

Fig. 1. X-ray diffraction patterns for the initial part of the scale.

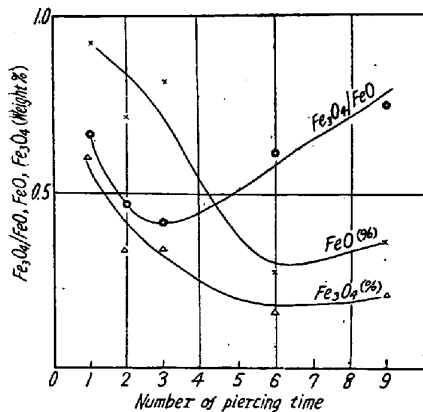


Fig. 2. Transfigure of scale on repeated piercings.

ール層の厚さも順次減少し、スケールの構成に変化が認められる。

(2) スケールのX線の観察

前述のスケールをX線回折した結果は Fig. 1 ならびに Fig. 2 に示す。これによれば、未使用のスケール層は、X線の透過距離 (0.1 mm 以下) の範囲内では $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4$ 層が主体で、先の顕微鏡観察結果とも一致している。

つぎに各使用回数別に観察したスケール変化状態は、Fig. 2 に示すようである。Fig. 1 は各回折線のピークの高さ、すなわち各試料の $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4$ の量の比較を行なったものであり、 FeO と Fe_3O_4 のピークの高さの変る様子を示し、また、同時に $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{FeO}$ の値の変化もあわせて示した。これによれば $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{FeO}$ の比は3パスで最少である。すなわち FeO の構成割合が最も多くなり、以後は FeO の割合はわずかに減少して行く。回折線の絶対強度も、パス回数が進むにしたがって FeO が減少してくる。それとともにスケールの結晶の完全性が失われて来ているものと推察される。

また、このスケールの調査とあわせて、穿孔作業における、穿孔荷重の測定を行なった。それによると Fig. 3 に示すごとく、荷重も1パスから順次降下し、3～6パスで最低荷重を示し、それ以後は順次上昇する傾向である。これはスケール層の変化の曲線と同一傾向にあり、

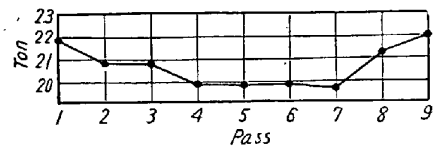


Fig. 3. Results of measurement of plug load during piercing.

スケール層の変化に関係のあることがわかる。

IV. 総 括

顕微鏡観察結果、ならびにX線回折結果を考察するとこのX線回折結果は 1/10 mm 程度の深さまでの様子を示したものであるが、これまでの調査では酸化物が一樣に混合していないことが明らかである。すなわち表面にゆくほど酸素が多い酸化物が生成していると考えられる。使用によつて、一部のスケールは機械的に剝離されるが、一部では、スケールの発生、または変成が行なわれているものと思われる。高温における酸化物中の原子移動は、イオン半径の小さな Fe の方が、はるかに酸素に比較して大きく使用中において工具内部から鉄が酸化物層へ拡散して次第に FeO の割合が増加したものと思われる。

スケールの初期条件がことなることは、前述したごとくであり、また使用条件も一定ではありえないので、定量的なスケール組成の変化はつかめないが、穿孔作業中の O_2 の存在の少ない雰囲気では、高級酸化物中の酸素と鉄が結合して低級酸化物へ移行し、ある程度のスケールの厚みが保たれるのではないかとと思われる。したがって使用が進めば FeO が多くなるものと思われる。 FeO に変化した後はどのようになって行くか現在のところ不明であるが、おそらく鉄が FeO の格子中に拡散してきて、 FeO の結晶はやがて非晶質なものになり、酸化物の強度が落るのではないかと考えられる。

(94) 遠心鑄造ステンレス鋼管の研究

日本金属工業

中島 康治・須永 寿夫

佐伯 達夫・○矢ヶ崎 汎

Study on Centrifugally Cast Stainless Steel Pipes.

Yasuharu Nakajima, Hisao Sunaga,

Tatsuo Saeki and Hiroshi Yagasaki.

I 緒 言

遠心鑄造法は 1930 年代より主として水道用鑄鉄管、

砲身などの製造に用いられてきた。

鋳型を高速回転して生ずる強い遠心力により溶湯を鋳型内壁に密着させたまま凝固させた遠心鋳造管は普通鋳造品に較べて微細な組織となり、すぐれた機械的性質、耐圧性を有すること、押湯、湯道などを必要とせず歩留がよく、しかも大量生産に適することなど多くの長所を持っている。これらの利点により遠心鋳造ステンレス鋼管は米国の SPERT III 型原子炉にも多量に使用され好成績をあげているが、これらステンレス鋼の遠心鋳造については内外文献にも発表がきわめて少ないので本研究では製品の諸性質およびこれにおよぼす鋳造条件の影響を明らかにすることを目的とした。

II. 遠心鋳造管の製造

遠心鋳造機は水平式クレードル型とし鋳型は強靱鋳鉄製の金型を用いた。対象鋼種は低炭素 18-8 Cr-Ni 鋼としてその成分を Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition of test specimens.

	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S
Aim	0.025	19.5	10.5	1.2	1.2	0.02	0.02
Example	0.020	19.60	10.56	1.11	1.24	0.014	0.014

鋳造管寸度は外径 173 mm, 全長 1000~2000 mm, 肉厚 15~50 mm で寸度より計算された必要量を 150 kg 高周波誘導炉で溶解して鋳込を行なった。

III. 遠心鋳造管の性質

a) 機械的性質

常温における機械的性質を Table 2 に示す。

遠心鋳造材は普通鋳造材と比較して引張強さ、伸びともにすぐれ圧延材に匹敵する。引張試験後の試料には普通鋳造材に見られるような微細亀裂も認められず健全な組織であることが推察される。

遠心鋳造管は完全な方向性凝固をするため試料の採取位置によつて機械的性質の異なることが考えられるので肉厚 50 mm の管につき直径方向、接線方向、長さ方向の三方向につきそれぞれ 5 個ずつの試料について引張試験を行なった結果を Table 3 に示す。

Table 2. Mechanical properties of low-carbon 18-8 Cr-Ni steel. Annealed 1 h at 1100°C W. C. Weld deposit : as welded.

	Yield strength kg/mm ²	Tensile Strength kg/mm ²	Elongation %	Charpy impact value kg-m/cm ²	Hardness Hr B
Centrifugal casting	20.4	51.4	66.7	>26	75
Static casting	19.6	47.6	64.8	>28	67
Hot rolled bar	20.1	54.7	67.1	>27	66
Weld deposit	38	53	47	15	

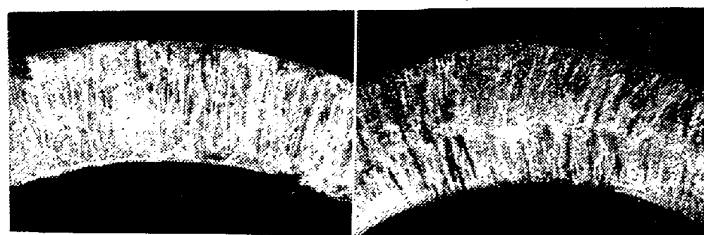


Fig. 1. Macro-structure of centrifugally and statically cast pipes.

分散分析法により差の検定を行なったところ引張強さには差が認められないが伸びには有意差が認められた。機械的性質に対する鋳造条件の影響は健全な鋳造管の製造し得る範囲ではとくに認められない。

b) 組織およびその他の性質

金型遠心鋳造材では凝固の際外面のみから冷却されかつ内面から溶湯が補給されるため完全な方向性を示し、微細な粒状晶のみとなつて普通鋳造材に見られるような中心収縮孔などの内部欠陥は全く見られない (Fig.1)。したがつて耐圧性も良好であり外径 160 mm, 肉厚 10 mm 管で 450 kg の耐水圧性を持ち X 線透過試験でも欠陥は全く認められない。しかし鋳込温度の高い場合、鋳込速度の過大の場合には内部における温度勾配が小さくなり自由晶を生じて内部欠陥の原因となることがある。

顕微鏡組織では強い遠心力により凝固中に比重の小さ

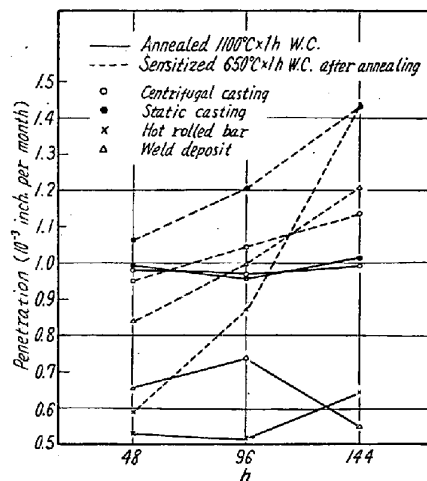


Fig. 2. Result of intergranular corrosion tests.

Table 3. Difference of tensile properties by sampling directions.

Sampling direction	Tensile strength kg/mm ²		Elongation %	
	As cast	Ann-ealed	As cast	Ann-ealed
Radial	51	51	53	55
Tangential	53	50	58	60
Longitudinal	51	49	62	63

い非金属介在物が内面に浮くため清浄な組織となりまた普通鑄造材に比較してフェライトが微細に分散する。したがって鋭敏化処理後の耐粒間腐食性もなお良好であり Fig. 2 に示すように 65% 硝酸による試験においても遠心鑄造材は鋭敏化処理を行なっても耐粒間腐食性が減少しない。すなわち溶接後も母材熱影響部の耐食性が劣化しないと考えられる。

III. 結 語

横型遠心鑄造機により製作した外径 173mm, 全長 1000~2000mm の低炭素 18-8 Cr-Ni 鋼の金型遠心鑄造管についてその諸性質を調査した。機械的性質は普通鑄造材よりすぐれ圧延材に匹敵する。組織は微細均一となり中心収縮孔などの内部欠陥を生ぜず、とくに耐圧性、耐粒間腐食性が良好である。鑄込温度、鑄込速度などの製造条件は方向性凝固の進行に影響するが健全な組織をもつ鑄造管の諸性質には影響が認められない。

(95) 極軟リムド・ストリップ用鋼片の割れ疵防止について

八幡製鉄所管理局

塚本武之・永田泰郎・○田中 功

On the Prevention of Cracks on Low-Carbon Rimmed Slabs for a Strip Mill.

Takeshi Tsukamoto, Yasurō Nagata and Isao Tanaka.

I. 緒 言

鋼片の不良部分は、剪断および選別により屑払いされるが、極軟リムド鋼片の不良主原因は割れ疵で、この減少をはかることは良鋼片歩留の向上に大きな役割をもっている。主な割れ疵の外観は Fig. 1 (会場掲載) に示すごとくで、とくにボトム鋼片に発生しやすい。耳割れおよび側面割れは鋼片表面の耳部または側面部に V 状、X 状に発生し、その尖端部および交点部は深くえぐられており、マクロエッチおよび S プリントによれば鋼塊のソリッドスキン部に発生している。バンド割れも同様

で、いわゆる段注とは若干発生原因を異にしている。これらの疵は元来鋼塊自体のソリッドスキンの健全性に影響されるが、分塊工場における均熱条件などによつても左右されることが考えられる。

そこで、日常観察記録された多数の資料を基礎として、全製鋼材 (主に 7~13t 扁平鋼塊) を対象にいろいろ検討した結果、これらの割れ疵におよぼす要因は、鋼塊頭部膨脹量・取鍋下 [S] (または Mn/S) および分塊嚙込温度に集約され、その対策実施によつて割れ疵の減少に成果を収めたので、ここに検討結果について報告する。

II. 割れ疵におよぼす主要因

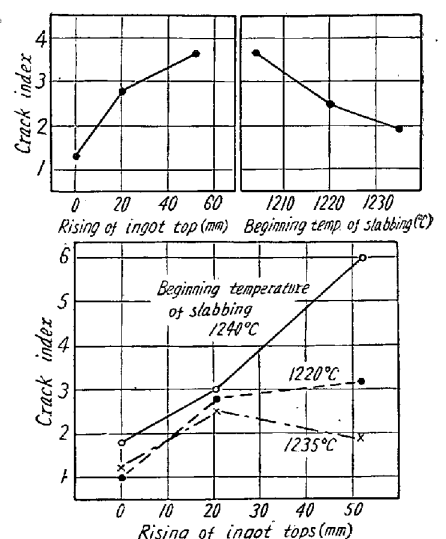
製鋼・分塊上の割れ疵におよぼす主要因をつぎのようにして決定した。

まず製鋼要因としては、出鋼前 [C]・取鍋下 [C] および [Mn]・出鋼温度・取鍋 Al 量・注入速度・鑄型添加剤などいろいろ考えられるが、これらの総合的な効果はリミング・アクションの強弱すなわち鋼塊頭部の湯引または膨脹の形で現われる。そこで過去の情報および解析結果から鋼塊一次膨脹量を要因とした。

また分塊要因としては、割れ疵がソリッドスキン部に発生することから圧延初期の鋼塊表面温度の影響が大きいものと考え、嚙込温度を要因とした。

これら二要因の割れ疵におよぼす影響について分散分析した結果は Fig. 2 に示すごとくで、膨脹量 1%, 嚙込温度および両者の交互作用がそれぞれ 5% 有意差で割れ疵に影響していることが判明した。すなわち、膨脹量の大きいほどまた嚙込温度の低いほど不良率は増加し、膨脹量の大きいほど嚙込温度の影響は大となる。

この再現性を確かめるために、同一出鋼チャージを注入奇偶数順に二分し均熱炉別に抽出設定温度を現行・現行+30°C で比較試験した。その結果、後者の不良率は前者の約 60% 減となり、膨脹量の大きい場合には嚙込温度の低いグループの不良率が



註: 図中 1240°C は 1204°C の誤り

Fig. 2. Effect of rising of the ingot top and the slabbing temperature on cracks. (By the variance analysis).