鋼の衝撃値が低下し、この傾向は油冷の場合より水冷の場合が著しい。これらのシャルピー試片の破面をみると炭素肌焼及びNi肌焼鋼に於ては無B、含Bの間に破

第3表 強靱鋼 化学成分

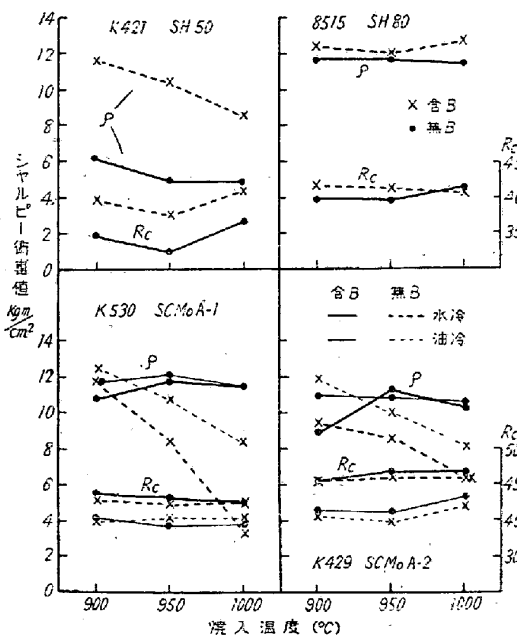
熔番	鋼種	化学成分 (%)										結晶粒度			
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	B	Al	Ti	N	925°C		1100°C×1hr	
												無B	含B	無B	含B
8500	SGrA6	.42	.27	.68	.19	1.04	—	.0028	.03	.061	.0002	G7.5	G8.5	G3 (20) G5 (80)	G3 (50) G6 (50)
8516	SOMo90	.33	.28	.37	.20	1.12	.21	.0023	.07	.033	.0032	G7 (50) G8 (50)	G7 (30) G8 (70)	G2 (30) G5 (70)	G1 (60) G5 (40)
K425	SNC1	.35	.25	.53	1.12	.69	—	.0020	.08	.089	.0008	G5 (50) G7 (50)	G8	G2 (40) G5 (60)	G4 (50) G7 (50)
8511	SNC2	.32	.28	.39	2.68	.77	—	.0024	.08	.09	.0003	G7	G7	G3 (50) G5 (50)	G3 (40) G5 (60)
K440	SNC3	.39	.23	.48	3.01	.79	—	.0018	.03	.023	.0027	G4 (20) G7 (80)	G8		
8869	SMnC75	.28	.30	1.25	.14	.77	—	.0025				G6	G7		
8522	高炭素鋼	.64	.29	.37	.15	.13	—	.0020	.07	.058	.0008	G7	G7	G2 (80) G5 (80)	G2 (80) G5 (80)
8529	SUP6	.57	1.66	.77	.35	.19	—	.0028	.08	.09	.0008				

面粒度の差は認められぬが Cr-Mo 肌焼鋼に於いては 950°C より含B鋼の破面粒度が粗らくなっている。

は変化はないが Ac₃ 点は約 5°C 上昇する。空冷時変態は鋼種により差はあるが何れも B 添加により降下する。結晶粒度は Al, Ti 含有のため含B鋼の方が微粒であるが, Cr-Mo 鋼では 1100°C に於いてやゝ粗大化を示す。

(2) 機械的性質

第8図は各種強靱鋼について 16φ 試験棒を焼入焼戻



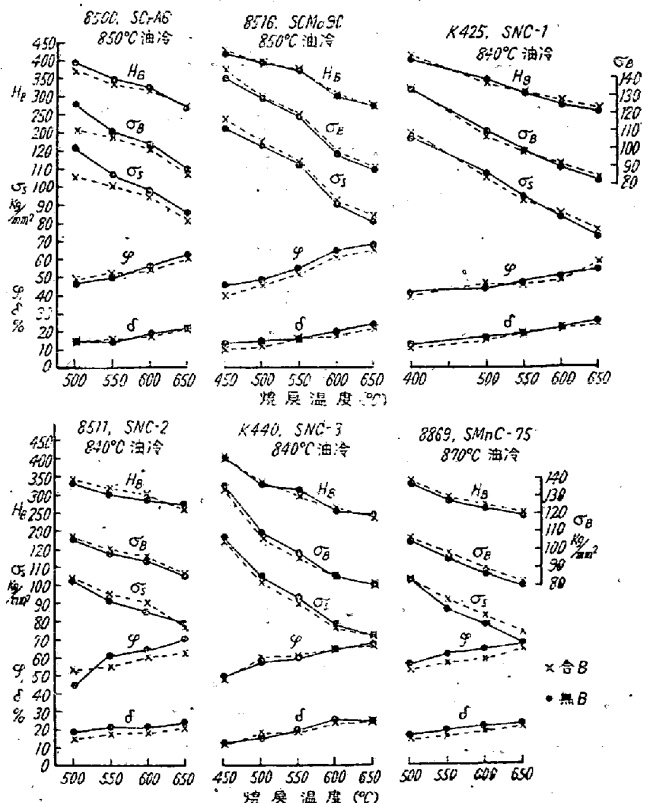
第7図 焼入温度と衝撃値

IV. 強靱鋼に及ぼす B 添加の影響

肌焼鋼の場合と同様にして試料を採取した。供試材の化学成分を第3表に示す。

(1) 焼入硬化能, 変態点, 結晶粒度

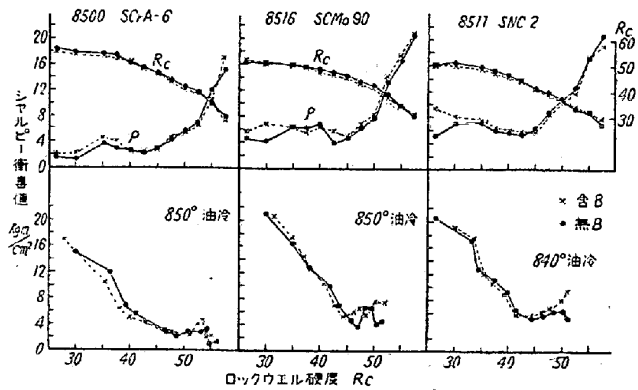
肌焼鋼の場合と同様に試験した結果 M・F は 1.5~1.7 となり B 添加により硬化能が大となる。C.0.64% の高炭素鋼に於ても M・F は 1.55 となった。次に変態点を測定した結果, 肌焼鋼の場合と同様含B鋼は Ac₁ に



第8図 機械的性質

後引張試験を行つた結果で、無B含B鋼の間に大差は認められず又B添加により焼戻抵抗にも殆ど変化は認められなかつたが低 Mn 鋼の場合同一抗張力に対し含Bの方がやゝ伸び、絞りが低下する。

次に完全焼入状態の焼戻性能を比較するために予め仕上加工を施したシャルピー試片を焼入後 100~650°C に 2hr 焼戻して硬度並に衝撃値相互の関係を求めた結果は第9図、第10図の如くで何れも低温焼戻ではB添加により靱性が向上し且 300~350°C の低温脆性が小となる。



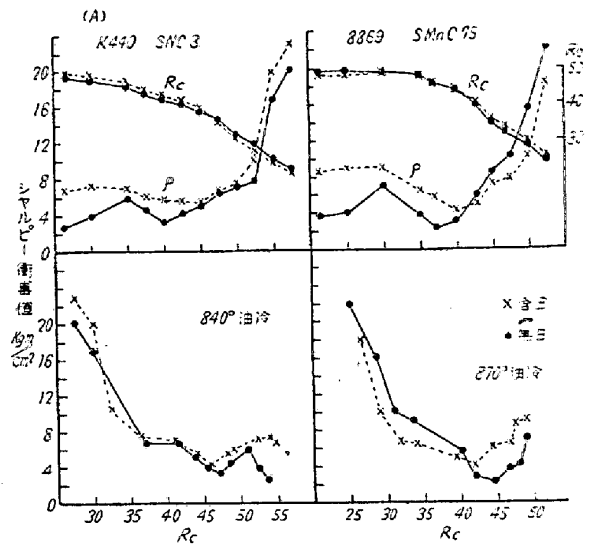
第9圖 硬度と衝撃値の関係

高温焼戻状態に於いては Cr 鋼及び低 Mn 鋼に於いてはB添加により靱性の低下が認められ特に後者が顕著であるが、Cr-Mo 及び Ni 強靱鋼に於いては高温焼戻後の靱性は無B、含Bの間に差は認められない。次に第10図(B)はシャルピー試片を衝風冷却(600~500°C の冷却速度、12°C/sec)後 400~600°C で焼戻を行つた場合の硬度と衝撃値の関係を示すもので、SNC-3 は無Bも硬化能大であつて衝風冷却で十分硬化するので焼戻後の靱性には殆んど差を生じないが、SCrA-6、SNC-2、SCMo 90 は何れもB添加により硬化能が向上するため焼戻後の靱性も向上している。

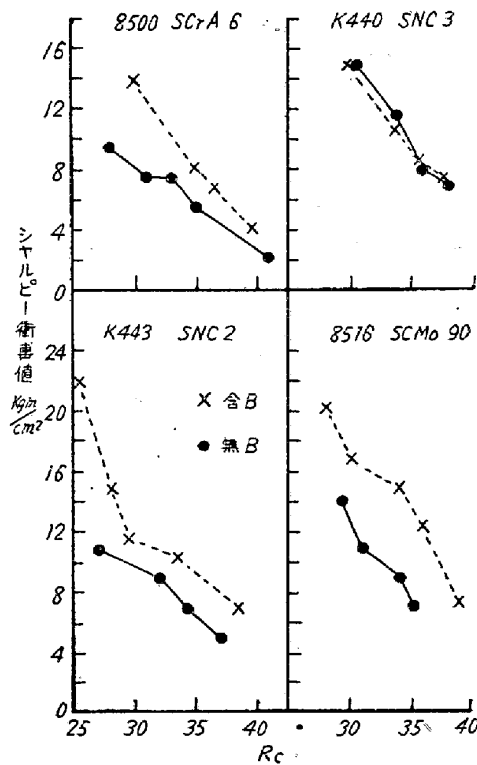
V. 結 言

以上ジョミニー鑄造試片によりボロン添加法の実験を行い、次いで JIS 規格の各種肌焼鋼、強靱鋼についてB添加の影響を調べたがこれを要約すれば次の如くなる。

1. Fe-B 合金を用いてB添加を有効にするには Al 0.2%, Ti 0.1%, 又は Al 0.1%, Ti 0.05% 及び Al 0.1, Ti 0.1% を同時添加すればよい。
2. 肌焼鋼に Al 0.1, Ti 0.1% を Fe-B 合金と同時添加した場合、B の M・F は 1.75~2.0 となり硬化能の向上が顕著である。



(B) 衝風冷却 (600~500°C, 12°C/sec)



第10圖 硬度と衝撃値の関係

3. 上記の処理を行つたものは Al, Ti の細粒化作用により結晶粒が微細となり粗大化は殆ど認められぬ。
4. 滲炭層炭素量及び滲炭層焼入硬度はB添加により大差は認められぬ。
5. 滲炭層硬化能を調べた結果、高炭素組織に於てはBの効果が消失するので表面層の炭素量を 0.9% 前後に制限する必要がある。
6. 肌焼鋼の一次焼入、二次焼入後の機械的性質はB

添加により向上する。

7. 強靱鋼へB添加の場合: M・F は 1.5~1.7 となり硬化能は向上する。結晶粒度もB添加による粗大化は認められぬ。

8. 低温焼戻の際の衝撃値はB添加により改良され低温焼戻脆性が緩和される。高温焼戻の場合には Cr-鋼, 低 Mn 鋼にはB添加により靱性の低下が認められたが, Cr-Mo, Ni 強靱鋼には無B, 含Bの間に差は認められない。

終りに本研究の発表を許可された石原工場長に敬意を表すると共に, 試料採取に協力された製鋼課係員並に実験の一部を担当された外岡隆, 平山政隆両係員にも謝意を表します。(昭和 29 年 4 月寄稿)

文 献

1) 河井, 井上, 小川: 鐵鋼協會第 43 回講演大會報告

(昭和 27 年 4 月)

- 2) " " " 鐵と鋼, 38 (1952) No. 10 p.116
- 3) 高尾, 高橋, 西原, 谷藤: " " " p.118
- 4) J. M. Hodge: Metals Handbook (1948) p.494
- 5) C. D. Rahrer, C. D. Armstrong: T. ASM, 40 (1948) p.1099
- 6) A. S. Jameson: Steel 131 (1952) No 15 p.154
- 7) S. L. Widrig, Wilson T. Groves. Metal Progress. 61 (1952) p.71
- 8) C. F. Jatzczak, E. S. Rawland: ASM, 1952 Preprint. No 14 [T. ASM. 45 (1953) p.771]
- 9) Robert Scherer, Karl Bungardt: St. u. E.72 (1952) Nr 23, S.1433

耐熱鋼の研究 (V)

Timken 16—25—6 の析出現象に就いて

(昭和 27 年本会秋期講演大会にて発表)

浅野 榮一郎*

STUDY ON HEAT-RESISTING STEEL (V)

Eiichiro Asano

Synopsis:

The precipitation phenomena of Timken 16-25-6 heat-resisting alloy were studied in relation to content of nitrogen. There were four grades of nitrogen content in the samples, i. e. 0.16% N, 0.10% N, 0.04% N, and denitrized by Ti addition. They were melted in a high-frequency electric furnace, and hot-forged into bars. Solution treatment was made at 1150°C for 1 hour in a weak vacuum atmosphere.

The influence of the contained nitrogen on precipitation was almost imperceptible at 700°C (1290°F) aging. However, it was remarkable at 800°C (1470°F) and 900°C (1650°F). The intermediate maximum hardness during precipitation at 800°C (1470°F) was delayed proportionally to decrease of nitrogen content in samples. Besides, the amounts of precipitated particle were varied in parallel with hardness variation at time of the intermediate maximum and minimum hardness.

The degree of coagulation in precipitated particles became larger with increasing aging temperature and aging time. On the other hand, the sample of #B4 (containing 0.16% N) had finer particles than other samples of #B5 & 6 (containing 0.10% N) and #B7 (containing 0.04% N) aged at 700°C (1290°F) and 800°C (1470°F). But, when they were aged at 900°C (1650°F),

*. 東都製鋼 K.K. 技術部