

Fig. 4. Relation between Fe-P phase diagram and number of turns.

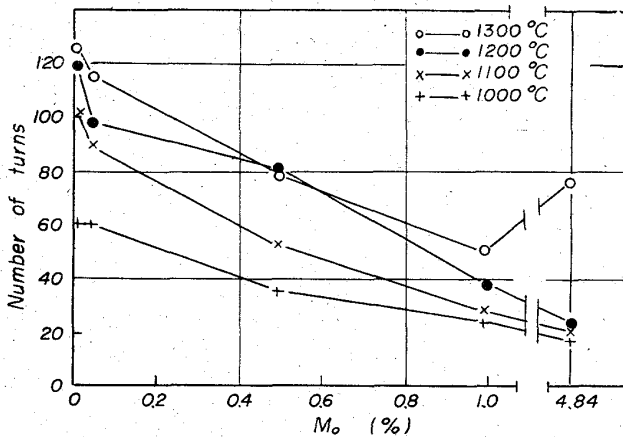


Fig. 5. Effect of molybdenum on the hot workability.

数が極小値を示しているのは $\alpha + \gamma$ の 2 相領域になるためであろう。オーステナイト系ステンレス鋼においては、すでに確認されている¹⁾²⁾、0.587% もしくは 0.455% 以上になれば、P 含有量の増加とともにねじり回数が増加しているのは α 単相領域になるためであろう。

4.6 Mo 含有量の影響

ねじり回数は Mo 含有量が増加すれば、Mo 含有量とほぼ反比例して減少する。1300°C において 0.98% の場合よりも 4.84% の場合のほうが、ねじり回数が増加している。P の場合と同様に α 単相組織を呈するためである。

5. 結 言

低炭素鋼の高温加工性におよぼす微量元素 (As, Sn, Zn, Pb, P, Mo) の影響を総括すれば次のようになる。

(1) As, Sn, Zn, Pb および Mo の含有量が増加するとともに、高温加工性は低下する。とくに As 0.068~0.12%, Sn 0.019~0.040%, Zn 0.002~0.009%, Pb 0.005~0.012%, Mo 0.01~0.05% の範囲における加工性の低下が著しい。As および Sn については 1200°C 付近において加工性もつとも良く、Zn, Pb および Mo については実験温度範囲内で温度が高くなるほど加工性

は良くなる。

(2) P 含有量が増加すると、 γ 単相および $\gamma + \alpha$ 2 相領域においては加工性は低下するが、さらに含有量が増加し、 α 単相領域になれば、加工性は逆に向上する。極小値を示す P 含有量は 1000°C において約 0.3%、1100°C~1300°C において約 0.5% である。

文 献

- 1) F. K. BLOOM: Metal Progress, 59 (1951), p. 250
- 2) 森嶋: 高温における二、三の鋼の変形能について (昭和 36 年)

(142) キルド鋼極厚鋼板内部に発生したマクロ的欠陥について

日本製鋼所, 室蘭製作所

田辺 潤平・○福本 勝

Macroscopic Defects in Heavy Plate of Killed Steel.

Junpei TANABE and Masaru FUKUMOTO.

1. 緒 言

キルド鋼極厚鋼板に発生する欠陥はロール疵, 落込等の表面疵と砂疵, ガス系欠陥等の内部欠陥とに大別される。表面疵は原因が比較的判然としているため対策を講じやすいが、内部欠陥については不明な点が多い。したがって、この内部欠陥の発生原因を究明することは、きわめて重要であり、製品々質向上に不可欠な問題である。本報では過去数年間に当社において普通キルド鋼極厚鋼板の内部に発生したマクロ的欠陥について、その性状、混入物等を調査した結果およびその発生原因に対する 2, 3 の考察を述べる。

2. 調査方法

2.1 調査対象鋼板

調査鋼板は塩基性平炉およびエル式電気炉にて溶製したキルド鋼極厚板である。製品重量は 6~12 t, 板厚は 30~50 mm である。化学成分は Table 1 に示すごとく普通鋼で、脱酸には Al と Si を用いたものである。なお鋼塊は押湯枠付ケースに鑄込まれたものである。

調査は 36 枚の事故品について行なつたが、その内訳を Table 2 に示す。

2.2 試験片および混入物試料採取要領

圧延後、ガス切断面に現われた欠陥、および UST (超

Table 1. Composition of plates, %.

C	Si	Mn	P	S
0.10/0.15	0.15/0.30	0.60/0.70	<0.030	<0.030

Table 2. Numbers of plates checked.

Furnace	Position of defects		Total
	top side of ingot	bottom side of ingot	
Basic open hearth furnace	9	9	18
Electric furnace	9	9	18

音波探傷試験)によつて検出されたマクロ的欠陥を含めて 30~50 (板厚)×200×200 mm の試験片を採取した。これを欠陥が断面に現われるように鋸で切断した。さらに欠陥部を剝がして、剝離面の状況を観察すると同時に混入物を採取した。

2.3 調査事項

調査はつぎの各項目について行なつた。

(1) 実体顕微鏡による観察 (鋸切断面および剝離面における欠陥の一般的性状) および欠陥の分類 (欠陥内部の状況による)

(2) 欠陥内部の混入物の分析および X 線廻折

3. 調査結果

3.1 実体顕微鏡による観察結果

実体顕微鏡を用いて欠陥の一般的性状を調査した結果、溶製炉による差は認められなかつた。まず、鋸切断面ではいずれも圧延方向に平行に直線状に一層または 2~3 層に連なつて存在し、その長さは 20~50 mm であつた。また欠陥は混入物を伴うものと伴わないものとに分けられるが、前者の方が多く認められた。つぎに剝離面については、混入物の量にかなりの差が認められ、全面にわたつて混入物が全く存在しないものもあつた。混入物は白色または青色粉末状のものが多く、その他灰、褐、緑等の色彩を帯びた粉末あるいは板状のものが存在した。これらの欠陥を分類し、その発生頻度を Table 3 に示す。

Table 3 に示すごとく、頭部側では混入物を伴わない欠陥が 16.7% 存在するが底部側では存在しない。また部分的あるいは微量混入物を伴う欠陥が頭部側では 67.7% 底部側で 83.4% と大きな割合を占め、全面に混入物を伴う欠陥は長さ 30 mm 以上の大型のもので

Table 3. Classification and percentage of defects.

Classification	Position	top side	bottom side
		16.7	16.7
Separated easily length > 30 mm	a. whole	38.9	55.6
	b. partial	5.6	5.6
	c. less	5.6	0
	d. none	0	0
Separated not easily length < 30 mm	a. whole	22.2	11.1
	b. partial	0	11.1
	c. less	11.1	0
	d. none	0	0

Table 4. Frequency of inclusions.

Frequency No.	Construction	Position
1	α -Al ₂ O ₃ (Corundum)	mostly bottom side
2	amorphous SiO ₂	//
3	α -SiO ₂	//
4	FeO-Al ₂ O ₃ (Hercynite)	//
5	CaO-Al ₂ O ₃	//
6	CaO-SiO ₂	//
7	CaO-Al ₂ O ₃ ·SiO ₂ , CaO-Al ₂ O ₃ ·(SiO ₂) ₂	mostly top side
8	Al ₂ O ₃ -SiO ₂	//
9	CaO-SiO ₂ -MnO-FeO-Al ₂ O ₃	both sides
10	Mixtures of above	//

16.7% を占めるが小さな欠陥では存在しない。

3.2 混入物の調査結果

剝離面より採取した混入物を化学分析および X 線廻折により、その組成を調べた。主なものを現出頻度の高い順序に列挙し Table 4 に示す。 α -Al₂O₃、非晶質 SiO₂、 α -SiO₂ などが比較的多く現出し、その他は各種酸化物の複合化合物あるいは鋼滓と類似した組成のものであつた。頻度 No. 1~6 の組成のものは底部側に多く、No. 7~10 の組成のものは頭部側に多く現出した。

また、この傾向は塩基性平炉、電気炉いずれの場合にも同様に認められた。

4. 考察

前記の調査結果より鋼板内部のマクロ的欠陥の発生原因と混入物の混入源、鋼塊における混入物の分布についての考察を以下に述べる。

4.1 マクロ的欠陥の発生原因

4.1.1 混入物を伴わないマクロ的欠陥

混入物を伴わないマクロ的欠陥は頭部側にのみ発生している。これは鋼塊内部に存在する空隙が圧延の際に圧着しなかつたものと考えられる。鋼塊の一般的性状として凝固の進行に伴う「ひけ」およびガス成分の濃化によつて頭部側には空隙系の欠陥が発生しやすく、ことに側面より強い冷却を受ける鋼板用扁平鋼塊ではこの傾向が大きいと考えられる。

4.1.2 混入物を伴うマクロ的欠陥

部分的あるいは微量の混入物を伴うマクロ的欠陥の発生原因としてはつぎに述べるようなことが考えられる。凝固過程に Pasty zone あるいは溶鋼中に発生した気泡には表面張力など物理的性質により脱酸生成物などの異物が捕捉されやすく、これが浮揚分離されずに鋼塊中に残存するか、あるいは逆に固相または液相の異物が溶鋼中に存在するとき、上と同様の理由で異物が核となつて気泡が発生したり、すでに発生している気泡が吸着されたりしてそのまま浮揚分離されずに残存したものがこの種の欠陥となる。

また、欠陥の全面に混入物を伴う場合は、溶鋼の温度や、流動性など物理的因子にも支配されるが、もつとも問題となるのはこうした混入物の混入源であろう。つぎに前述のガスと異物の共存する欠陥をも含めて、これら混入物の根源について造塊過程の各種条件を考慮しながら述べる。

混入源としてはつぎに示す事項が考えられる。

- (a) 脱酸生成物の局部的集合、残存。
- (b) 耐火煉瓦その他の耐火材の混入、あるいは、それらと溶鋼との反応生成物の混入。
- (c) 鋼滓の混入。
- (d) ホットトップ用スラグの侵入 (頭部押湯近傍に限られる)

(a)~(d) の各要因について、製造工程と Table 4 の X 線廻折結果とを照合させながら、それぞれ検討する。

(1) 脱酸生成物の局部的集合、残存

Al による脱酸生成物は一般に α -Al₂O₃ が主体でその他に FeO-Al₂O₃ (Al 添加時の溶鋼中の酸素含有量が高い場合に生ずる) があることはすでに報告されてい

る¹⁾²⁾。したがって混入物の中で、 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{FeO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ の現出頻度がかなり高いことから、Al による脱酸生成物が造塊過程中に浮揚分離されずに、かなり多量に残存したものと推定される。

また非晶質の SiO_2 もかなり多く現出したが、これは一般に Si による脱酸生成物といわれており³⁾、脱酸や成分調整のために用いられた Si による脱酸生成物が、上記の Al の場合と同様に集合残存したものと考えられる。

(2) 耐火煉瓦およびその他の耐火材の混入あるいはそれらと溶鋼との反応生成物の混入

Table 4 によると、 $\alpha\text{-SiO}_2$ がかなり多く現出しているが、これは一般に耐火物の混入に起因するといわれており、取鍋煉瓦目地が溶鋼により機械的に侵蝕され混入したものと考えられる。また $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系の混入物も多く現出したが、各種耐火煉瓦の組成とは多少異なり、この系の混入物のすべてがかならずしも耐火煉瓦が機械的に侵蝕されて混入したものは断定できない。しかし $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系の安定な化合物として $3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ 、 $(\text{Al}_2\text{O}_3)_3(\text{SiO}_2)_2$ などのあることが知られており、耐火煉瓦が溶鋼との反応によつて侵蝕されるか、あるいは機械的な侵蝕によつて溶鋼中に混入したのち、凝固過程ですでに存在した $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ などの脱酸生成物とともに集合して、上記のような安定な化合物に変化したとも考えられる。

(3) 鋼滓の混入

本鋼種の出鋼時の鋼滓化学組成の代表例を Table 5 に示す。

Table 4 の頻度 No. 9 の混入物の組成を塩基性平炉、電気炉でそれぞれ溶製した鋼板に現われた欠陥について一例ずつ Table 6 に示す。

すなわち、この混入物の組成は鋼滓組成に比べて、やや異なつてはいるが、CaO の混入源は Table 6 から明らかなごとく鋼滓あるいはホットトップ用スラグである。頭部の押湯近傍を除いては鋼滓が溶鋼中に混入後、凝固過程で組成割合が若干変化したと推定される。

Table 5. Composition of slags at tapping, %.

Furnace	CaO	SiO ₂	MnO	FeO	MgO	Al ₂ O ₃
Basic openhearth F.	43.7	18.3	7.2	15.6	8.8	1.7
Electric F.	57.5	26.6	0.6	0.9	6.8	3.6

Table 6. Composition of CaO-SiO-MnO-MgO-FeO-Al₂O₃ inclusions, %.

Furnace	CaO	SiO ₂	MnO	FeO	MgO	Al ₂ O ₃
Basic open hearth F.	59.7	14.2	3.5	2.2	7.1	2.2
Electric F.	40.0	33.7	2.3	4.0	10.1	7.0

Table 7. Composition of the hot-top slag, %.

CaO	SiO ₂	MnO	FeO	MgO	Al ₂ O ₃
46.1	37.8	7.2	6.5	0.5	1.1

(4) ホット・トップ用スラグの混入

ホット・トップのスラグの組成を Table 7 に示す。Table 4 の頻度 No. 5, 6, 7, 9 の混合物はかなり CaO を多く含んでおり、この組成の混入物が押湯近傍にかなり存在するところからホット・トップ用スラグの鋼塊収縮部への侵入もあつたと推定される。実際にはこの種の混入物は鋼塊の凝固末期に侵入するものであり溶鋼の温度も低く、したがって混入物の組成もあまり変化しないと考えられる。扁平キルド鋼塊では急速な凝固に伴う大きな収縮を押し湯によつて十分補なうことが肝要であり、電弧加熱の中断などの事故によりこの種の欠陥が発生することがある。

4.2 鋼塊における各種混入物の分布

Table 4 に示した調査結果によると、鋼塊頭部側には耐火物および鋼滓による混入物が多く、底部側には主として脱酸生成物と耐火材からの $\alpha\text{-SiO}_2$ が多かつた。この理由については各種混入化合物の特性から一応の説明ができる。

現出した各種混入物のうち、耐火物に起因する $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 系および鋼滓またはホットトップ用スラグに起因する $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系の各化合物は一般に融点が低く、 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\cdot$ 非晶質 SiO_2 などの脱酸生成物および $\alpha\text{-SiO}_2$ の融点はかなり高い。しかも前者の各種化合物は一般に粒子が大きく、後者は微細であるといわれている。これらの理由から、耐火物および鋼滓からの混入物が浮揚分離しやすく、脱酸生成物および $\alpha\text{-SiO}_2$ などが浮揚分離しにくかつたためと説明するのが一般的と思われる。しかし最近の実験⁴⁾によると $\text{SiO}_2\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ などの浮揚速度はかなり速いという結果も得られており、上述の説明だけでは十分ではないと考えられる。とくに、扁平キルド鋼塊の鑄込中から凝固終了までの鑄型内の溶鋼の挙動(温度分布などを含む)や各種化学成分の挙動は、他の八角鋼塊の場合とはかなり異なると考えられる。したがって、鋼塊内部における混入物の分布を論ずるに当つては、鑄込中から凝固終了までの鑄型内における溶鋼の挙動、とくに物理的な運動の状況を正確にとらえる必要がある。

5. 結 言

極厚キルド鋼板内部に発生したマクロ的欠陥について調査した結果および考察結果を要約するとつぎのごとくである。

1. マクロ的欠陥には混入物を伴うものと伴わないものがあつたが、前者が大半を占めていた。
2. 欠陥内部の混入物では (1) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、(3) 非晶質 SiO_2 、(3) $\alpha\text{-SiO}_2$ 、(4) $\text{FeO-Al}_2\text{O}_3$ 系等の現出頻度が高く、その他に (5) $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系、(6) $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系等各種複合化合物が現出した。
3. したがって、欠陥内部の混入物は主として Al または Si による脱酸生成物によるものと考えられ、その他に耐火物の溶鋼による侵蝕混入物、あるいは鋼滓の混入等に起因するものが存在した。
4. 鋼塊に還元して混入物の分布をみると、鋼塊頭部側には耐火物および鋼滓の混入によるものも多く、底部には主として脱酸生成物と耐火材からの $\alpha\text{-SiO}_2$ が多かつた。これは、前者の混合物は一般に融点が低く、しか

も粒子が大きいため溶鋼中での浮揚分離が容易であるのに対し、後者の混入物は融点が高く、粒子も微細で、浮揚分離しにくいと考えられる。しかし、この説明は十分でなく、 casting 中から凝固終了までの各種条件、とくに溶鋼の物理的な挙動を正確に把握し、再検討する必要がある。

文 献

- 1) 青: 学振 19 委資料 (介在 67), 1962, 6. 12
- 2) " : " (第 3), 1962, 6
- 3) 青: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1545
- 4) 中川, 古沢: 学振 19 委資料 7511, (介在 109), 1964, 2.4

(143) 連続製造製 18Cr-8Ni 鋼ブルームの直接押出

八幡製鉄, 光製鉄所 岡本 一生
Step Extruding of Continuously Cast
18Cr-8Ni Steels.

Kazuo OKAMOTO.

1. 結 言

オーステナイトステンレス鋼管を連続製造ブルームから直接押出しによつて製造する工程は興味深い工程であるが、製品表面に、 casting ビレット直接押出材に特有な鋼管長手方向の縦すじが現われ、また横割れも発生しやすい。

SUS 27 の場合はこれらの欠陥が比較的軽微なので、より軽減させてこの製造工程を確立させることを目的とした種々の試みがなされ Low Moor Alloy Steel 社¹⁾

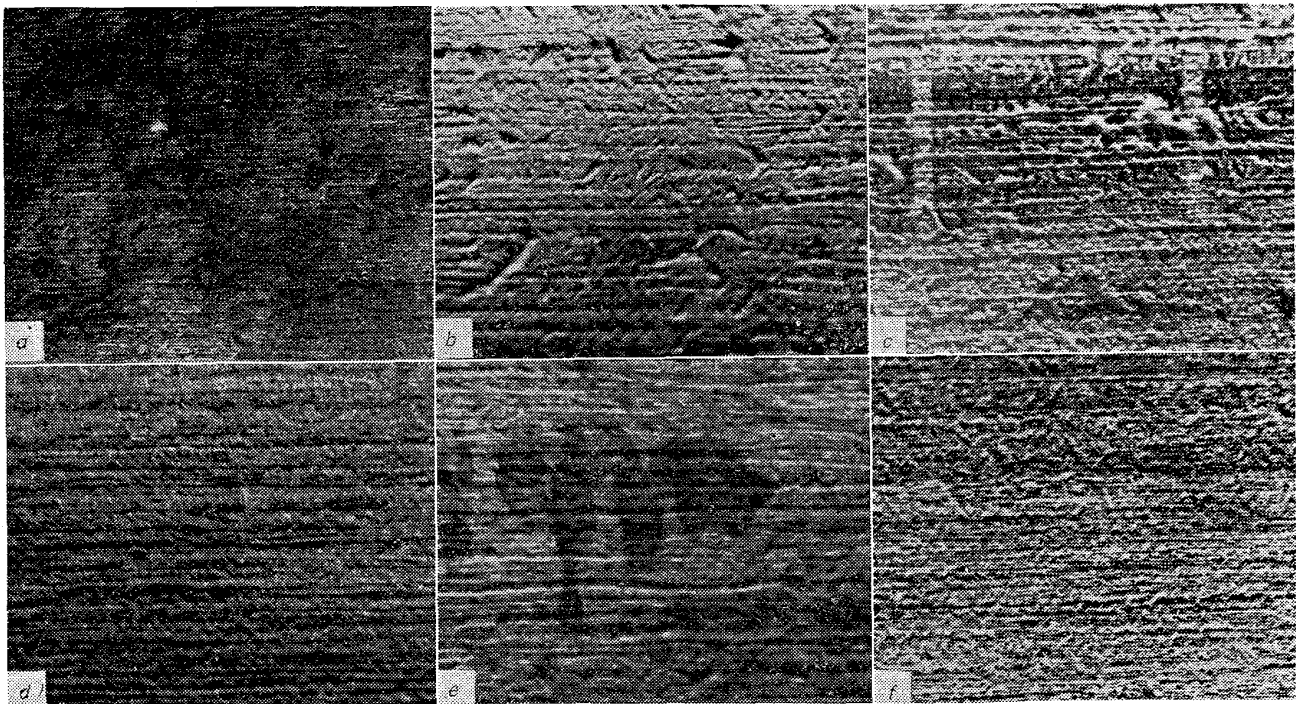
は予め軽くブルーム外周を swage 加工することによりかなり改善できるという結果を得るに至っている。著者は押出しのさいのメタルフローに注目して、縦すじ発生機構を解析し、押出加工法のみでその軽減を計る加工法として、段押出法の実験を行なった。

2. 製品表面欠陥とその発生機構

SUS 27 鋼管を押出比 37 で押出した場合の製品表面は Photo. 1 のようであり、圧延ビレットからの滑らかな肌 *a* に対し、普通鋼塊によるもの *b* はかなり粗い縦すじと横割れもみられ、連続 casting ブルームによるもの *c* はやや軽度な肌荒れとなつている。縦すじ深さは、押出比 10 以下では最大 0.1 mm を越える深いものがあるが、押出し比 20 で深さは 0.07 mm 以下、押出比 60 を越えると深さは 0.04 mm 以下になる。

縦すじについては炭素鋼あるいは軸受鋼等低合金鋼の場合にはみられず、 casting 組織が柱状晶になるものおよびフェライト結晶粒の粗いものに特有なものである。一つには casting 組織の微細化が問題になるが、そのために行なつた回転磁場攪拌、稀土類元素添加の試みは満足な結果を得るに至っていない。

ビレットから製品鋼管に押出される過程でのメタルフローに注目して、このさいメタルフローの状態を見やすくするために、柱状晶の粗い SUS 33 铸造ビレット直接押出材のディスクード (押残り) 縦断面を見ると Photo. 2, 鋼管外、内表面および肉厚中央部に対応して、ビレットの内および中央部ではダイス孔型に至る以前に十分組織は破壊されているが、外側は組織の破壊のされ方が少なく、ダイス孔型寸前まで柱状晶は残っている。塑性変形の点からは、既報の実験方法²⁾による油粘土での実験結果によると、Photo. 2b のように、内側および中央部では圧縮変形が生じ、組織の微細化が起こると考えら



a) from wrought billet, b) from ordinary cast billet, c) from continuously cast billet,
d) 1 step, e) 2 step, f) 3 step extruding from continuously cast billet.

Photo. 1. Surface of extruded 18Cr-8Ni steel tubes (extrusion ratio 37). $\times 3 (1/2)$