

Table 2.

炉 容 (T)	50	60	100	150	200	250	350	500
鋼屯当製鋼時間比(%)	113	100	66.7	51.0	42.1	36.3	28.9	22.7
鋼屯当放熱量比(%)	30.2	26.0	17.9	13.7	11.3	9.72	7.74	6.08
// 減少(%)	- 3.4	0	8.95	13.3	15.6	17.1	19.1	20.7
熱 効 率 (%)	23.3	24.1	26.5	27.8	28.6	29.3	29.8	30.0
燃 料 原 単 位 (l/t)	95.3	92.1	83.8	80.0	77.7	75.7	74.5	74.1
通 油 率 (l/h)	905	985	1255	1570	1850	2085	2575	3260

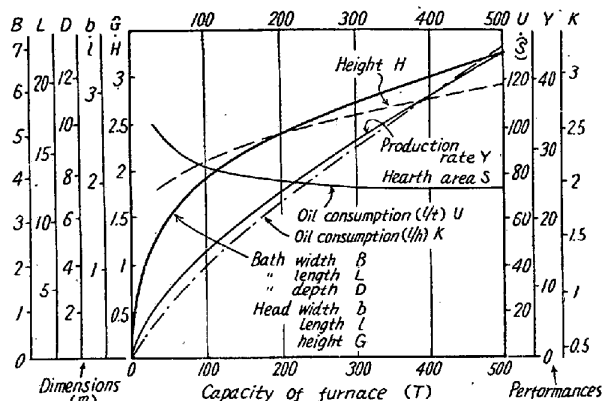


Fig. 2. Summarized modifications according to the furnace capacity.

以上の結果は空気力学的な模型実験によつて得られた構成条件と理論的な推理によつて設定された標準である。そして与えられた形は平炉の素型ともいふべきものであり、細部の設計（例えば隅部の丸めとか小天井や端壁の傾斜とか）はより効果的に工夫されなければならないことを俟たない。たゞごとくに与えられたルールはよりよき段階に進む一指標であり、ゆえなく無視しては危いが極端であつてはならない。

(96) チタン滓処理による鋼質改良に関する研究 (IV)

—含チタン鋼塊特性について—

Studies on the Improvement of Steel Properties by Treatment of Titan Slag.

T. Shimose, et alii

神戸製鋼所研究部

工 高尾善一郎・○下瀬高明・工 平野 坦

I. 結 言

チタン滓処理による鋼質改良に関する研究として筆者等は前報迄に溶鋼中へチタンを容易かつ安価に還元せしめて大型鋼塊の廃却原因となることの多いゴースト状欠陥の生成防止が可能であることを説明し更にゴーストに関連する二、三の問題について考察を加えた。本報告においては小型鋼塊を使用して含チタン鋼塊特性を鋼塊組織、高温加工性、強度等の諸点について試験した結果を報告する。

II. 実験結果

1) 供試材：供試材としては 100KVA 塩基性高周波炉を使用し Table 1 に示すごとき組成の試験材を熔製し鑄込温度を可及的一定 (1600°C) に保持し鑄型温度をそれぞれ 450°C および常温に保てる 40 kg 鑄型に鑄造し計 8 本の鋼塊を作製した。硫黄は硫化物偏析状態を可及的顕著に出すため 0.040% を目標とした。

チタンは金属チタン丸棒を使用し出鋼時取鍋添加した。かゝる小型鋼塊より大型鋼塊の鋼塊特性を論ずることには種々問題があると思われるが一応冷却速度を極端に変化させることにより大型鋼塊の冷却条件に可及的に近づくようにして試験を行つた。Fig. 1 (省略会場揭示) に使用した 40 kg 鋼塊の寸法を示す。

2) 鋼塊組織

1) Sulphur print およびマクロ組織：前記 8 本の鋼塊を縦割仕上り縦断面ならびに Fig. 2 (省略会場揭示) に示すごとき鋼塊各部の Sulphur print およびマクロ組織を試験した。Photo. 1 (省略会場揭示) に前記 F1, F2, F3 の Sulphur print を示す。Ti 0.510% の F4, A4 は Sulphur print は全然不感であつたのでこれを示さなかつた。これ等の写真より 40 kg 鋼塊のごとき小型鋼塊を使用するもその冷却速度を適当に調節することにより、ある程度硫黄の偏析を伴う試験鋼塊を得ることができチタンを添加することによりかゝる硫黄の偏析は漸次軽減することがわかる。Photo. 2 (省略会場揭示) に F1, F2, F3, F4 のマクロ組織を示す。Photo. 1, 2 よりチタンを添加することによつて鋼塊の樹枝状晶は漸次減少し (Ti 0.150% 近) 更にチタンを添加すれば逆に再び増大する傾向が見られる。

ロ) オーステナイト結晶粒度：Photo. 3 (省略会場揭示) に供試材のオーステナイト結晶粒度測定結果を示す。チタンの添加と共にオーステナイト結晶粒度は漸次微細析粒化の傾向を示し前報と同様の傾向が見られる。

3) 高温加工性

イ) 高温成形性：供試材を重油加熱炉にて、1150°C に 30 分間加熱し水圧 1000 t プレスを使用し高温加工性試験の結果、鋼塊寸法変化一覧表 (Table 2) に示すごとく据

Table 1. Chemical composition of test ingots.

Specimen No.	C	Mn	Si	P	S	S _{fix} %	Ti sol	Ti insol	Σ Ti	References
F 1	0.28	0.60	0.30	0.037	0.040	0	none	none	none	Casting temp. 1600°C, mold temp. 450°C F.C.
A 1	"	"	"	"	"	"	"	"	"	Casting temp. 1580°C, mold temp. r.t. A.C.
F 2	0.32	0.63	0.30	0.039	0.038	61	0.002	0.048	0.050	Casting temp. 1570°C, mold temp. 450°C F.C.
A 2	"	"	"	"	"	"	"	"	"	Casting temp. 1570°C, mold temp. r.t. A.C.
F 3	0.28	0.61	0.32	0.038	0.038	52.6	0.059	0.091	0.150	Casting temp. 1580°C, mold temp. 450°C F.C.
A 3	"	"	"	"	"	"	"	"	"	Casting temp. 1570°C, mold temp. r.t. A.C.
F 4	0.33	0.62	0.27	0.038	0.040	82.5	0.090	0.410	0.500	Casting temp. 1580°C, mold temp. 450°C F.C.
A 4	"	"	"	"	"	"	"	"	"	Casting temp. 1570°C, mold temp. r.t. A.C.

Table 2. Results of hot workability test of test ingots.

note ¹⁾ Specimen No.	l_1	l_2	w_1	w_2	h	note ²⁾ Upsetting grade	l_2/l_1	w_2/w_1
A 1—1	230	168	53	75	69	1.45	1.29	1.42
A 2—1	116	156	52	65	79	1.27	1.34	1.25
A 3—1	115	155	52	65	79	1.27	1.35	1.25
A 4—1	114	156	53	65	78	1.28	1.37	1.23
A 1—2	124	160	54	77	65	1.54	1.29	1.43
A 2—2	119	158	52	74	68	1.47	1.33	1.42
A 3—2	121	156	53	73	69	1.45	1.29	1.38
A 4—2	119	156	53	73	69	1.45	1.31	1.38
A 1—3	150	178	51	98	48	2.08	1.19	1.92
A 2—3	150	175	51	98	49	2.04	1.17	1.42
A 3—3	150	177	51	98	48	2.08	1.18	1.92
A 4—3	150	175	53	98	47	2.13	1.17	1.85
A 1—4	187	203	56	141	29	3.45	1.09	2.54
A 2—4	188	205	57	141	30	3.33	1.09	2.47
A 3—4	192	208	56	144	30	3.33	1.08	2.57
A 4—4	189	204	55	140	30	3.33	1.08	2.55

註 1) 試料番号表示法の一例..例へば A2—3 は Table 1 中試料番号 A2 の第 2 回試験材採取位置 3 に該当するものである。

註 2) 据込比とは加工前の $H=100$ と h との比 H/h を云ふ。

込比 1.2, 1.5, 2.0, 3.5 に据込加工した。アルメルクロメル熱電対を使用して加工開始時、終了時および加熱帯の炉内温度の均一性を測温した結果、加工開始時および終了時には温度変化なく加熱帯の最高温度は 1150°C、最低温度は 1120°C であった。試験材圧延要領を Fig. 3 (省略会場掲示) に加工後の鋼塊各部変形寸法を Fig. 4 (省略会場掲示) のごとく表示した。鋼塊加工率表示法には適当なものがないが便宜上 Table 2 に示した鋼塊の前後左右の加工変形率を使用しかゝる鋼塊加工変形率におよぼすチタン添加の影響を据込比に対して配点した所 Fig. 5 (省略会場掲示) のごとき結果を得た。Table 2

および Fig. 5 より高温成形性に対して試験材の濃度範囲のチタンは影響しないことがわかる。こゝで成形性というのは形状の変化のみを対称としているのであつて鋼塊内部の欠陥発生については後述したい。

ロ) 鋼塊側面状況：鋼塊側面状況を調査した結果、Photo. 4 (省略会場掲示) に示すごとくチタン含有量 0.150% 以下では据込比 3.5 迄は Fig. 4 の側面 P 部に割れが発生していないがチタン含有量が 0.510% となると据込比 2.0 以上で側面 P 部に割れの発生が認められる。更に鋼塊 A3-3, A4-3 の側面 Q 部には割れの発生が認められなかつたが鋼塊 A1-4, A2-4, A3-4,

A4-4 の側面 Q 部には Photo. 5 (省略会場掲示) に示すごとく何れの鋼塊にも割れの発生が認められた。鋼塊 A4-3 の側面 P 部に割れの発生が認められる。(Photo. 4) に対して同鋼塊の側面 Q 部は P 部に比較して更に加工度が大なるに拘わらず割れの発生が認められないことおよび後述の試験結果よりかゝる鋼塊表面部の割れは鋼塊表面部加工度が鋼塊据込比と関係なくまた加工前の鋼塊表面状況も相当影響するものと考えられる。

ハ) 高温加工性：前章迄に形状の変化を対称とした所謂成形性について述べたが、つぎに高温加工性について検討した結果を述べる。高温加工前の鋼塊 A1-3, A2-3, A3-3, A4-3 の超音波探傷試験位置および試験結果を Fig. 6, Photo. 6 (省略会場掲示) に、据込比 2.0 に高温加工後の同じ鋼塊の超音波探傷試験位置および試験結果を Fig. 7, Photo. 7 (省略会場掲示) に示した。高温加工前鋼塊の場合認められる多分鋼塊内部粗鬆部に帰因すると思われる欠陥は高温加工により除去され内部に加工による加工割れの発生していないことが想像される。超音波探傷試験には Sperry 超音波探傷機を使用し 2.25MC にて試験を行った。つぎに高温加工後の各鋼塊を Fig. 8 (省略会場掲示)のごとく切断し AA', BB', CC' 各切断面の加工割れ発生状況をマグナフラックス試験および検鏡試験より検討したが加工割れは全然認められなかつた。すなわち試験材の濃度範囲のチタン添加量では 1150°C で据込比 3.5 迄の高温加工は加工割れの発生を伴わないことが知られる。

4) 常温および高温抗張試験：前記の供試鋼塊を 30 mm φ 丸棒に鍛造(鍛造比 8)し 850°C 1h 保持後空冷しさらに 650°C 1h 焼戻したものを供試材とした。高温抗張試験は装置の関係上 800°C で行いオーステナイト域における抗張試験から鍛造時の高温加工性を推測することとした。Table 3, Fig. 9 (省略会場掲示) に測定結果を示す。高温抗張試験の loading rate は 4mm/mn である。常温抗張試験においては抗張力はチタン添加によりやゝ低下するが伸はやゝ増加し絞りは幾分低下しているが全体としては大差ないように思われる。高温抗張試験では抗張力は大きく伸は数値上では同一試験料につき変動が大きく絞りはチタン添加によりやゝ上昇するようである。

III. 結 言

1) 40 kg 鋼塊について含チタン鋼塊特性を調査し冷却速度を適当に調節することにより、かゝる小型鋼塊でも、ある程度硫黄の偏析を伴い試験鋼塊に供し得ることを知った。

2) チタンの添加と共に硫黄偏析は漸次軽減し樹枝状晶もまた漸次減少し (Ti 0.150% 迄) 更にチタンの添加量が增大すれば再び増大する傾向を認めた。

3) 熔鋼中の酸素、窒素等のガスによる鋼塊特性の化学的欠陥を除去するためにチタンを添加して熔鋼中のガスを固定化した場合でも鋼塊内部には超音波探傷の結果明らかであるごとく物理的原因による粗鬆部を包蔵するがこれは据込(据込比 2.0)により完全に健全化する。

4) チタンは酸素、窒素、硫黄、炭素と強大な親和力を有しチタン添加により加工時変形しないいわゆる B 型介在物が生成されるがこれ等の介在物は小さく分散しているため、マグナフラックス検査では検出されず、また 1150°C において据込比 3.5 に達する強烈な加工を行っても割れの原因とはならない。すなわち製鋼および造塊時に不可避免的に生成される非金属介在物の中析出の様相の特に有害なものをチタンの添加により本質的に無害な他の形態に変換すると共に分散せしめ得る可能性があると考えられる。

5) 引張試験の結果によればチタンの添加により幾分低下するようであるが大差はない。

(97) 軟鋼の低温脆性に関する研究 (II)

(熱延軟鋼板の圧延方向性について)

Study of the Cold Brittleness of Plain Carbon Steel (II)

(Directionality of Impact Value in Hot Rolled Steel)

S. Nakanishi.

富士製鉄, 広畑製鉄所 研究所 中西 昭 一

I. 緒 言

熱延軟鋼板はその機械的性質が可成り明瞭な方向性を示し、特に圧延直角方向における V ノッチ・シャルピー衝撃値の結果について第 1 報で報告した。

今回は圧延方向板厚断面、ならびに圧延面におけるシャルピー衝撃値の分布、ならびに熱処理による分布の変化を調べた。第 1 報においてはパーライト帯の存在が圧延直角方向において亀裂発生を促進することを確認したが他の方向についても、このことが成立するか否かを同時に調べた。

II. 実験方法ならびに結果

試料としては第 1 報と同様な化学成分を有する 60 mm 厚さのセミ・キルド鋼を使用した。