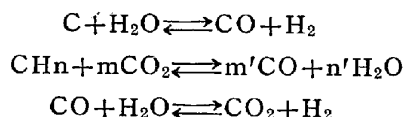


元に対して天然ガスの特異性が認められる。

かく鉄酸化物の還元天然ガスを用いる場合、主要成分の炭化水素の分解反応が最も大きい因子の一つで、分解反応前後に於いて反応速度が大きく変化する。而も実験一IIの結果に示された様に、分解反応は単に温度のみならず、試料の状態も影響するので、還元生成物がガスの分解反応に役立つことが示される。而も分解反応と鉄酸化物の還元反応とが併行する点から、天然ガスを還元剤とする場合、単に反応温度のみならず、その反応系を構成する鉄酸化物の状態が主要因子となるので、提供試料の構造や加熱時の変化等が還元反応の進行に相互関係あることを考慮すべきである。

勿論この実験条件下では、更に反応気相を構成する諸成分相互の反応も還元の進行に影響する。即ち反応条件下で



等の諸関係からその進行如何によつて反応気相の組成が決定するので、之等の検討も反応機構解明上重要なことで、更に之等による考察の複雑化が予想される。

IV. 総 括

Reformed natural gas を鉄鉱石の還元剤とする場合の各鉄石との組合せによる実験結果を、反応過程を中心として要約すれば次の如くなる。

1. 天然ガスの鉄鉱石に対する還元力は CO や H₂ ガスより比較的弱いが、成分中の炭化水素が分解されると頗る強力となり、難還元性の砂鉄も 800°C 内外において充分金属鉄に還元される。
2. 炭化水素分解前の還元は沼鉄鉱及び赤鉄鉱系が大きく、砂鉄では殆んど認められない。然し、炭化水素の分解進行と共に上記の進行順序は異り、砂鉄が最も迅速に還元され、沼鉄鉱は温度変化による還元率が不規則的になる。
3. 炭化水素の分解過程と還元の進行とは相互関係を有し、両反応の併行する場合の還元作用は極めて迅速である。
4. 送入ガス量を増加すると、各鉄石とも還元速度を増すが、その傾向は特に砂鉄が著しく、反応経過から見ると、反応時の試料状態がガス分解作用に重要な役割を果すと考えられる。
5. 炭素析出反応は CO 単一の場合と同じく、沼鉄鉱一酸化第二鉄一砂鉄の順で進行するが、送入ガス量を増加すると反応の進行が阻害される(昭和29年7月寄稿)

硼酸塩被覆によるボロン鋼の焙製†

長谷川 正義*・中村 吉之**

PREPARATION OF BORON STEEL UNDER BORATE-CONTAINING SLAG

Masayoshi Hasegawa, Dr. Eng. and Yoshiyuki Nakamura

Synopsis:

It has been early known that boron was reduced and alloyed with steel, when steel was melted under a covering borate-containing slag, and the steel was hardened. One of the authors has reported this facts. (cf. *M. Hasegawa*, "Effect of Special Elements on Iron & Steel," 1950, Tokyo; *M. Hasegawa*, *Tetsu-to-Hagane*, Vol. 38, 1952, No. 7) Lately *Speight* also reported on the addition of boron to steel by the reduction of boron oxide, in detail.

Prior to this, as the authors have studied this problem, in this issue they report the preliminary experiments in laboratory and chiefly the results of industrial tests using 2-ton Héroult furnace.

The results of industrial application are as follows;

- (1) The experiments were performed in 2-ton basic electric furnace and 15 specimens of low-chromium and low-manganese cast steel were made.
- (2) 0~3kg of boric acid anhydrous (B₂O₃) was added in the final slag before tapping, and

† 昭和 29 年 4 月本会講演大会にて発表 * 早稲田大学助教授, 工学博士 ** 日本鑄鋼株式会社鑄鋼課長

it was reduced with less than 0.2% of aluminium and 0.15% of titanium. Then, after the killing for 5~15 min., the molten steel was tapped into ladle.

(3) In every case, the suitable amounts of boron could be alloyed in steel. The yield of boron changed with the melting conditions, of course, but in the stationary condition, 30~50% of boron was reduced approximately, in this experiments.

(4) The optimum amounts of B_2O_3 addition to promote the hardenability of steel were 0.05~0.02% in weight to steel.

(5) There was no difference between the steel made by this method and boron steel using boron-containing ferro-alloys, in quality.

(6) The authors concluded that this method was not difficult, not expensive and suitable for making boron steel in practice.

I. 緒 言

著者の一人はかつて実験的鋼試料を硼砂被覆の下で溶解する場合、しばしば若干の硬度増加のあることを経験し、その事実のみを報告したが、特にデータを求めることもなく過した¹⁾²⁾。

しかし当時(1940年頃)すでに文献によれば、Walter³⁾は鋼へのB添加をNa又はCaの硼酸塩の還元によつて直接合金させることの特許を得ているし、又硼砂被覆の下で鑄鉄を溶解して白鉄様の硬い鑄鉄を得たことから含B鑄鉄の製造が研究されたことのあるのを知つた⁴⁾。しかし、これらはその後特に工業的に発展したことを聞かない。

その後近年のB鋼の発達に伴つて、著者も再びこの問題について研究中であつたが、たまたま昨年(1949)のJ.I.S.I誌上にSpeight⁵⁾によつて同趣旨の実験が発表され、硼砂による1~10%添加、及び少量の硼酸による還元等が報告された。溶解中でのB-O間の平衡については、すでにGurry⁶⁾、Derge⁷⁾、柳橋—河野⁸⁾等の研究が報告されており、これらの結果からも、また前記Speightによれば、高周波炉や電弧炉のライニング中に偶然存在していた硼化物からもBが熔鋼中に還元、合金されることを認めているから、このことからスラッグ中に添加した硼化物を還元してB鋼を溶解することの可能性は容易に予想することが出来る理である。

本報告では、この問題に関する著者等の基礎的研究の経過の大要と、主としてその工業的応用について現在までに得た試験結果を報告する。

II. 小試料による基礎実験

先ず無水硼酸、又は硼砂を熔鋼上に添加して、同時に脱酸剤、又は還元剤を加えた場合、Bが還元されて熔鋼中に合金することの可能性を基礎的に判定するため、クリプトル炉で約300g程度の小試料を溶解した。

鋼屑を溶解した後、特にスラッグ、熔剤を添加せず、

るつば材と酸化鉄で自然に形成されるスラッグで熔湯を被覆した状態で溶解し、その上に直接硼酸塩を撒布した。しかしクリプトル炉内の溶解であるため雰囲気は密閉中はかなり強い還元性に保たれているが、スラッグはむしろ酸化性である。るつば(タンマン管)としては、シリマナイト、アルミナ、珪酸質のものを種々試用したが、これらは何れもやや多量の硼酸塩には速かに侵されるので、以後の実験ではほとんど黒鉛るつばを使用した。溶解した鋼種はC 0.2~0.5% 炭素鋼で、装入量約300gに対して上記硼酸塩5~50gを被覆し、予備脱酸剤としてMn及びSiを用い、又還元剤としてAl 0.1~0.5 Ti 0.1~0.5%を添加した。なお被覆後の保持時間は3~10分とした。また溶解温度は1550~1590°Cであつた。

これら基礎実験の結果は特に重要でないので個々のデータは省略するが、何れの場合も硬度の増加と、Bの還元が認められ、この方法によるB鋼溶製の可能なことを知つた。因みに、それらのデータの一例として、Table. 1.に還元したBの分析成績を、又Table. 2.に硬度増加の様態を例示した。Table. 1.の結果をみると、Bの歩留は極めて不定であるが、これはスラッグ量及びその組成が一定でなく、また溶解時間及び温度、熔鋼の酸化の程度、とくにスラッグ及び雰囲気の酸化還元性と脱酸剤の添加方法とその時期などの溶解条件が、かかる小溶解では毎回変動することによるものと考えられる。しかし一般に0.2~0.15%程度のAlのみで脱酸、還元した場合はTi 0.2%を併用した場合に比して著しくB歩留は悪い。これは鋼中の窒素の安定化はTiの方が大であることが原因とも考えられるが後者は、高Alのフェロ・チタンをさらに附加したためその脱酸効果の影響の方が大きいと思われる。しかし熔鋼に対してこの程度の硼酸塩を被覆し、Al、又はAl+Tiを添加すればBを鋼中に合金させ得ることは明らかであり、Bの含有による鋼の硬化もTable. 2.に示す通り必ず認められるものであることを知つた。

Table 1. Preliminary experiments regarding the reduction of B₂O₃ and Na₂B₄O₇.

Amount of melt (g)	Preliminary deoxidizer (%)	B ₂ O ₃ additions (g)	Al and Ti additions (%)	Holding time (min)	C content in ingot (%)	B content in ingot (%)	Yield of B (%)
270	Mn 0.2 Si 0.2	5	Al 0.1 Ti 0.2	3	0.32	0.08	21
270	"	5	Al 0.15	3	0.30	0.01	3
300	Mn 0.15 Si 0.2	(Na ₂ B ₄ O ₇) 10	Al 0.1 Ti 0.2	5	0.27	0.11	33
290	Mn 0.3 Si 0.1	10	Al 0.2	3	0.15	0.09	8
320	Mn 0.2 Si 0.2	10	Al 0.2	5	0.17	0.01	2
300	"	10	Al 0.1 Ti 0.2	5	0.19	0.13	12

Table 2. Examples of hardening of steels melted under B₂O₃-containing slag. (in normalizing condition)

Amount of melt (g)	B ₂ O ₃ addition (g)	Ti addition (%)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	B (%)	Brinell hardness
320	0	0.2	0.17	0.15	0.30	—	130
320	10	0.2	0.17	0.11	0.20	0.020	142
300	0	0.2	0.41	0.30	0.56	—	195
300	3	0.2	0.43	0.31	0.43	0.076	250

なお Photo. 1. に顕微鏡組織の一例を掲げたが、顕微鏡的にも多量の Fe₂B 化合物 (白色球状の組織) の存在が確認された。



Photo. 1 Rolled and annealed structure of Specimen melted under 3g of B₂O₃ in graphite Tammann tube. Picral etch. ×540.

III. 4kg 熔解による試験

Table 3. Treatments and compositions of the 35KVA furnace steels.

Specimen No.	Deoxidizer (%)			Holding time after B addition (min)	Slag composition			Chemical composition (%)				Austenitic grain size (G)
	Mn	Si	Ti		CaO	SiO ₂	B ₂ O ₃	C	Si	Mn	B	
D-1	0.1	0.2	0.3	—	50	50	0	0.43	0.11	0.36	—	7.5
D-2	0.1	0.2	0.3	10	50	40	10	0.45	0.16	0.31	0.03	7.5
D-3	0.1	0.2	0.3	8	50	20	30	0.42	0.20	0.27	0.10	7.3

Charge: Steel scrap (0.2%C) 3684g and low-P pig iron (4.0%C) 314g.

以上の基礎実験に続いて 35 KVA 高周波炉による熔解について実験した。この場合ライニングはマグネシヤとした。鋼屑を装入し、約 30 分後に熔落すれば、Mn 0.2, Si 0.15% を加え、さらに少量の鋳鉄を装入、熔解する。その後 (CaO, 50%)+(SiO₂+B₂O₃, 50%) を被覆し、B₂O₃ 添加量が夫々全スラッグの 0, 10, 30% になるように装入した。なお添加したスラッグの全量は何れの場合も 150g であるから、4kg 熔鋼に対する B 添加量は夫々 0%, 0.12% 及び 0.36% となる。

このスラッグが熔解した後、直ちにフェロ・チタン (低炭素, テルミット製品, C 0.03, Al 4.5, Ti 25.7%) を Ti=0.3% (熔鋼に対し) となる如く撒布し、約 5 分間保持した後、スラッグを除き出鋼した。

この鋼塊は 10mmφ に鍛延し供試した。試料の分析結果は Table. 3. に示す如くで、比較的少量の B が合金したが、その歩留は何れも約 30% であつた。

なお、小試片 (5mmφ×80mm) による一端焼入試験の結果は Fig. 1. の如くである。試料の B 含有量 (total B) がかなり多いが焼入性は添加量に対応し、非処理のものに比して明らかに増加している。何れにしてもこの予備試験の結果から、この処理によつて明らかに焼入性増加を目的とする B 鋼が熔製可能であることが定性的に確められた。

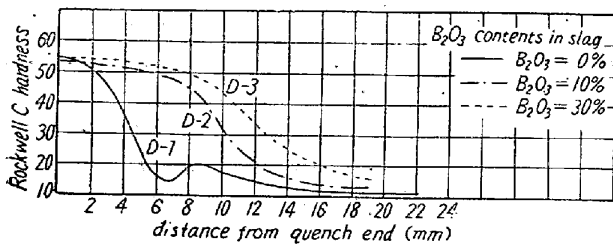


Fig. 1. End-quench test of specimens (0.45 %C) melted under B₂O₃-containing slag in 35KVA high-frequency furnace.

IV. 2ton エル-炉による試験

(1.) 試験の方法

以上の予備実験によつて硼酸塩スラッグよりのB鋼熔製の可能を確めたので、次いで工業的にこの処理を応用すべく工場熔解を行つた。試験はすべて 2ton エル-式電気炉によつて行つたが、熔解鋼種は低 Cr-及び低 Mn-鋳鋼である。熔解及び処理法はすべて前と同様であるから詳細は省略するが、Fig. 2. にその熔解工程の概要を示した。

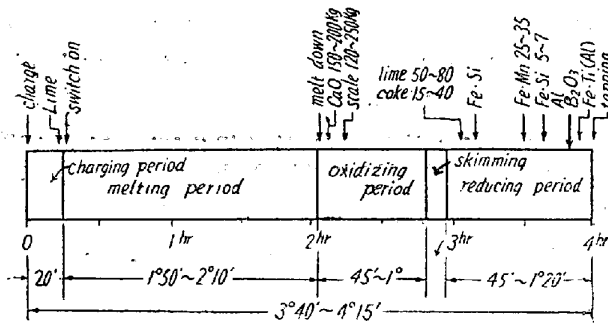


Fig. 2. Schematic representation of the melting and treating operations in a 2-ton Héroult furnace.

すなわち還元期カーバイド・スラッグ形成後、還元期末予備脱酸の後さらに Al を加え、次いで市販の無水硼酸 (B₂O₃) をスラッグ上に撒布し、その後 Fe-Ti 及び残りの Al (又はその一方のみ) を加え、1 回湯を攪拌してから 5~15 分放置した後出鋼する方法である。

何れの熔解においてもスラッグ量は 100~120 kg、熔鋼重量は約 2000 kg であり、B₂O₃ 添加量は 0~5 kg (すなわち、スラッグ量の約 0~5%) とした。なお脱酸脱窒及び還元剤として使用する Al 及び Fe-Ti の量は熔解ごとに夫々変化させた。

いうまでもなく、スラッグに添加された B₂O₃ は、還元性スラッグによつても還元されて熔鋼中に移行するがその量は熔鋼中の酸素濃度によつて左右される。さきの予備実験では何れもスラッグは中性乃至酸性性であるか

ら B の歩留は低い、このエル-炉熔解ではスラッグの還元性のため B の歩留の増加が期待されるので、B₂O₃ 添加量は上記の如き範囲に限定した。また Al 及び Fe-Ti は鋳鋼熔解で普通に使用される量よりやや多くし、熔鋼の脱酸と共に B₂O₃ の還元及び B の効果を得るための窒素調節をも目的とした。

(2) 試料

この方法によつて製造した試料は Table. 4. に掲げた如くである。なお試料の採取は鑄込作業中に鋳鋼用試料 (本体 35×70×300 mm, 押湯付) を別に鑄造し、すべてこれより削出した。

これらの熔解における B の歩留をみると一般に B₂O₃ 添加量と共に減少し、B₂O₃ 1 kg 以下の添加では 50~60%, 3 kg 添加では 25~30% を示している。すなわち分析成績は 0.2 kg 添加では 0.001%, 0.5 kg 添加では 0.004~0.005%, 1 kg 添加では 0.007~0.010%, 3 kg 添加では 0.015~0.011% で、ほぼ添加量に依りて一定の含有量を示している。但し鋼中の B 分析値は全 B 量である。

(3) 無水硼酸の添加

B₂O₃ のスラッグへの添加については、特に作業上問題は無い。投入後は直ちに熔解するが、還元剤添加後一応攪拌して成分の均一化を計つた。なお表記以外の試料で B₂O₃ 添加量が 5 kg を超える場合にはカーバイド・スラッグがやや壊れる傾向があるが、これも作業に支障を来たす程度ではなかつた。又出鋼後の炉壁スラッグ・ラインにはほとんど変化は認められなかつた。

Table. 5. にこの試験熔解に於けるスラッグの化学成分例を示してある。

(4) 機械的性質

これら試料の 900°C/6hr 焼鈍に於ける機械的性質はさきの Table. 4. に併記してあるが、鋳鋼であるため熔解条件及び B 以外の化学成分の変化の影響が大きく、従つて微量 B 単独の作用は判定することは出来ないが、恐らく焼鈍鋼の機械的性質には大きな効果を与えていないものと考えられる。

(5) 焼入性の測定

前記の予備実験と同様の小験片 (5 mmφ×80 mm) による一端焼入試験の結果は夫々 Fig. 3~6 に掲げた通りである。すなわち Fig. 3 の低 Cr 鋼の場合は、B₂O₃ 1 kg 及び 3 kg 添加の試料は非処理のものに比し、それぞれ添加量に応じた焼入性の増加が認められ、また Fig. 4 の高 C/Cr 鋼でも B₂O₃ 1 kg 処理の試料は Cr 量がむしろ低いにも拘らず同様の効果が現われている。

Table 4. Treatments, compositions and mechanical properties of the Héroult furnace steels.

Steel quality	Specimen No.	Amounts of addition				Analytical composition (%)									Austenitic grain size (μ)	Mechanical properties				
		B ₂ O ₃ (kg)	B (%)	Al (%)	Ti (%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	B	Yield strength (kg/mm ²)		Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (50mm %)	Reduction of area (%)	Bri-nell hardness	
Cr	G-1	0	0	0.10	0.12	0.29	0.36	0.52	0.037	0.021	0.84	—	—	—	35.1	62.1	17.0	28.4	170	
	G-2	1	0.015	〃	〃	0.27	0.46	0.60	0.034	0.016	0.84	—	0.010	—	45.2	61.7	23.0	36.0	163	
	G-3	3	0.045	〃	〃	0.29	0.50	0.63	0.029	0.024	0.97	—	0.015	—	46.1	63.0	16.0	20.3	167	
High-C/ Cr	H-1	0	0	0.12	0.12	0.59	0.51	0.41	0.015	0.017	0.85	0.09	—	6.5	73.0	85.4	6.3	11.6	—	
	H-2	1	0.015	〃	〃	0.57	0.43	0.51	0.013	0.021	0.68	0.12	0.008	7.0	75.0	87.8	6.9	7.8	—	
Mn (no treat)	I-1	0	0	0.12	0	0.29	0.56	0.91	0.016	0.019	—	tr	—	5.5	42.3	60.6	24.0	36.0	185	
	I-2	〃	〃	〃	0.15	0.29	0.30	1.27	0.014	0.020	—	tr	—	5.8	45.4	66.3	27.0	43.8	185	
Mn (B ₂ O ₃ treat no Ti addition)	J-2	0.2	0.003	0.12	0.15	0.28	0.37	1.30	0.016	0.014	—	0.11	(0.001)	6.0	40.6	65.5	27.8	51.0	179	
	J-3	0.5	0.008	〃	〃	0.28	0.37	1.30	0.016	0.014	—	0.08	0.004	7.1	38.1	65.9	25.0	35.9	175	
	J-4	1	0.015	〃	〃	0.24	0.34	1.08	0.018	0.016	—	0.10	0.008	6.8	39.0	60.0	25.0	43.8	168	
	J-5	3	0.046	〃	〃	0.25	0.34	1.43	0.015	0.009	—	0.11	0.011	7.0	39.6	65.6	17.0	—	183	
Mn (B ₂ O ₃ treat no Ti addition)	K-2	0.2	0.003	0.20	0	0.30	0.39	1.64	0.016	0.017	—	tr	(0.001)	7.3	42.2	69.9	18.0	36.0	190	
	K-3	0.5	0.008	〃	〃	0.21	0.24	1.35	0.024	0.014	—	tr	0.005	7.2	38.4	60.0	30.0	55.9	174	
	K-4	1	0.015	〃	〃	0.31	0.40	1.29	0.017	0.013	—	tr	0.007	6.4	41.5	69.5	24.2	41.6	184	
	K-5	3	0.046	〃	〃	0.30	0.39	1.58	0.016	0.014	—	tr	0.011	6.6	42.2	69.2	26.0	49.0	193	

Table 5. Example of slag compositions. (No. G-series melting).

Specimen No.	Time of Sampling	Chemical composition (%)					
		SiO ₂	FeO	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	B ₂ O ₃
G-1	Just before tapping.	18.00	4.05	11.55	47.13	18.87	0
G-2-(1)	6 min. after B ₂ O ₃ addition.	21.50	4.76	1.24	48.50	17.05	0.52
G-2-(2)	9 min. after Fe·Ti addition, and 18 min. after B ₂ O ₃ addition.	21.00	3.37	3.38	46.00	18.28	0.55
G-3-(1)	7 min. after B ₂ O ₃ addition.	22.70	3.25	3.75	57.25	11.71	1.81
G-3-(2)	5 min. after Fe·Ti addition, and 15min. after B ₂ O ₃ addition.	22.25	3.37	3.38	52.21	16.21	1.75

Fig. 5. は還元剤に Al と Ti を併用した低 Mn 鋼試料について一括したものであるが、この場合も B₂O₃ 処理鋼は例外なしに非処理鋼より優れた焼入性を現わし、その効果はほぼ添加量に比例して増加している*。また Fig. 6. は同様低 Mn 鋼の内還元剤として Ti を使用しない試料を一括したものである。但しこれらの試料の Al の使用量は 0.2% で前者の場合よりも増加してある。試料番号 K-3 は註記の如く C 量が異常に低いので例外であるが、他の 3 試料の結果は前記の系列と全く同一の傾向を現わしている。またこれら低 Mn 鋼に関する

データよりみれば Ti の添加の有無に拘らず B₂O₃ 添加量の等しい試料では夫々同等の焼入性を示すことを知った。但し何れの場合も B₂O₃ 0.2kg 添加（鋼中の分析値 0.001% 以下）では非処理のものと同差のない焼入性を示し、この程度では添加量は不十分であることが判る。

要するにこれらの試験の結果は何れの場合も B₂O₃ 処理を行つた場合焼入性の増加を認めることが出来た。

(6) 顕微鏡組織

この試料の検鏡組織の数例を写真 Photo. 2~4. に示した。すなわち Photo. 2. は低 Cr 鋼 (B₂O₃ 3kg 添加) Photo. 3. は高 C/Cr 鋼 (B₂O₃ 1kg 添加),

* 試料番号 J-4 は化学成分中 C, Mn がかなり低いので異常である。

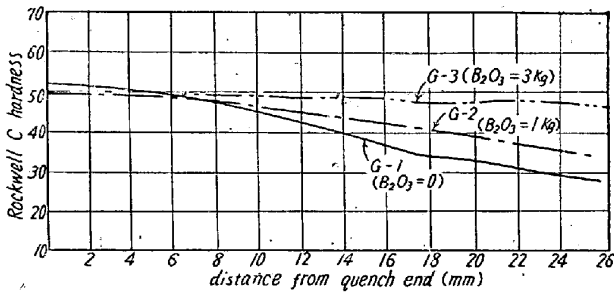


Fig. 3. Hardenability of low-Cr steels (specimen No. G-series).

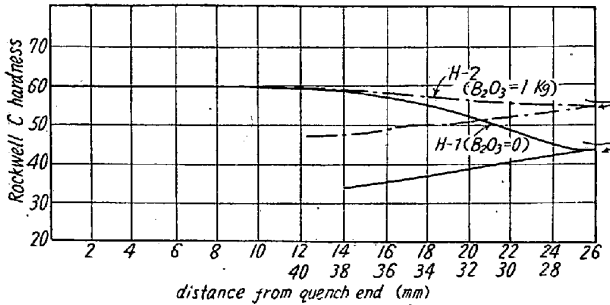


Fig. 4. Hardenability of high-C. Cr steels (specimen No. H-series).

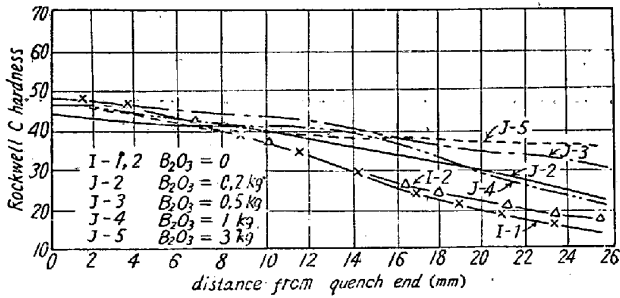


Fig. 5. Hardenability of low-Mn steels (specimen No. I- & J-series).

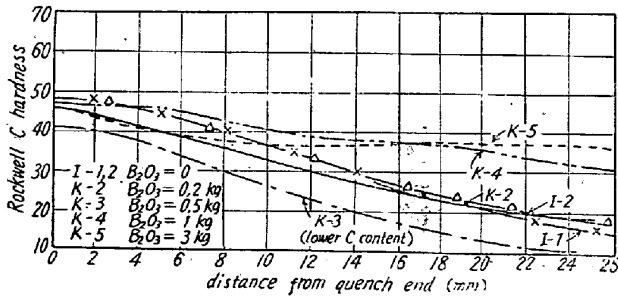


Fig. 6. Hardenability of low-Mn steels (specimen No. I- & K-series, without Ti addition).

Photo. 4. は低 Mn 鋼 (B₂O₃ 0.5kg 添加) に関する顕微鏡組織であるが、これらの boron constituent 又は Fe₂B 化合物は普通の B 鋼にみられるものと同様である。

なお一般に B₂O₃ 処理によつて熔製した B 鋼の組織

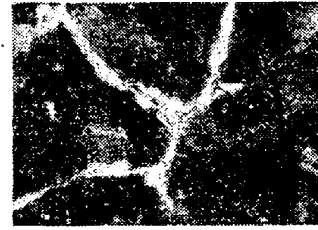


Photo. 2. [Low-Cr cast steel treated with 3kg of B₂O₃ (specimen No. G-3). Grange test. Picral etch. ×360.



Photo. 3. High-C. Cr cast steel treated with 1 kg of B₂O₃ (specimen No. H-2). Annealed at 860°C. Picral and Na₂O₂ etch. ×400.

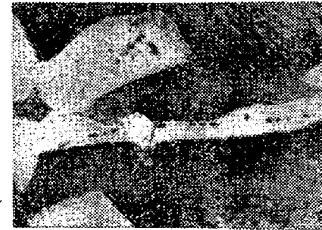


Photo. 4. Low-Mn steel treated with 0.5 kg of B₂O₃ (specimen No. K-3). Grange test. Picral etch. ×500.

その他の性質は、勿論含 B 母合金添加により造られた鋼と何等差異は認められない。

V. 総 括

以上の工場試験の結果を総括すれば次の如くである。

(1) エル-炉によつて、カーバイド・スラッグ中へ B₂O₃ を添加する方法は、Al 又は Fe-Ti の添加によつて何れの場合にも適量の B を鋼中に合金させることが出来る。

(2) この方法による B の歩留は、溶解条件、脱酸程度処理法等によつてかなり変化することは勿論であるが、全 B 分析値によれば、30~60% である。

(3) 従つて焼入性増大を目的とするボロン鋼の熔製には、無水硼酸として熔鋼の約 0.05~0.02% (重量) をスラッグへ撒布すればよい。

(4) 歩留の変化その他勿論処理条件によつてその程度は異なるが、試験の結果は例外なしに B 含有による焼入性の増加が認められた。

(5) 又この方法で熔製したB鋼は、勿論母合金よりつくつたそれと何等差異は認められない。

(6) この方法によるボロン鋼の熔製は、作業上何等困難なく、又経済的で且つその添加も確実である様に思われる。(昭和 29 年 8 月寄稿)

文 献

- 1) 長谷川: “鉄鋼に及ぼす特殊元素の影響”, (1950).
- 2) 長谷川: 鉄と鋼, 38 [7], (1952).

- 3) R. Walter: D.R.P. Nr. 304185. (1918).
- 4) R. B. Freeman: Met. Progr., 34 (1937).
- 5) G. E. Speight: J.I. & S.I., 171 [2], (1952); discussion, 172 [3], (1953).
- 6) R. W. Gurry: Tr. A.I.M.E., (1943), Met. Tech. T.P. 1641.
- 7) G. Derge: ib., (1946), “ T.P. 2004.
- 8) 柳橋, 河野: 金属学会誌, 13 [2] (1949).

リムド鋼の熱間加工性に関する研究 (I)*

池 島 俊 雄**・森 島 達 明***

STUDY ON THE HOT WORKING PROPERTIES OF RIMMED STEEL (I)

Toshio Ikeshima and Tatsuaki Morishima

Synopsis:

In order to investigate the cause of the defects of the rimmed steel tubes during the piercing process by the Mannesmann type roll, hot working properties of rimmed steels were studied.

When the cross section of the billets was macro-etched with the ammonium copper chloride solution, many dark grey spots and black spots were detected in the core of billets.

The results of the rotary hammering tests, impact bending tests and piercing tests showed that the dark grey spots were not so injurious, while the black spots acted as defect point for the hot working.

I. 緒 言

リムド鋼は常温において加工性の良好なこと、外表面のきれいなこと、製造費の低廉なこと等のすぐれた性質上広く管材として使用される。所がリムド鋼はマンネスマン型の穿孔機で製管する場合、管の内面に疵が発生し易い欠点があり、疵の発生原因の追求とその防止対策は製管上の重要な問題となつている。内面疵の原因に就いては従来から多少研究も行われており¹⁾、且つ概念的には内部における不純物の偏析があげられている。併し乍ら内面疵の原因を的確に究明した研究はなく、これに関する研究は極めて不十分である。そこで筆者等はリムド鋼内部の熱間加工性に就いて基本的な研究を行うことにした。この研究はマンネスマン穿孔機による穿孔を対象としたものではあるが、この結果が鍛造或いは圧延等の他の熱間加工にも役立つ所があれば幸甚と考えられる。

II. 丸鋼内部の欠陥を確認する実験

マンネスマン穿孔機で穿孔する場合、丸鋼内部全体の

熱間加工性が悪いために疵が発生するのか、或いは又何処か一部に局部的な欠陥があつてそこから割れが生じて疵となるのが、何れにしても丸鋼内部の如何なる所が熱間加工に対する欠陥ないしは弱点になるかを発見せねばならない。そこで先ず初めにこの点を確認するための基礎実験を行つた。

1. 実験に用いた試料

実験に用いた丸鋼は Table. 1. に示す 4 チャージである。試料は 1.2t の鋼塊を $\phi 125 \sim \phi 90 \text{mm}$ に圧延後、トップ約 15% 切捨てた直後から採取した。これらのチャージは通常我々が使用している管材に比較して Mn は全般的に低めであり、又 A, B および D は S が高い。

* (本論文は昭和 23 年 10 月, 昭和 24 年 4 月, 昭和 24 年 10 月および昭和 27 年 11 月本会講演大会において講演したものを総括したものである)

** 住友金属工業鋼管製造所, 工博

*** 住友金属工業鋼管製造所