

試験鋼塊は第5図に示す 500kg 下注上広鋼塊である。分析試料は第3表に示す箇所から採取して、C, Si, Mn, Cu, S, P に就いて分析した。その結果押湯直下のV偏折は認められず、甚だ良い結果を示した。

## V. 總 括

鋼塊歩留りの向上を目的として保温剤の改良を試み、

従来各種保温剤に検討を加えると共に、其の各特色を生かして中間系の保温用基剤の探求を行い、更にコストの低下並に保温性スラッグの増加を目的として増滓剤の作成を試みた。その結果、従来保温剤の約半量で十分な効果をあげる事が出来た。現在之が成形に関し検討中であるが、これは次回の報告に待ちたいと思う。

(昭和 28 年 12 月寄稿)

# キルド鋼厚板に現われる或る種の表面疵の成因について

(昭和 28 年 10 月本会講演大会にて講演)

下田 秀夫\*・宮野樺太男\*・岩崎 誠\*

## STUDIES ON THE CAUSE OF CERTAIN SURFACE DEFECTS, APPEARED ON THE HEAVY KILLED-STEEL PLATE

*Hideo Shimoda, Dr. Eng. Katao Miyano and Makoto Iwasaki*

### Synopsis:

The surface quality of very heavy plates which ranged from about 16 to 150 mm in thickness and were rolled from 4 to 80 ton carbon steel ingots after along soaking time, was frequently spoiled due to the appearance of certain check patterns, the cause of which hitherto had been remained rather unknown. The authors investigated this kind of surface defects statistically and some experimental supplementary data were obtained as follows:

- 1) Under ordinary operations of soaking pit, the surface defects became more remarkable with the soaking time.
- 2) Variation of defects between charges was less than those within them.
- 3) No definite relation between the defects and ingot-moulding practice was found.
- 4) Surface-layer concentration of impurities such as nickel, copper and arsenic by selected oxidation was caused in most cases in ingots or billets after the ordinary soaking time.
- 5) Micro-examination along the surface-layer of soaked ingots or billets revealed sometimes decarbonization, intergranular penetration of scaling and oxidized inclusions, whilst Charpy specimens which had been taken from those surface and bended at 700~1300°C showed a surface cracking especially at 900~1100°C.
- 6) Specimens added with about 1% Cu and As respectively did not show such surface cracking as that in the above bending test.

From these results, the cause of this surface defects was presumed to be an embrittled surface-layer by oxygen increase during a long time heating.

## I. 緒 言

船用又は總用鋼板として使用せられる超厚超広巾の鋼板を製造する場合、従来中厚鋼板ではあまり経験しな

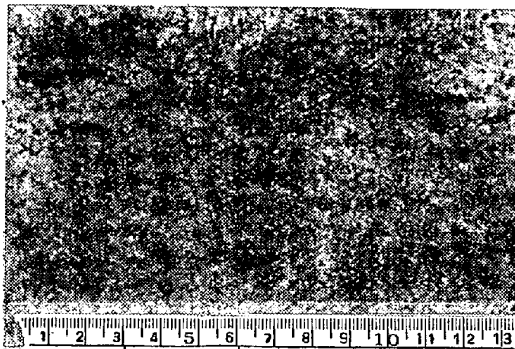
つた微細な表面疵を生じた。此等の疵は製品の外觀を損う為に格落ちの対象となり又表面をグラインダーで疵取

\* 日本製鋼所室蘭製作所研究部

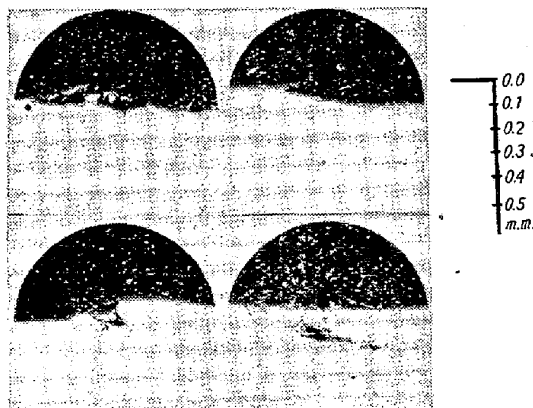
り作業を行う必要を生ずる。筆者等は此等の疵の成因を知る目的で最初現場の作業条件と疵との関係を統計的に調査しこれに基づいて 2, 3 の実験を行つて来た。

## II. 疵の状況及びその發生に関する統計的な調査

超厚鋼板は大略 16~150mmの厚さを有し主要成分は  $C < .20$   $Si \cdot 15/.25$   $Mn \cdot 60/.80$   $P, S < .035$  程度で塩基性平炉によるスラブ型の鋼塊重量 4~80t のものより熱間圧延によりて製造される。此等の鋼板に発生した疵の表面状況の一例を第 1 図に又その断面状況を第 2 図に示した。此等で分る如く広範囲に分布する極く微細な亀甲状の表面疵でありその深さは浅い。第 3 図は圧延の場合に生じた縦割れ疵及び横割れ疵を示したものであつてこれは標題に示した場合の疵とは異りその成因は横割れの場合は、たまたま鋼塊の湯切れの位置に又縦割れ疵は鋼の凝固過程に生じたものであつて、此の微細な表面疵とは別のものである。

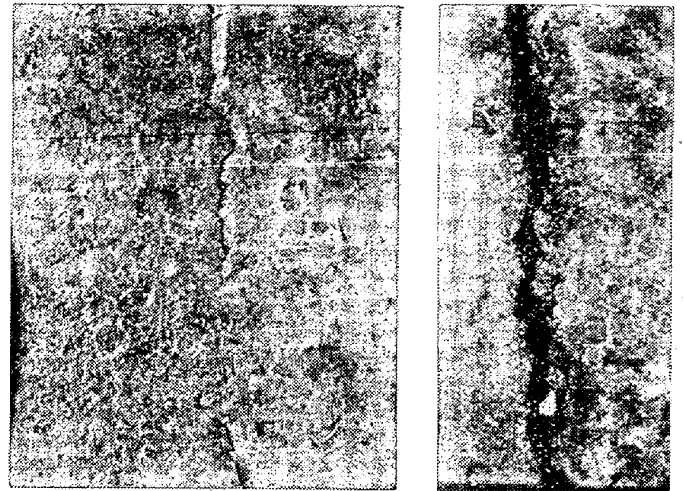


第 1 図 疵の表面状況



第 2 図 疵の断面状況

此等の疵の程度を 3 段階に分けて各の面積の鋼板全面積に対する割合より疵の程度を数量化し、これを基として多数の実例について現場作業との関係を統計的に調査した結果大略下記事項が明らかにされた。



横割れ疵

縦割れ疵

第 3 図 異種の疵の状況

1) 普通に加熱炉の操業に於ては加熱時間が長くなれば疵は一般に甚しくなる傾向にある。

2) チャージ内の変動とチャージ間の変動に分けて調査すればチャージ内の変動が大きい。即ちチャージ間の有意差を認め難い。

3) 造塊作業（鋼塊寸法サイズ、鑄込温度、鑄込速度）に関しては疵の程度との間に有意差は認めない。

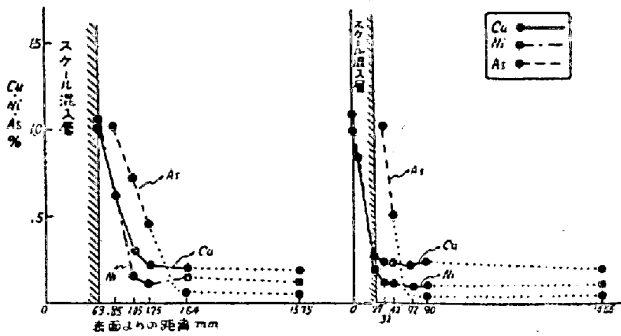
4) 鋼中の化学成分との関係、又不純物として含有せられる Ni, Cr, Cu, As と疵との関係も有意差は認め難い。此の事は 2) の事項と一連の事実として知り得る。

又鋼塊肌の不良が此等の疵の成因ではないかと考えて鋼塊の肌を何等の欠陥のない事を確かめるまで拾数 mm の機削り仕上げを行つて後に加熱圧延した場合でも此の微細な疵が現われた。

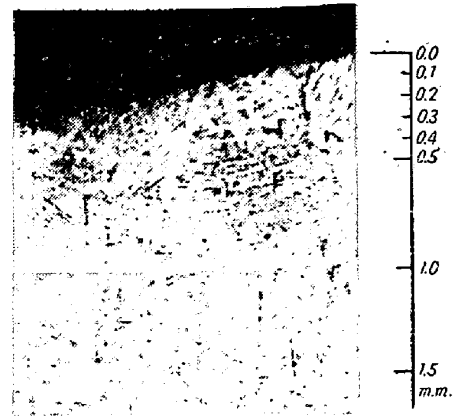
## III. 加熱後の表面状況の調査

鋼中に不純物として含有される Ni, Cu, As 等の元素は鋼材が高温に加熱される場合所謂選択酸化によりてスケール直下の地鉄中に濃化する事は知られて居る<sup>1)</sup>。実際の加熱炉で約 8 時間程度加熱された材料より試片を削り出して分光分析及び化学分析によりて調べた結果は第 4 図及び第 5 図に示す。

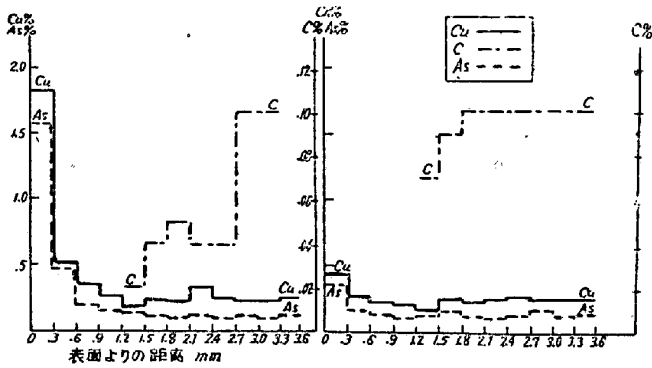
第 5 図は表面より順次 0.3mm づつ分析用試料を採取しその分析結果を图示したものであつて実際の濃度曲線は図の如く階段状に変化しているものではなくスムーズな曲線として示さるべきであるが 0.3mm の範囲の平均値として図の如く示したものである。此れより Ni, Cu, As の各元素は極く表面層で地鉄元素の数倍に濃化している事が知られる。又その深さは脱炭の方が深い。



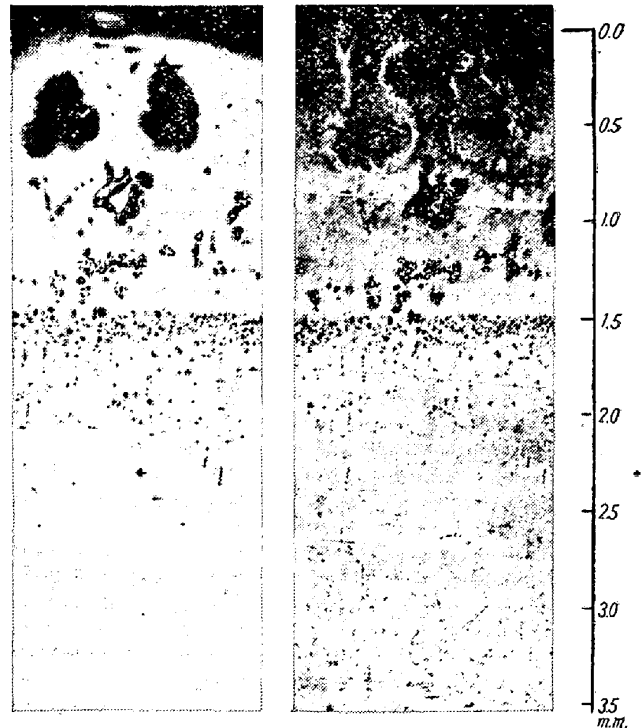
第4圖 表面濃化の状況 (分光分析による)



×75 ピクリン酸エッチ  
第7圖 スケール、地鉄境界層の顯微鏡寫眞



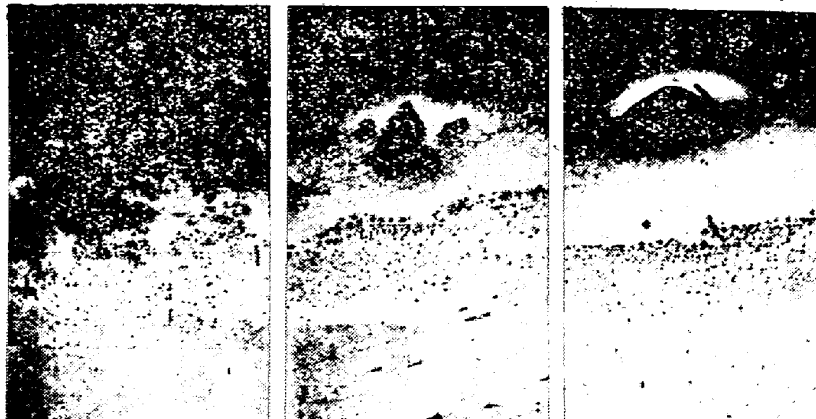
第5圖 表面濃化の状況 (化學分析による)



×75 エッチせず                      ×75 村上試薬エッチ  
第8圖 スケール、地鉄境界層の顯微鏡寫眞

又此の部分表面に直角に切断研磨し顯微鏡で調べた結果は6図~第9図に示す。

第6図はスケールの地鉄への局所的な侵入、表面近く多数の酸化物粒子の存在を認める。第7図には此れを認めない。第8図は同一試片をエッチ前後で比較した実例で表面層の脱炭現象が知られる。第9図は高倍率で境界部を觀察した結果であり左は何等特別の異常を認めないが右はスケールの粒間侵入の状況が知り得る。此のスケールリングの局所的な侵入、酸化物の存在、脱炭のある場合をI型とし、此等の事項を認め得ないものをII型とす

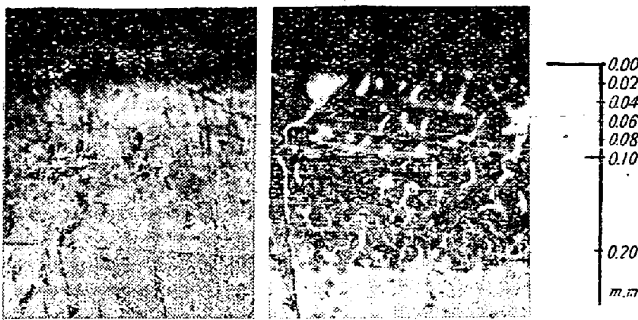


第6圖 スケール、地鉄境界層の顯微鏡寫眞

×75 エッチせず

る2通りの場合がある。而してII型の表面は非常にスムーズな表面を示している。

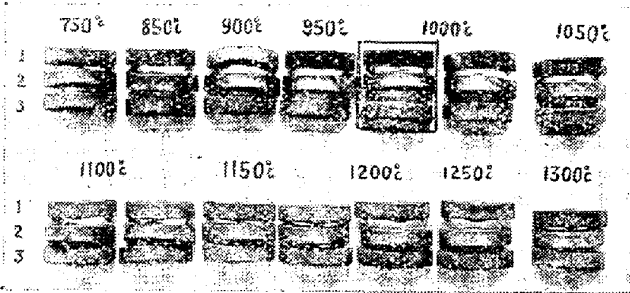
36ヶの試片に関して調べた結果酸化減量 0.88gr/cm<sup>2</sup> 以下であればII型の状況を示す。それ以上の減量のもの25ヶにつき調査すれば、加熱時に上側になった面はI型に属するもの6ヶII型に属するもの19ヶ計25ヶ、加熱時下側の場合はI型に属するもの17ヶI型とII型の中間程度



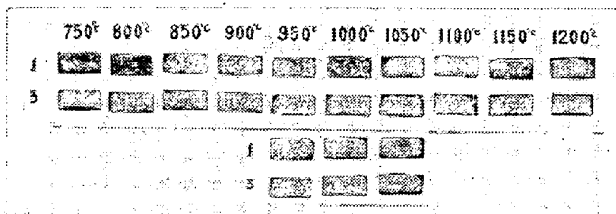
×250 ピクリン酸エッチ                      ×250 エッチせず  
第9圖 スケール地鉄境界層の顯微鏡寫眞

のもの1ヶⅡ型に属するもの7ヶ計 25ヶの如くであり加熱時上面で直接に加熱中の発生炉ガスの焔に包まれて加熱された場合の方がその表面もスムーズであり切断後の表面に近い地鉄の状況も良い事が知られる。事実鋼板の検査に於ても加熱時上面になつた方が疵は一般的に少ない。

#### IV. 高温曲げ試験について

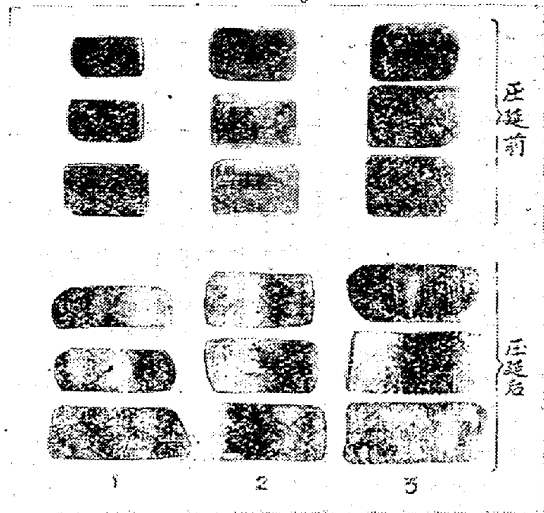


第10圖 高温曲げ試験龜裂發生狀況



第11圖 高温曲げ試験龜裂發生狀況

第10圖は高温曲げ試験による表面の龜裂の發生狀況を各温度で示したものである。図号符号(1)はⅡ型に属する加熱時上面であり、符号(2)は加熱後の表面層を全部除去した中央部より削り出した場合であり符号(3)はⅠ型に属する加熱時下面である。勿論此等は同一試験材より削り出したものである。此の場合試験片はノッチ無しのシャルピー衝撃試験片を用い同上の試験機で衝撃的に曲げた。又実際の材料が曲げられた場合の温度は同一試験片によりて冷却の状況を予め調査しておき、此れによりて補正を行つたものである。試験片の成分はC 0.16, Si 0.22, Mn 0.76, P 0.022, S 0.017, Ni 0.07,



第12圖 壓延試験結果

Cr 0.06, Cu 0.23, As 0.105 のものである。図より明らかな如く符号(2)では何等の龜裂を見ず、符号(3)では 900~1100°C の間で疵の發生が最も甚しくそれ以上でも又以下の温度でも疵は少なくなる。符号(1)の疵の程度は小さい。全く同様の試験を酸性平炉で溶解された C 0.23, Si 0.26, Mn 0.46, P 0.012, S 0.026, Ni 0.13, Cr 0.07, Cu 0.18, As 0.050 の材料で行つた結果を第11圖に示す。

尚高温加工の方法を変える為に前者と同一材料で同様の位置より4mm厚さの試験片を製作し実験室の小型圧延機により約1100~800°Cの温度で2mm厚さまで圧延した。第12圖に此の結果を示す。符号(3)のⅡ型に属する加熱時下面の場合は表面肌は悪い。

#### V. 高温脆性に及ぼす成分の影響

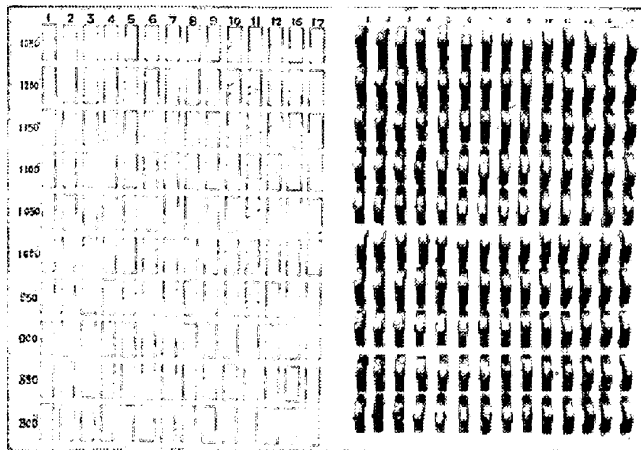
Cu及びAsは鋼に高温脆性を与える事は知られているが<sup>2)</sup>高温曲げ試験の結果よりして加熱後の表面が脆化して居る事は知られるので、表面濃化と同程度にまでCu, Asの元素を添加した3.5kgの鋼塊を新たに溶解して曲げ試験を行い前述の試験片との比較を行つた。第1表に此等の成分の分析値を示す。

長さ90mm 底部径60mm 頂部径60mmの鋼塊を約1000~800°Cの温度で12mm角まで鍛造す、試料番号13, 14, 15は鍛造の初撃でポロポロに割れた。此れは硫黄の高い為であつて其の他の場合は鍛造には何等の困難を感じなかつた。前節と全く同様の方法により本材料を各温度で曲げ試験を行つた。此の場合の状況を第13圖に写真及びスケッチで示す。

此れより番号6のAsの多い場合は1050~1100°Cの間で、又番号10のCuの多い場合は1100°C以上で

第1表 分析成分表

試料 No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	As	
1	·11	·8	·63	·021	·025	·21	·08	·17	·083	} As rich } Cu rich } As Cu rich
2	·15	·24	·62	·035	·028	·01	·07	·20	·105	
3	·5	·25	·68	·032	·033	·06	·06	·21	·120	
4	·15	·19	·57	·032	·036	·05	·06	·24	·490	
5	·16	·16	·53	·022	·032	·095	·05	·26	·653	
6	·15	·16	·46	·023	·035	·07	·07	·26	·998	
7	·18	·20	·67	·019	·021	·09	·07	·35	·105	
8	·19	·21	·71	·030	·024	·21	·08	·72	·068	
9	·18	·19	·65	·029	·021	tr	·09	·80	·098	
10	·18	·19	·62	·028	·029	·13	·12	1·78	·090	
11	·11	·14	·55	·028	·027	tr	·05	·93	1·004	
12	·17	·15	·44	·028	·026	tr	·10	·73	·560	
13	·17	·14	·47	·041	·390	tr	·04	·20	·120	
14	·16	·12	·38	·019	·470	·10	·05	·22	·101	
15	·16	·12	·44	·038	·540	·18	·03	·23	·150	
16	·02	·17	·48	·008	·018	tr	tr	·02	·008	
17	·11	·20	·53	·018	·027	·11	·04	·28	·075	



第13圖 高温脆性に及ぼす成分の影響

く微小な亀裂が見られる。しかし前節の第10図と比較する場合には非常な差があり、発生の状況及び温度より見て前の疵とは全く別の如くに考えられる。

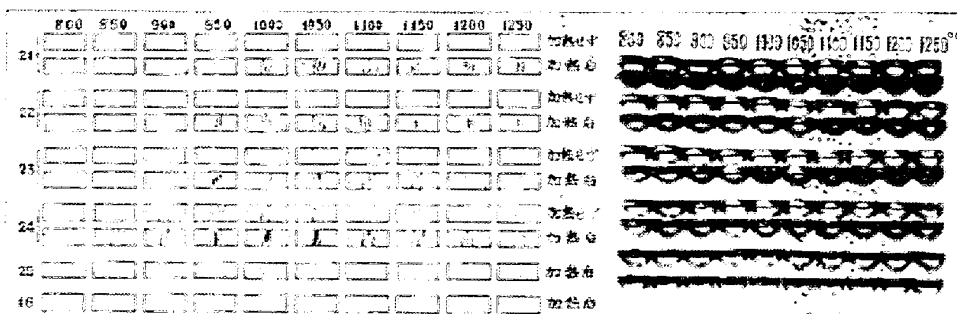
VI. 高温脆性に及ぼす加熱の影響

Ni は Cu の高温に於ける脆性を無くする事は報告されて居るが<sup>3)</sup>、一方 Ni を含めて此等の元素の影響を實際の炉について長時間保持された場合如何に変化するか第2表に示した成分のものを新たに用意し一部は前節と同様に曲げ、他の一部は實際の鋼材と同時に現場の加熱炉で約8時間加熱した後に取り出しその影響を受けて居る部分を残して曲げ試験を行い此等の比較を行った。写真及びスケッチにより第14図に此の状況を示す。

番号 11, 12 As Cu 共に多い場合は 950°C 以上で極

第2表 分析成分表

試料 No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	As
21	·16	·16	·32	·013	·027	·11	·05	·58	·068
22	·16	·17	·28	·012	·029	·14	·06	1·02	·053
23	·16	·17	·30	·013	·028	·11	·02	·59	·072
24	·18	·12	·39	·007	·026	1·10	·03	1·57	1·028
25	·17	·22	·50	·007	·026	·35	·008	·05	·060



第14圖 高温脆性に及ぼす加熱の影響

第 14 図よりして番号 21, 22, 23 の Cu のみ 1% 程度含有される場合は加熱前では何等亀裂を生じないが加熱後は 900°C 以上で亀裂の発生を見る。しかし最も甚しいのは 950~1150°C の間である。番号 24 の Ni-Cu, As 共に多い場合は加熱前でも微小の亀裂を見るが加熱後は 900~1100°C の間で試験片がほとんどちぎれてしまう程甚しい亀裂が生ずる。

即ち Loring 及び MacLaren によつて述べられておる Ni の効果は炭素含有量の少ない本実験の場合は認め難い。且此等の不純物としての元素の含有量が增大すると共に加熱の影響も又大きく現われ来るが、それは 1000°C 前後で甚しくなり 1150°C 以上の高温では加熱前後の差は減少しておる。

## VII. 結 言

以上の工場実験的諸調査に加えて 2, 3 の簡単な実験結果よりして此等の微細な表面疵の成因は次の如く考えられる。

超厚超広巾の鋼板を製造する場合に於ては必然的に圧延前の鋼塊も大型のものが必要であり、その為に中板等と比べて鋼塊加熱時間は長い。此の結果よりして鋼塊の表面層には不純物として含有されている微量元素の濃化が起つて居る。しかし実験の結果は成分的な影響と考えられる亀裂は極く微少である。濃化と同時にスケール直下の地鉄中にはスケーリングの局部的な侵入、多数の酸化物粒子の存在、脱炭が濃化現象に比べてより深く起つて居る場合があり、此の様な場合は 900~1100°C の間で高温脆性を示す。Niedental は低炭素鋼の高温脆性を酸素を含有する鋼について 900~1150°C の間で認め居り<sup>4)</sup>、若し表面濃化のみと考える場合は第 6 節に於

ける如き加熱前後の亀裂の発生状況の差は温度が高くなればなる程甚しくなるべきである。

此等を統一的に説明する為には微量元素が濃化すると共に此の現象が間接的には W. Schroeder<sup>5)</sup> によりて明らかとされて居る如き酸素の粒間侵入を助けてそれにより生ずる表面層の脆化が圧延の場合の微小疵の成因と考えられる。

終りに当り本研究発表を許可された取締役室蘭製作所長皆川孝光氏に深く感謝すると共に種々御指導を戴いた熔鋼工場長館野万吉氏及び厚板工場長小山吉郎氏ならびに実際の分析を施行して戴いた菊池安蔵氏、鈴木孝範氏に厚く御礼申上げる。(昭和 29 年 1 月寄稿)

## 文 献

- 1) F. Nehl: St. u. Ei. 33 (1952) 773  
中川: 鐵と鋼, 38 (1952) 228  
澤村, 盛: ", 38 (1952) 557  
河合: " 38 (Sp. Issue) 7
- 2) Gregg and Daniloff: The Alloys of Iron and Copper (1934) 90  
高寺, 松浦: 鐵と鋼, 29 (1943) 176  
森寺: " 24 (1938) 600  
Cameron & Watherhouse: J. of I. and St. Inst. 113 (1926) 355  
B. Herbert u. R. Pusch: St. u. Ei. 73 (1953) 204
- 3) Loring & MacLaren: The Alloys of Iron and Copper (1934) 82
- 4) Niedental: Archiv. für d. Eisenhüttenw. 3 (1929) 79
- 5) W. Schroeder: " 6 (1932) 47