

た。鑄型ルツボは、予め 1200°C に保持した。エレマ
炉内で高温に保持してあり、試料注入と同時に通電のま
ま徐冷が行われた。徐冷途上の各指定温度から、タンマ
ン管を氷水中に投入、以後の組織変化を停止し、検鏡観
察により、黒鉛の析出、成長過程を検討した。

その結果、試料 5 の場合、950°C 以上では、×500 ま
での検鏡下になんら黒鉛粒の生成は認められないが、
900°C 以下からの焼入試料には、焼入温度の低下と共に、
微細な黒鉛粒が存在するようになり、漸時、粒数の増大
および粒径の成長がみられる。また同様にして、試料 6
の場合は、黒鉛生成の境界温度が 1100~1000°C の間
であることが認められた。これらの試料の化学組成から推
定される黒鉛初析温度、すなわち、オーステナイト固溶
体の炭素固溶限温度は試料 5 において 950~920°C、試
料 6 の場合、1100~1060°C である。このことから、Ca
処理して、鑄造状態ですでに、球状黒鉛を有する球状黒
鉄鋼の黒鉛生成は、黒鉛系平衡状態図における E'S' 線
以下、温度低下により進行する炭素固溶限の低下に伴
ない、漸次すすんでゆくことが判る。すなわち、鑄造のま
まで生成される球状黒鉛も、第 2 項にのべた、熱処理で
生成される焼鈍黒鉛も、ともに黒鉛系平衡図の理論と一
致する温度範囲で生成され、この点何ら相違がないと考
えられる。鑄造ままで黒鉛を生成するか、しないかは、
単に、鑄造状態で得られる試料の凝固後の冷却条件のみ
に支配されるものであろう。

試料 7 では、シエルモールド (空冷)、および、800
°C に加熱した 100φ×100° の黒鉛ブロックに、タンマ
ン管を抱かせた鑄型、および 1200°C の高温徐冷鑄型に
それぞれ溶湯を注入後、放冷したが、空冷の場合、球状
黒鉛も、また、なんら黒鉛は観察されないが、高温鑄型
では多量の球状黒鉛を発生し、両者の中間とみられる。
タンマン管鑄型では、少量の、しかしながら、明白な小
粒球状黒鉛の発生が認められた。

なおオーステナイト化温度域から焼入れた試料は、全
て、残留オーステナイトと電光型の典型的マルテンサイ
トであり、球状黒鉛の位置は、これらの組織と全く無関
係である。また、黒鉛の形態は、鑄造まま試料と熱処理
試料の黒鉛生成温度が同一と考えられるにも拘らず、前
者の方がより緻密で完全な球状形態であつた。しかし、
その差は実質的な相違を意味するかどうか疑問である。

4. 結 言

過共析鋼における球状黒鉛生成機構を検討するため、
まず、熱処理黒鉛化と鑄造状態で得られる球状黒鉛の生
成温度範囲を調査する実験を行なつた。その結果

(1) 焼鈍黒鉛と熱処理条件の関係は、オーステナ
イト化温度の低い程、黒鉛化量が多く、これは黒鉛系平
衡のオーステナイト中における炭素固溶限と密接な関係が
あり、その理論が再現されたものとして理解でき、過共
析成分炭素の黒鉛化は、E'S' 温度以下、共析温度ま
での間である。

(2) 黒鉛の形態は、ほぼ球状で、鑄造ままで得ら
れる典型的球状黒鉛に近く、いわゆる焼鈍黒鉛の、崩れた
塊状ではなかつた。生成位置は、オーステナイト粒界と
はなんら関係ない位置にあり、しかし、その周囲にフェ
ライト析出を伴う場合があつた。これは冷却速度の条

件によつて起る黒鉛周辺と他の場所の炭素濃度差による
ものでオーステナイト域における球状黒鉛位置が特殊な
組織的位置に生成されたことを意味しない。すなわち、
過共析炭素の黒鉛化は地組織調整と無関係に行ないう
る。

(3) 鑄造のまま得られる球状黒鉛も、緻密かつ均
一分布の完全な球状形態で、焼入地組織の残留オース
テナイトまたは、電光形マルテンサイトと何ら関係ない位
置にあり、その生成温度は、E'S' 温度以下で、少量か
つ小粒の球状黒鉛粒を発生、以後、温度低下に従つて、
成長し粒径およびその量を増す。すなわち、焼鈍黒鉛の
黒鉛化温度と全く同様の鋼組成の黒鉛系平衡図で考え
られる温度範囲で、鑄造のままの球状黒鉛は生成され
る。

(4) 焼鈍黒鉛化における冷却条件と黒鉛化量の関
係、および、鑄造のまま生成黒鉛における凝固後の冷却
速度と黒鉛生成状況から、鋼における黒鉛化は、黒鉛化
可能な温度域での冷却条件が最も重要な因子である。

(5) 鋼の黒鉛化が、黒鉛化可能な温度域の冷却速
度に支配されることと焼鈍と鑄造ままの場合における黒
鉛組織に殆んど差異を認めがたいところから、焼鈍黒鉛
化する鋼と、鑄造黒鉛化せしめる鋼の製造は、相互に、
任意の手段で黒鉛化せしめることが可能であろう。本実
験において観察された黒鉛は、いずれも、球状かつ緻密
な均一分布の組織を有し、これは焼鈍の場合も、鑄造ま
まで得られる場合も大差がないが、鋼の組成によつて黒
鉛生成自体が困難なものがみられ、鋼における球状黒鉛
化は、鑄鉄の場合と異なり、球状化より、むしろ、黒鉛
化の可能性のみが問題となるように考えられる。

(110) 12 t シェーキングレイドルに よる溶鉄の脱硫

(シェーキングレイドルについて—II)

尼崎製鉄、技術開発研究部

大黒 竹司・飯浜宇一郎・林 登
矢倉林之助・自在丸二郎

On the Desulphurization of Molten Pig
Iron in the 12 Tons Shaking Ladle.

(On the shaking ladle—II)

Takeshi ŌKURO, Uichiro IYAMA, Noboru HAYASHI,
Rinnosuke YAGURA and Jirō JIZAIMARU.

1. 結 言

さきに、筆者らは、小容量の揺動装置を製作し、製鋼
用鉄の脱硫を試みた¹⁾。その結果、偏心量、回転数、取
鍋内径の組合せが適当であれば、1230~1310°C の低温
でも効果的な混合攪拌を行なうことができ、これを応用
することによつて、短時間で急速に脱硫できることを知
つた。

今回、新たに公称 12 t の揺動装置を試作し、混鉄炉
から得た鉄の脱硫を行なつた。また一部の試験では、

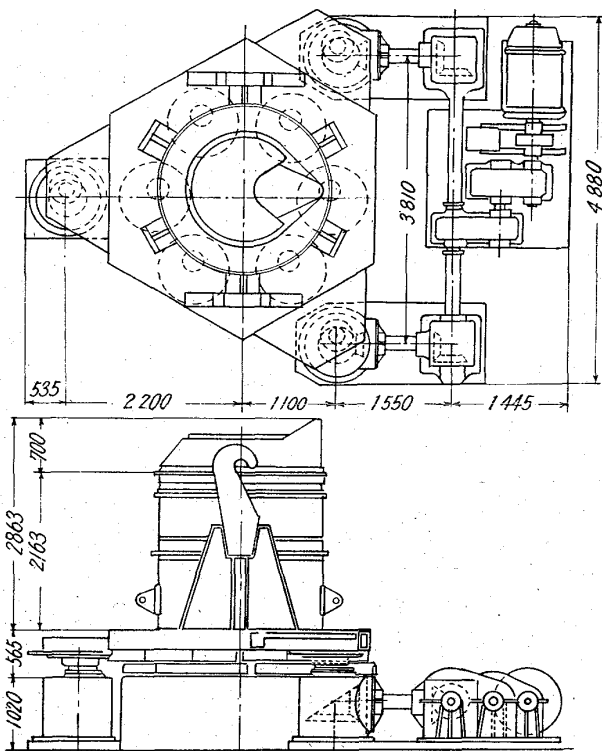


Fig. 1. General view of the 12 ton skaking ladle.

脱硫後の溶銑を L. D 転炉に装入して、低硫鋼の製造を試み、その性状を調べた。

以下にその概要を報告する。

2. 装置および方法

大容量装置では、揺動重量が大になるので、設計上、いろいろ困難な問題がある。今回の装置でも取鍋重量約 15 t、溶銑重量約 12 t のほかに、取鍋支持枠の重量が加算され、しかも揺動により溶銑の重心が移動するという条件が加わる。このような条件に対し、堅牢かつ安価という面から、Fig. 1 に示す装置を製作した。すなわち、揺動部の重量を 6 か所の球群で支持し、三角形の揺動台盤の二点に駆動力を伝えるという方式である。

偏心量は 102 mm, 122 mm, 142 mm の 3 段階に可変である。これらの値は、取鍋半径 ($R=789$ mm) に対する比 (a/R) が 0.129, 0.155, 0.180 に対応するものである。0.129 は水による模型実験から、渦巻き状運動を能率よく発生させることができる下限に近い値と考えられ、0.180 は偏心がやや過大と思われる値である。0.155 はこれらの中間の、一応妥当と思われる値で、1 t 取鍋での実験²⁾の際の最大偏心量に対応する値である。

毎分の回転数も、50, 60, 70 と 3 段階に可変とした。これらの偏心量、回転数を組合せた 9 個の場合について、

まず水を用いる模型実験を行ない、揺動条件について大略の情報を得た後、溶銑についての実験を行なった。

脱硫剤には、前報¹⁾で用いたと同じ市販のインジェクション用のカーバイドを用いた。

3. 実験結果

3.1 水による予備実験

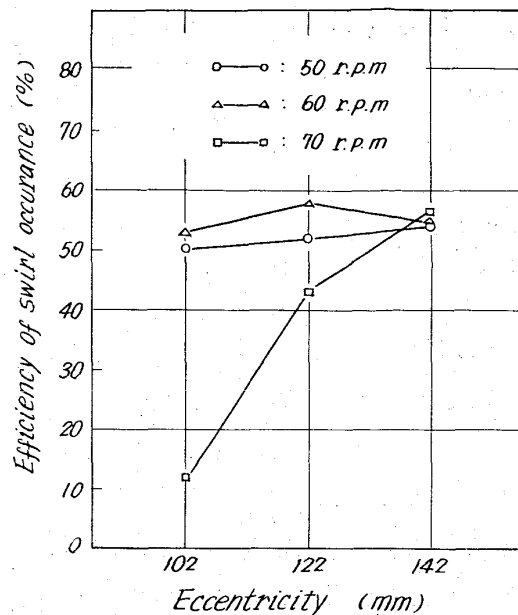


Fig. 2. Relation between eccentricity and efficiency of swirl occurrence.

取鍋内径に等しい水タンク (1578 mm ϕ × 1800) を製作し溶銑 9 t 相当容量の水を入れ、偏心量、回転数を変化させて水の運動状況を観察した。

いずれの場合も渦巻き状の運動が発生した。Fig. 2 に、1 min の揺動中に渦巻き状運動が発生する時間の割合 (%) を示した。50 r.p.m. の場合は、50% 前後、60 r.p.m. の場合は 50~60%、70 r.p.m. の場合は、偏心量増大とともに急激に大になった。偏心量 142 mm では、各回転数とも 50% 以上となったが、運動が過激であり、実用上は実施し難いものと思われた。また 70 r.p.m. の 102 mm と 122 mm は、50% 未満であり、これまた実用上難点があると思われた。

3.2 脱硫実験

3.2.1 揺動条件の検討

偏心量 102 mm, 122 mm と毎分の回転数 50, 60 を組合せた 4 条件について、最良の揺動条件を求める実験を行なった。

溶銑量は 10 t、カーバイド添加量は 100 kg (1%)、正逆の回転方向の切り換えは、14 sec (102 mm, 60 r.p.m. の場合のみ 17 sec) 通電、4 sec 休止のサイクルを繰返した。

カーバイド添加に先立ち、溶湯の動きを観察した。60 r.p.m. の場合は比較的良好な渦巻き状運動の発生を認めたが 50 r.p.m. の場合は 102 mm, 122 mm とあまり渦巻き状の運動が発生しなかつた。Fig. 3 に結果を示す。図は各条件におけるそれぞれ 2 回の実験の平均値を示したものである。図にみるように、渦巻き状運動が発生した 60 r.p.m. の場合は、102 mm, 122 mm とともに急速に脱硫し、同じ条件での一方向偏心回転の場合と比べて、脱硫速度に明らかな差を認めた。しかし渦巻き状運動があまり発生しなかつた。50 r.p.m. の場合は、その差は前者ほど著しくはなかつた。

以上の実験結果および前報¹⁾での実験結果から、本装置での揺動条件の標準は、60 r.p.m., 122 mm が妥当

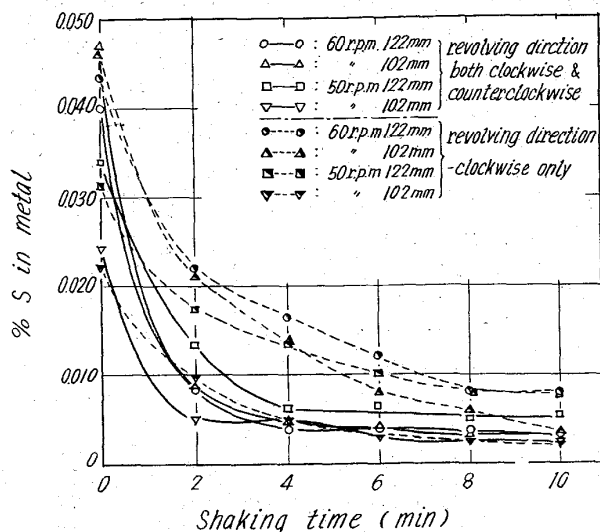


Fig. 3. Relation between % S in metal and shaking time in various conditions.

と考えた。

なお、揺動開始時の溶銑温度は、1185~1283°C、平均 1246°C で、10min 揺動後の平均温度降下は 9°C であった。

3.2.2 カーバイド添加量の影響

溶銑量 10t、標準揺動条件でカーバイド添加量を 75 kg (0.75%)、50 kg (0.50%) と変化させて脱硫状況を調べた。Fig. 4 に結果を示す。図にみるように、0.010% S 以下の低硫となるには 4~6min を要し、カーバイド 100 kg (1%) 添加の場合と較べて、明らかに脱硫速度の減少を示した。また、前報¹⁾で述べた小容量装置での脱硫状況と比較すると、

脱硫速度が小であるばかりでなく、その値がばらつき、作業が不安定であることを示した。この原因につい

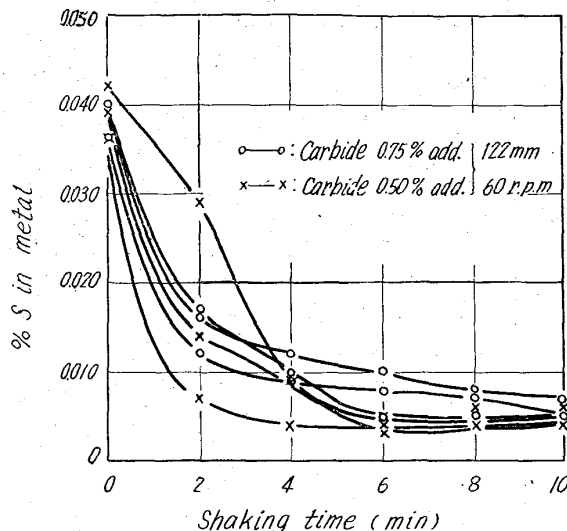


Fig. 4. Changes of % S in metal during shaking.

てはさらに検討を要するものとする。

3.2.3 低硫鋼の溶製

シーキングレードルにより脱硫した銑鉄を、30 t L. D. 転炉に装入し、低硫鋼を溶製した。脱硫にはカーバイドを溶銑重量の 1% 使用し、9~11 t の溶銑を 4~5 min 揺動処理して、その 3~4 回分をまとめて転炉に装入した。装入前の溶銑は 0.005% S (No. 1) および 0.008% S (No. 2) を示したが精錬後は 0.008% S (No. 1) および 0.008% S (No. 2) であった。これらの低硫鋼の化学成分と、比較に供した通常鋼のそれを一括して Table 1 に示す。

上記鋼塊を同一条件で 19mm 厚板に縦方向圧延後、清浄度および引張性質 (JIS 1 号試験片) について試験した結果を Table 2 に、また圧延のままおよび焼準状態 (920°C×45min, A. C) における衝撃試験結果 (JIS 4

Table 1. Ladle analysis of low sulphur and normal sulphur steels. (%)

steel type		Steel making furnace	Ingot weight (ton)	C	Mn	Si	P	S	Cu	Sol. Al
Low sulphur steel	No.1	L. D. converter	4	0.17	1.39	0.35	0.014	0.008	0.11	0.02
	No.2	L. D. converter	4	0.17	1.41	0.34	0.031	0.009	0.14	0.04
Normal sulphur steel	No.1	O. H. furnace	10	0.17	1.29	0.34	0.016	0.026	0.18	0.03
	No.2	L. D. converter	4	0.15	1.39	0.33	0.019	0.021	0.12	0.00

Table 2. Non metallic inclusion and tensile property (average).

Steel type	Testing direction	Number of samples	Tensile strength (kg/mm ²)	Yield strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Number of samples	dA	dB	dC	d	
							60×400	60×400	60×400	60×400	
Low sulphur steel	No.1	Longitudinal	9	57.5	37.4	27.9	10	0.018	0.007	0.105	0.131
		Transverse	9	57.3	37.1	26.8					
	No.2	Longitudinal	6	56.3	37.4	28.7					
		Transverse	6	56.4	36.9	27.2					
Normal sulphur steel	No.1	Longitudinal	4	56.6	37.0	27.0	4	0.066	0	0.059	0.125
		Transverse	4	55.0	36.8	26.8					
	No.2	Longitudinal									
		Transverse									

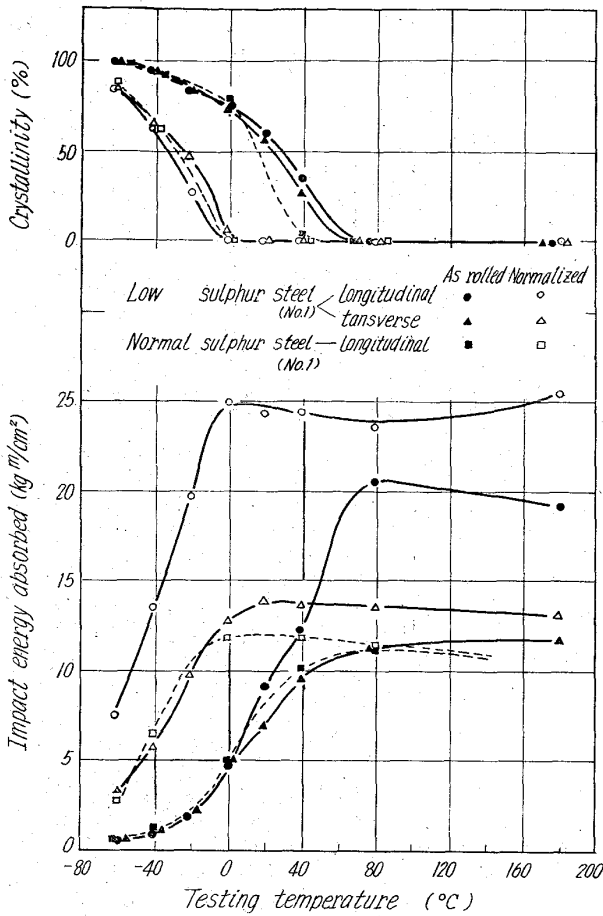


Fig. 5. Charpy V-notch impact properties (average values) of low sulphur and normal sulphur steels.

号試験片)を Fig. 5 に示す。

以上の結果から、低硫鋼とすることによつて引張性質には変化がないようであるが、A系介在物が著しく減少し、切欠靱性がとくに焼準状態において著しく改善される。ことがわかる。

4. 結 言

製鋼予備精錬としての脱硫を目的として、正逆偏心回転を行なう 12t シェーキングレールドルを製作し、その

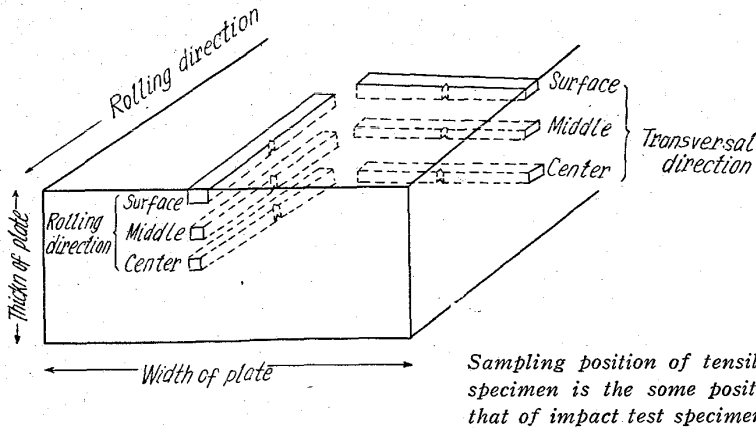


Fig. 1. Sampling details of v-notch charpy impact test specimens.

最適使用条件をあきらかにするとともに、少量のカルシウムカーバイド使用により、きわめて短時間にほとんど溶銑の温度降下なく、容易にSO_{0.010}%以下の低硫銑が安定して得られることをあきらかにした。このことは、工業的には、そのままL.D. 転炉などを併用することによつて、いろいろの利点を有する良質の低硫鋼が大量に得られることを意味しており、今後の大きな研究課題であると考えらる。

文 献

- 1) 大黒他: 鉄と鋼, 50 (1964), 11, p. 1975.
- 2) 林 他: 尼崎製鉄技報, No. 8 (1963), p. 26.

(111) 連続铸造ビレットから製造した鋼板の機械的性質におよぼす圧延比の影響

住友金属工業, 製鋼所

工博 牛島 清人・○米原 貞夫

The Effect of Reduction Ratio on Mechanical Properties of Steel Plates Produced by Continuous Casting Billets.

Dr. Kiyoto USHIJIMA and Sadao YONEHARA

1. 緒 言

従来の鋼塊から製造した鋼板の機械的性質が圧延比を増加せしめることによつて逐次向上するとともに表面部と中心部との差はなくなるが圧延方向と直角方向との差は必ずしもなくなることはすでに詳細に明らかにされている¹⁾。しかしながら連続铸造ビレットから製造した鋼板については圧延比4程度で方向性がないことを明らかにした簡単な実験が報告されているに過ぎない²⁾。

そこで連続铸造ビレットに加える圧延比が逐次増加するにしたがつて鋼板の機械的性質の表面と中心部との差ならびに異方性がいかに変化して行くかを明らかにするために系統的な試験を行なつた。

2. 試験方法

塩基性電気炉で溶解した0.17% C のキルド鋼を260 mm 中ビレットに連続铸造した。ビレットの化学成分およびおもな鑄込条件は Table 1 に示す通りである。

このビレットを板に圧延し、この圧延の途中 Table 2 に示す通りの圧延比(圧延前後の厚さの比) 1~84 の間7段階の試料について Fig. 1 に示すごとく試験片を切出し機械的性質の表面部と中心部との差ならびに異方性の変化およびマクロ的、ミクロ的組織の変化について試験を行なつた。なお曲げ試験については板厚 29mm 圧延比 8.7 の場合を追加して試験した。また機械的性質については圧延のままではなく、これに焼準(880°C→A. C)を施したものについても試験を行なつた。ここでは試験片の寸法はいずれも JIS に準拠して切出した。