

減圧下でリミングアクションを行わせた リムド鋼に関する研究*

渡辺省三**・渡辺秀夫**・浅野鋼一**・中山正時**

Study on the Rimmed Ingot Which Evolved Gas under Reduced Pressure.

Shōzo WATANABE, Hideo WATANABE,

Kōichi ASANO and Masatoki NAKAYAMA

Synopsis:

Rimmed steels containing 0.03~0.08% C were teemed into slab molds for 8~16t ingot, which had been set in the vacuum tanks without sealing covers. Immediately after teeming, the tanks were sealed and evacuated. As the pressure decreased, the rimming action became extremely stronger, but in the succeeding stage gas evolution became less and less and ceased at 1mm Hg after 6~8 minutes. And then vacuum was broken and further solidification ensued in the atmosphere showing an appearance close to killed steel ingots.

In the case of vacuum break at such a high pressure as 10mm Hg, ingot tops became crowned. In order to prevent this phenomenon about 0.3 kg/t of aluminum was added at the final stage of degassing.

Changes of chemical compositions caused by the vacuum treatment were closely examined on the samples taken out from molten steel in the mold immediately after the teeming as well as after the vacuum treatment and later was verified by the check analysis on cold sheets. The equilibrium level of the C-O relation, which was close to 1 atm after teeming shifted following the reaction of carbon monoxide formation, to that of 0.1 to 0.01 atm. Although decrease of carbon and oxygen contents occurs also in the solidification of rimmed steel in the atmosphere, it was very much emphasized by the vacuum treatment. The maximum decrease of carbon was about 0.03%. Further more carbon decreased greatly by injecting oxygen or by adding mill scale into molten steel during vacuum treatment. For example, C-content was decreased 0.067~0.012% by injection of oxygen for 10 minutes and in this case a lance pipe with a half inch dia. was consumed 4 meters in length. On the contrary the C-addition to molten steel containing 0.03% after this treatment resulted in a very low carbon steel with oxygen content only 0.08%. The final value of oxygen with no carbon addition was 0.03~0.05%.

It was noticed that no manganese loss took place during solidification, while the manganese loss was about 0.05% in conventional ingots.

The structure of 8t vacuum degassed ingots was considerably similar to that of capped ingots, but superior to the latter, since it showed much less primary holes and thicker solid layers in the rim zone. The segregation pattern was remarkably improved in comparison with the conventional rimmed ingots of the same size and from the same heat. A remarkable improvement of segregation was noticed in 16t ingots.

Coinciding to the results of oxygen analysis, (Fe, Mn)O inclusions were greatly reduced both in number and size. Sulphide inclusions were uniformly distributed and very small in size.

Mechanical properties of cold sheets showed the remarkable merits of vacuum treatment. Drawing quality was very much improved and became considerably uniform in the longitudinal direction of the cold coils.

To summarize the results shown above, this vacuum degassing process is recommendable for making ingots having cleaner and better quality than conventional capped ingots and a surface as good as rimmed ingots. From the view point of productivity, this process is instrumental for producing very low carbon steel ingots from molten steel higher in C content

* 昭和37年10月, 昭和38年10月 本会講演大会にて発表 昭和39年3月11日受付

** 富士製鉄株式会社広畑製鉄所

and consequently for cutting down the smelting time in steel making furnace. This process is also effective to remove a great disadvantage of large rimmed steel ingots which tend to show too much segregation. (Received 11 Mar. 1964)

I. 緒 言

減圧下における炭素の強力な脱酸能力を鋼の精錬に利用し酸素量の低い清浄な鋼や、あるいは炭素含有量をいちじるしく低めた鋼を製造することはいろいろの真空脱ガス装置を用いて行なわれている。炭素量の低い鋼については未脱酸のまま取鍋脱ガス法、あるいは流滴脱ガス法により、またはドイツのヘツシュ社のいわゆる鑄型脱ガス法により真空処理した場合の溶鋼成分変化、鋼塊性状、および製品材質の調査が行なわれている^{1)~6)}。取鍋ガス法または流滴脱ガス法を適用した場合鑄型に注入された溶鋼は半鎮静もしくは鎮静されているが、ヘツシュ社の鑄型脱ガス法では大気中の鑄型に注入してから、鑄型に蓋をかぶせて排気するので減圧下でリミングアクション

ヨンが行なわれる。したがって得られる鋼塊はリム層をもち、コアはいちじるしく脱ガスされる結果セミキルドないしキルド鋼のごとく凝固する。鋼は脱炭、脱酸され均質かつ清浄なコアをもった鋼塊が得られること、およびこの鋼塊より製造された冷延コイルは絞り性や、材質の均一性が改善されたことが報告されている。

本報では先に報告したごとく⁷⁾⁸⁾ヘツシュ社の方法と異なり、大気中に開放した真空タンク内に据えられた鑄型にリムド鋼を注入後タンクに蓋をかぶせて密閉し排気して脱ガスする方法を用いて製造した鋼塊について行なつた調査に、その後得られた結果をあわせて報告する。

II. 真空脱ガスの方法

真空処理した鋼塊は 200 t 傾注式塩基性平炉で溶製した 8 t または 12~16 t の極軟リムド鋼である。その取鍋成分は Table 1 に示すような範囲である。

真空処理の方法は Fig. 1 に示すように鑄型を真空タンク内に据え、大気中に開放したまま注入を行ない、注入後すぐ蓋をして密閉し排気する。真空タンク内が所要圧力まで下がつたら大気圧にもどし以降大気中で凝固させる。

真空タンク内の圧力変化の一例を Fig. 2 に示す。8 t 鋼塊で約 6~7min 後、16 t 鋼塊で 7~8min 後 1 mmHg まで低下する。ガス発生量に対して真空ポンプの容量が大きいので圧力降下が途中で停滞することはない。観察よりの観察によれば排気開始とともにリミングアクションはいちじるしく活発となり溶鋼は鑄型壁にそつて噴出する。溶鋼の脱酸が過小な場合溶鋼はふくれあがり鑄型より溢出するので適度の脱酸を行ないリミングアクションを起させてから排気する。

タンク内圧力が 150 mmHg 程度に低下したとき沸騰は最高の強さに達する。観察より監視して溶鋼が溢のおそれあるときには真空ポンプを一時停止させる。排気の継続とともに沸騰は漸次弱まり、1 mmHg 以下ではだ

Table 1. Ladle analysis of test ingots. (low carbon rimmed steel)

C	Mn	P	S
0.03~0.08%	0.30~0.40%	<0.010%	<0.020%

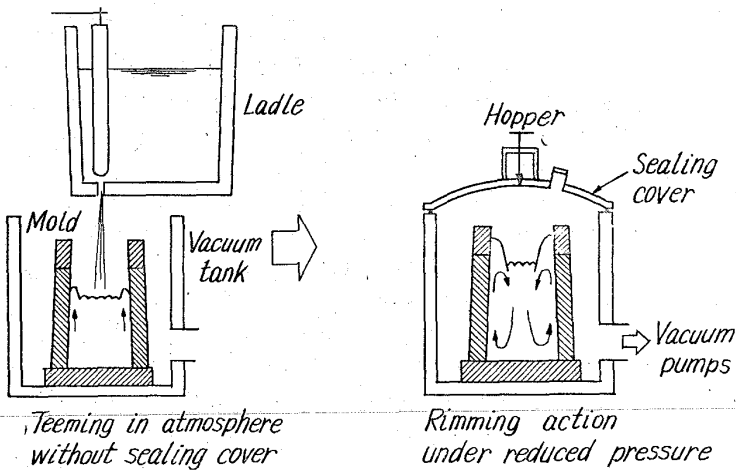


Fig. 1. The process of vacuum treatment.

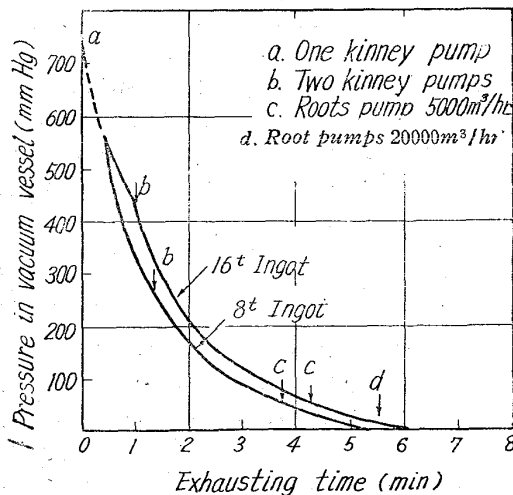


Fig. 2. Pressure curve in vacuum vessel.

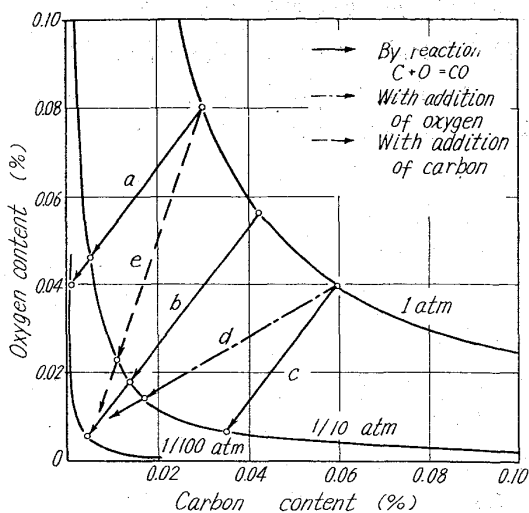


Fig. 3. Theoretical decrement of carbon and oxygen content by vacuum degassing.

いたいおさまる。しかし 1 mmHg 以下に数分程度保つてもガス発生は完全には停止せず、ときおり気泡が上昇してくるのが認められる。したがって湯面は完全には閉塞しない。大気圧にもどすことによりガス発生は抑制されて、溶鋼表面は直ちに凝固する。1 mmHg 以上の圧力で中止して大気圧にもどすと、その後鋼塊頭部は膨張し、あるいはブリードすることがある。排気終了時にホットパーより Al を投入すればこのような現象を抑えることができる。Al の量は 0.3 kg/t で十分である。1 mmHg 以下まで排気すれば Al を添加しなくても頭部の平坦な鋼塊が得られる。Photo. 1 は Al キャップせず 1 mmHg 以下まで脱ガスを行なった鋼塊の処理後の状況である。

CO ガス生成反応により鋼中の炭素および酸素含有量は 12:16 の比で減少するはずである。Fig. 3 に示す a, b, c がそれぞれである。

ところで真空脱酸により低炭素かつ低酸素鋼を得よう

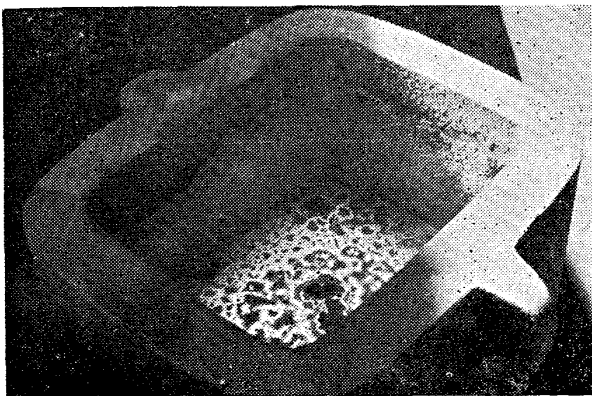


Photo. 1. Top view of rimmed steel ingot after vacuum treatment final pressure; less than 1 mmHg.

とする場合 b に示す変化を行なわせればよい。d の方法によれば b の場合より高い炭素含有量の溶鋼に酸素を添加しつつ脱ガスすることによつて b の方法と同様の結果を得ることができるであろう。この場合製鋼炉の負担を軽減せしめる。また e の方法、すなわち炭素含有量のごく低い溶鋼に炭素を添加しつつ脱ガスする方法によつても b の方法と類似の成分に脱ガスできると考えられる。炭素含有量をいちじるしく低めたい場合は a の方法が有利である。しかし最終酸素量が高い。

このような a~e の 5 つの真空脱ガス方法を適用した場合の成分変化および成品材質その他を調査した。a と e もしくは c と d は同一チャージにおいて試験した。

a と e の方法においては、炭素含有量を 0.03% に調整した溶鋼より、添加物なしに真空脱ガスを行なった鋼塊 (方法 a) を 1 本、および炭素添加しつつ真空脱ガスした鋼塊 (方法 e) を 1 本製造し、残りは大気铸造した。

炭素添加は粒度約 3~5 mm の炭素粒を真空中における激しいリミングアクションがおさまる傾向をみせ始めたときより添加を開始した。炭素添加とともに溶鋼の沸騰はふたたび強まり場合によつては添加を一時中止する必要が生じた。このため沸騰がおさまるまでの時間は方法 a より数分のびた。酸素を添加する方法 d は 2 とおりの方法で行なった。真空タンク上部に取りつけたホットパーよりミルスケール粉を投入する方法およびランスをとおして溶鋼中に酸素を吹込む方法である。いずれの場合も激しいリミングアクションがおさまる傾向をみせ始めたときより添加を開始した。炭素添加の場合と同様添加とともに溶鋼の沸騰は強まった。沸騰がおさまるまでの時間はこのため延長した。とくにランスをとおして酸素を吹込んだ場合は炭素をほとんど消費しつくすまで沸騰が継続し、添加物なしに脱ガスした鋼塊よりも 14 min 間延長した。酸素ランスは内径 1/2 インチの鋼管を用いたが約 4 m 消費した。

III. 真空脱ガスによる成分変化

成分の変化は 12~14 t 鋼塊において真空脱ガス前後に鑄型内より採取した試料および圧延鋼板よりの試料によつて調査した。炭素および酸素含有量の変化を一括して Fig. 4 に示す。

大気中における注入直後のこれらの成分はほぼ 1 気圧における平衡値にある。真空脱ガスにより 1/10~1/100 気圧における平衡値にまで脱炭および脱酸が進行している。成分変化の方向は Fig. 3 に示した傾向にしたがっている。Fig. 4 において炭素量が約 0.03% の A および B のチャージでは添加物なしに脱ガスした場合は 0.005

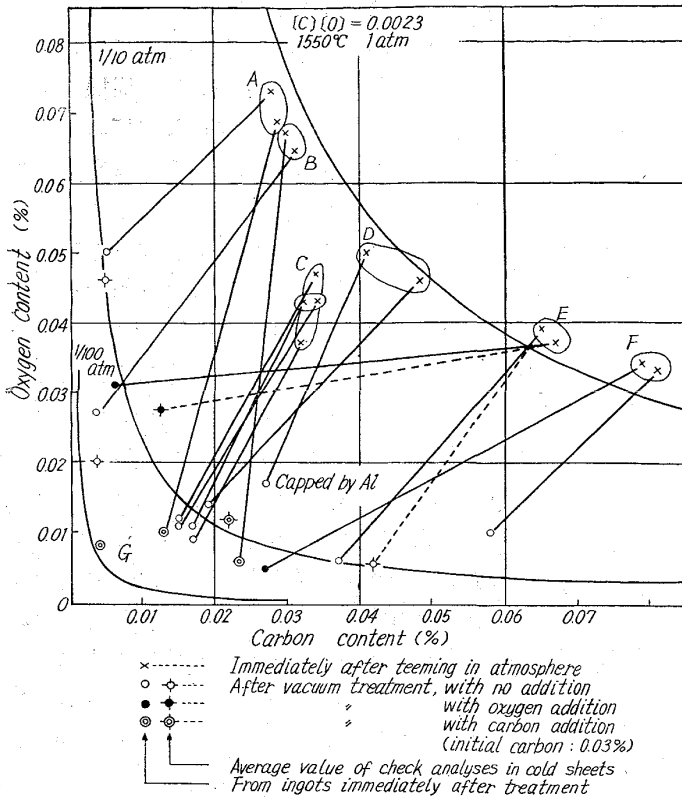


Fig. 4. Actual change of carbon and oxygen content by vacuum treatment.

以下のごく低い炭素量と 0.02~0.05% のかなり高い酸素量が得られている。炭素を添加することによって酸素量は 0.01% 以下に低下したが炭素量は炭素と酸素の平衡関係にしたがつて増加して 0.013~0.024% となつている。別のチャージでは G としてしめすごとき非常に低い炭素および酸素含有量が得られた。炭素量が 0.03~0.05% の C および D のチャージで添加物なしに脱ガスした場合 0.015~0.02% C および 0.009~0.015% O の低炭素、低酸素鋼が得られた。しかしチャージ G のごとき低い値には達していない。脱ガス末期に Al によりキャップした鋼塊はやや酸素量が高い。もつと高い炭素量の鋼を真空脱ガスした場合が E および F である。チャージ E では酸素ガスを鋼中に吹込むことにより炭素量を 0.067% から 0.012% に少減させることができた。酸素を吹きこまぬ場合は 0.042% に減少した。チャージ F ではミルスケールを添加することにより炭素量は 0.027% に低下した。

真空処理を行わない鋼塊もリミングアクションにより炭素と酸素量は減少する。凝固後の成分の比較は鋼塊および圧延成品のチェック分析値によつて

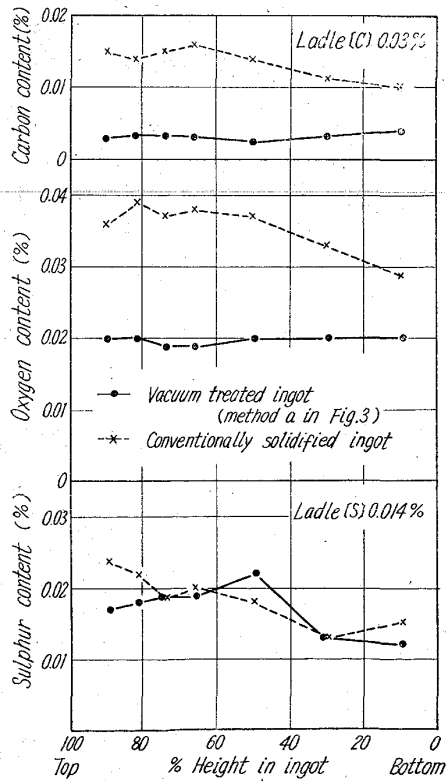


Fig. 5. Check analyses in the center of cold coils produced from a heat of 0.03% carbon.

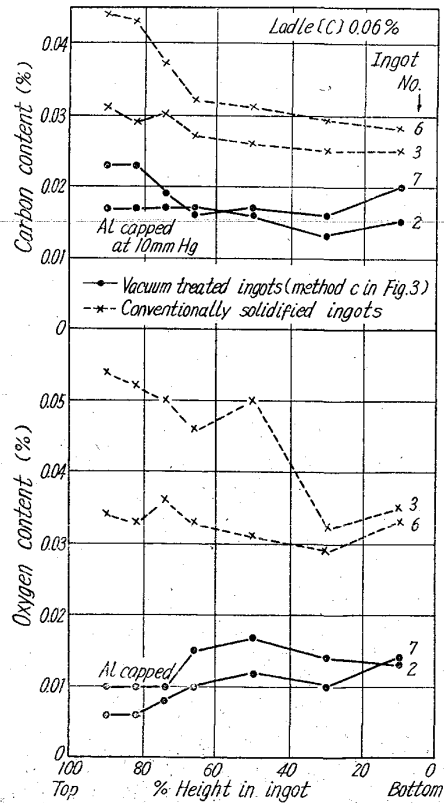


Fig. 6. (a) Check analyses in the center of cold coils produced from a heat of carbon content 0.06%.

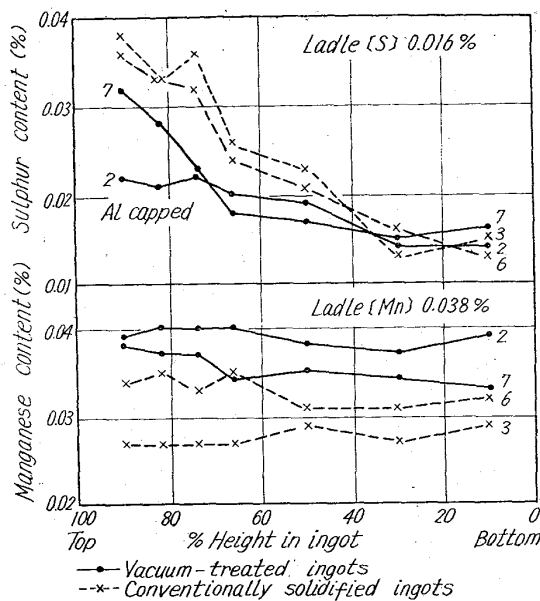


Fig. 6. (b) Check analyses in the center of cold coils, same as shown in Fig. 6 (a).

行なつた。鋼塊についての調査は次章にゆずり、Fig. 5 および Fig. 6 (a) (b) に冷延成品における調査結果を示す。分析試料は鋼塊頭部から底部の間7カ所のコイル幅中央部より採取した。Fig. 5 は炭素量 0.03% の溶鋼より製造した真空処理および普通凝固鋼塊に関するものである。炭素は真空処理によりほとんど除去されて 0.0024~0.0038% に低下しかつコイル全長にわたつてほぼ均一である。酸素量は 0.019~0.020% であつて大気铸造鋼塊の 2/3 から 1/2 に減少し、かつ偏析はほとんど認められない。硫黄については含有量の変化は認められないが真空処理鋼塊は頭部における偏析が存在しない。

また Fig. 6(a)(b) は取鍋炭素量 0.06% の同一チャージより得られた結果である。Fig. 6 (a)にみるように大気铸造鋼塊の炭素量は 0.025~0.044% の範囲にあり頭部へむかつて正偏析しているが真空処理鋼塊は 0.013~0.023% であつてかなり均一となつている。特に真空処理末期 10mmHg において 5kg の Al でキャップした鋼塊は偏析が非常に少ない。これは酸素、硫黄マンガン各成分についても同様である。酸素量は大気铸造鋼塊については 0.029~0.054% の高い値を示すが、真空処理したものは 0.006~0.017% と非常に低くなつている。頭部のほうにおいて酸素量が低い。Fig. 6 (b) に硫黄量およびマンガンの分析値を示す。硫黄の偏析は減少している。特に Al キヤップを行なつた鋼塊でそうである。マンガンの含有量は真空処理鋼塊のほうが高い水準にある。これは凝固の際普通凝固鋼塊ではマンガンを

析出脱酸により消費されるが、真空処理鋼塊では Fig. 6 (a) にあきらかなごとく炭素により、脱酸が行なわれマンガンを消費されなかつたためである。このことは (Fe, Mn)O 系介在物が非常に少なくまた鋼塊頭部スカムもごく少ないことと対応している。なおマンガンの蒸発もあつたと考えられるが、確かめることはできない。凝固の際、マンガンを失なわれないことは硫黄偏析減少とあいまって通常のリムド鋼にみられる鋼塊頭部における FeS の生成を防止することができ、あるいは所要 Mn 源を節減しうるものである。

IV. 鋼塊性状

Photo. 2 に真空処理した 8t 偏平鋼塊断面のサルファープリントを Photo. 3 に普通の凝固を行なわせた同一チャージ同一寸法の鋼塊のサルファープリントを示す。また Fig. 7, Fig. 8 は両鋼塊の長辺方向中央部断面における [C] および [S] のチエック分析値を示したものである。このチャージの鍋分析値は Table 2 のとおりである。真空処理鋼塊は注入終了 1min 後より排気を開始し 1mmHg に達した 7min 後に大気圧にもど

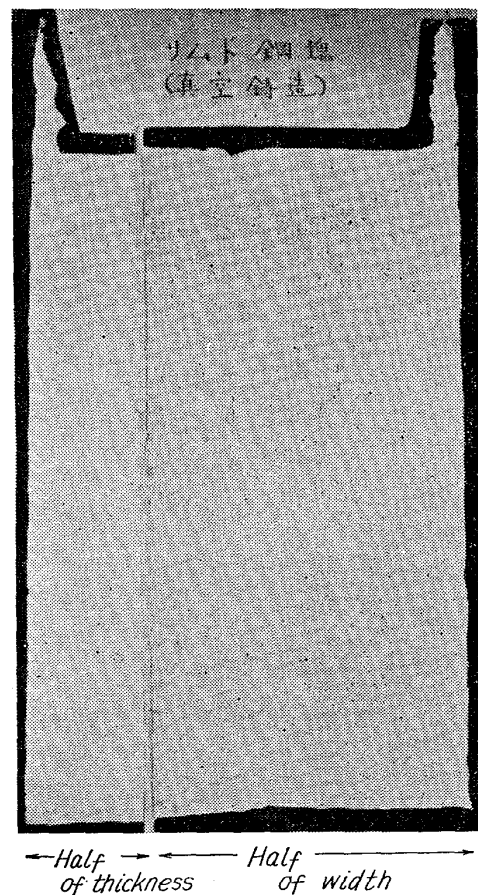
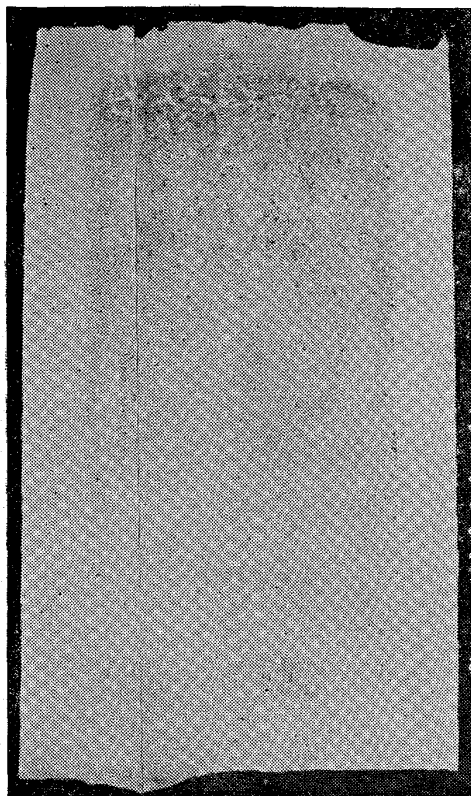


Photo. 2. Sulphur print of 8t rimmed steel ingot treated under reduced pressure.



← Half of thickness → ← Half of width →

Photo. 3. Sulphur print of 8t rimmed steel ingot which solidified conventionally in atmosphere.

した。脱ガス中の添加は行なっていない。普通凝固鋼塊は約 15min 後に蓋置きを行なった。

サルファープリント、チエツク分析値からあきらかなように真空処理鋼塊はコアとリム層の濃度差およびコア内部における偏析がいちじるしく減少している。最終凝固位置と考えられる頭部の気泡群にともなつて偏析が存在している。このためこの部分において偏析が最大となつている。しかしその偏析度は比較リムド鋼塊より少ない。また下部に散在する気泡および逆V状につらなつた気泡にともなつて硫黄の偏析が存在している。メカニカルキャップド鋼と比較すると逆V型の偏析は類似しているが頭部に散在する気泡性偏析は分布範囲がひろい。セミキルド鋼塊にはかかる気泡性偏析は存在しないので真空処理鋼塊のコア部はセミキルド鋼より均質度は劣る。リムとコアの境界にはキャップド鋼と同様の気泡性偏析が存在する。なお後述するように偏析の減少は大型鋼塊においてさらにいちじるしい。真空処理鋼塊のかかる偏析改善はリミングアクション時間の短縮によりリム層がうすいこと、激しい沸騰による輻射熱損失の増大による溶鋼冷却効果、および真空脱ガスによ

Table 2. Ladle analyses of split ingots shown in Photo. 2 and 3.

	C	Mn	Si	P	S
wt%	0.08	0.38	0.01	0.010	0.016

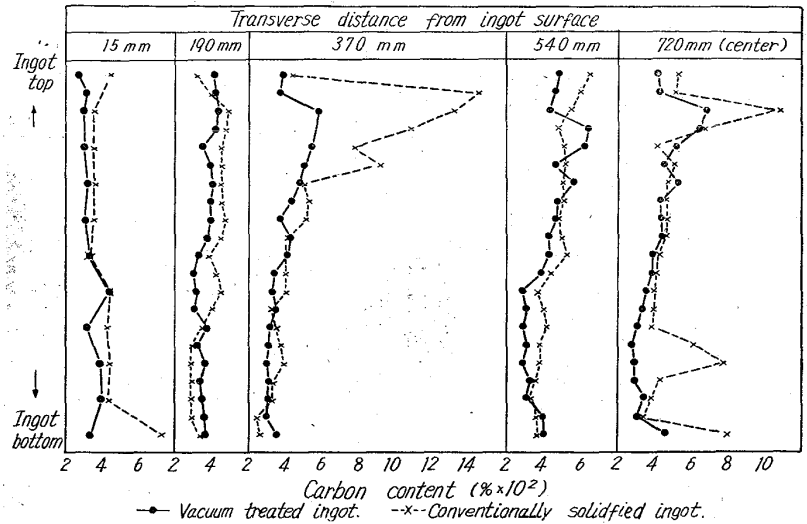


Fig. 7. Carbon distribution in the ingots shown in Photo. 2 and 3.

る酸素量減少とコア内気泡数減少に原因すると考えられる。

管状気泡は長辺側でその数が多く発生圏が鋼塊上部まで達しているが短辺側では管状気泡はほとんど残留していない。これは減圧下でガス発生量が増加したのに対しリミングアクションの強さが長辺側では短辺側ほど強くならず洗浄作用が相対的に弱く気泡の残留をまねいたと

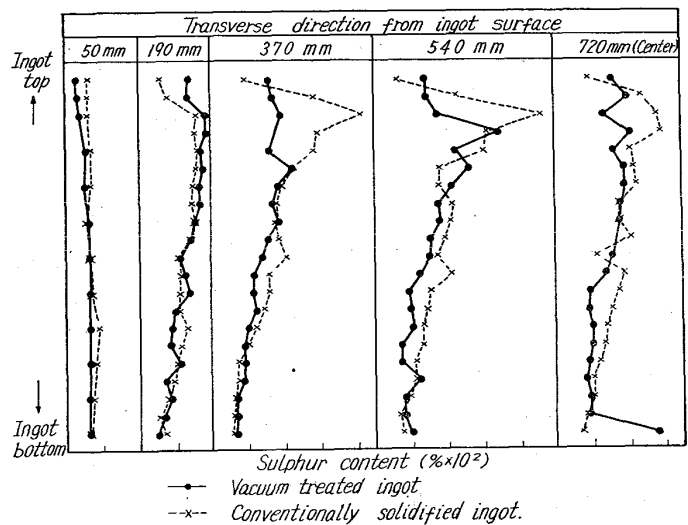


Fig. 8. Sulphur distribution in the ingots shown in Photo. 2 and 3.

考えられる。その後の試験でもリミングアクションの強さが長辺側と短辺側で不均一な場合が観察された。しかし偏平比の小さい大型鋼塊ではこのような例は認められない。

鋼塊頂部は気泡のほとんどない厚い殻が存在し、その下に気泡群がある。この部分は最終凝固位置と考えられる。コアの下部に存在する気泡とともにこの鋼塊では真空脱ガスが凝固により発生するCO気泡を防止できるまでにいたらなかったことを示している。

注入開始より約8minでリミングアクションがほぼとまったのが観察された。リム層の厚みは60mm程度である。普通凝固鋼塊は95~130mmのリム層厚みである。真空処理鋼塊のリム層厚さは凝固式 $D(\text{cm}) = 0.28 \sqrt{t(\text{sec})}$ において、 $t = 8 \times 60 \text{sec}$ とおいた値と一致し減圧下における激しい沸騰は凝固速度に影響していない。リム層内の管状気泡は長辺側で頭部より150mm下まで存在するがその数は普通凝固鋼塊よりはるかにヘリ長さが短くなっている。管状気泡の表面よりの深さは40mm前後である。この点キャップド鋼塊に比較してソリツドスキンが厚く、実績に示されたようにキャップド鋼塊につきものの表面品質上の問題は存在しない。

主として凝固面で行なわれていた気泡生成は脱ガスの進行とともに溶鋼の攪拌が弱まって凝固面への移動量が減少し、また溶鋼静圧の影響をうけてガス発生は終息したと考えられる。頂部だけは静圧の影響がなく十分な脱ガスが行なわれソリツドな殻が得られた。コア内の気泡はリムド鋼より少なくまたパイプが存在しない。

8t鋼塊より肉厚の厚い12~16tの大型鋼塊では鋼塊切断は行なわなかったが16t鋼塊トップ片スラブの中心線上におけるチェック分析結果ではFig. 9に示すように真空処理により[C], [S]の偏析は非常に少なくなり普通凝固鋼塊の広範な濃厚偏析部の広がりと同対照的である。またⅢ章に述べたように満足すべき脱ガス結果が得られている。

V. 冷延成品における調査

前述の各種の真空脱ガス方法による鋼塊および大気铸造鋼塊から圧延された製品磨薄板についてその組織、介在物、材質を調査した。試料はコイル頭部より底部の間数カ所の板幅中央より採取した。鋼塊重量は12~14tである。

1) 組織および介在物

Photo. 4およびPhoto. 5は磨板圧延方向断面のミクロエッチである。写真は板の全厚を示している。Photo. 4は取鍋分析値0.03% Cのヒートより製造した大気铸

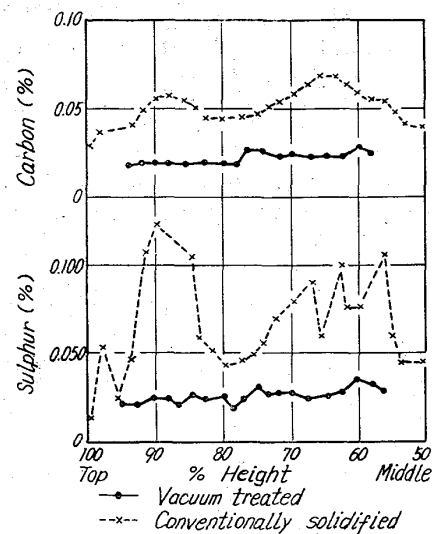


Fig. 9. Check analyses of carbon and sulphur in the center of slabs from 16t ingot.

Ladle [S]: 0.020%

Ladle [C]: 0.09%

造鋼塊1本および真空処理鋼塊2本によるものである。

Photo. 5は取鍋分析値0.06% Cのヒートによるものである。真空処理により粒が大きくなりまた清浄度が向上しているのがあきらかに認められる。粒度はJIS法による測定で取鍋炭素量が0.06%以下のヒートでは0.5~1.0ポイント低下する。炭素量がこれ以上のヒートではデータは少ないが0.5ポイント以下の低下量で低炭素のヒートほど粗粒化しないようである。粒度測定の一例をFig. 11に示す。このような粒の粗大化は酸素含有量の減少によるものと考えられる。

大気铸造のものにみられる介在物は頭部から底部にかけて(Fe, Mn)Oがほとんどである。かなり大型のほとんど変形していない(Fe, Mn)Oが多い。0.03% Cのヒートは0.06% Cのヒートより(Fe, Mn)Oが多いがこれは平衡酸素量が高いためである。その他細く伸ばされた硫化物がみられる。頭部に存在する硫化物は大型である。シリケート、アルミナなどはほとんど見出せなかった。真空処理したものは(Fe, Mn)Oの量および大きさが減少し、これが清浄度の改善をもたらしている。Photo. 3にみられるごとく0.03% Cのヒートにおいて炭素添加脱ガスによるもの(Fig. 3, 方法e)は添加物なしで脱ガスしたもの(Fig. 3, 方法a)よりはるかに介在物が少なく、非常に清浄である。(Fe, Mn)Oがいちじるしく減少し、残留した(Fe, Mn)Oは微細である。Photo. 4の炭素含有量0.06%のヒートでも同様に(Fe, Mn)Oが減少した微細化して清浄である。硫化物は真空処理による偏析の改善により分布がか

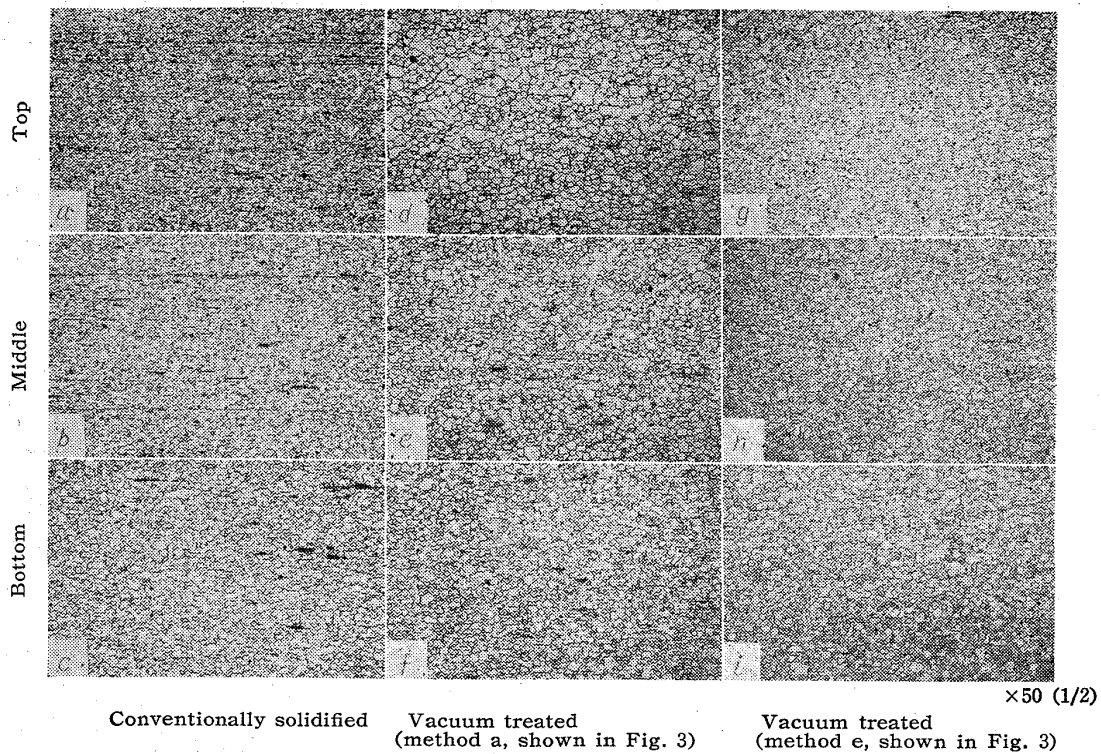


Photo. 4. Microstructures of longitudinal sections of cold sheets produced from a heat of 0.03% ladle carbon. Photos show full section of thickness a) d) g) top, b) e) h) middle, c) f) i) bottom.

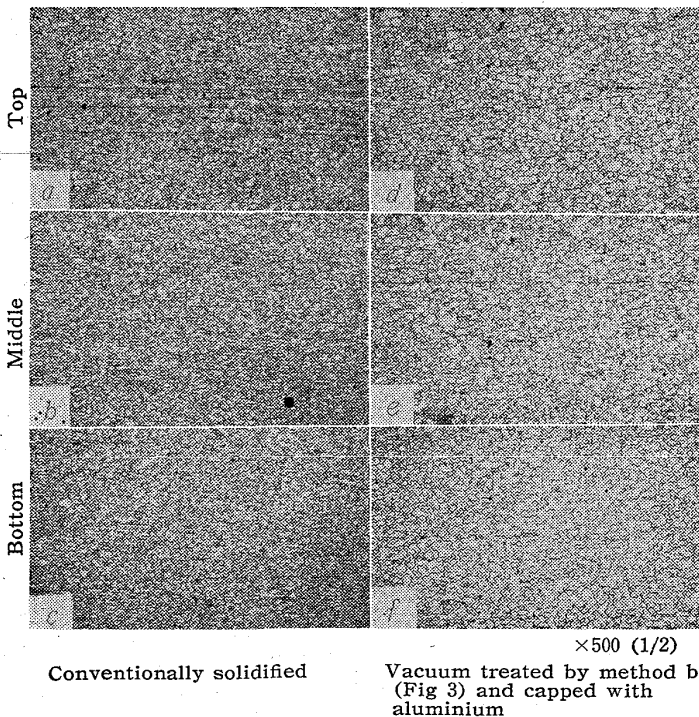


Photo. 5. Microstructures of longitudinal section of cold sheets produced from a heat of 0.06% ladle carbon. Photos show full section of thickness a) d) top, b) e) middle, c) f) bottom.

なり均一化されるばかりでなく大型の硫化物の存在は認められず微細なもののみとなる。Photo. 6 は試料の観察において認められた硫化物の中で大型の硫化物を示している。シリケート、アルミナなどはほとんど観察されなかつた。これらの介在物の量は少なく真空処理によつてほとんど変化しないことが Fig. 10 のヨードアルコール法による分析結果よりわかる。

2) 材質

Fig. 11 は材質の代表的な例を示したものである。真空処理により硬度、コニカルカツプ値が減少しエリクセン値が増して絞り性が向上するとともにコイル内の材質のバラツキが減少している。すでに Fig. 5 および Fig. 6 にしめしたように真空脱酸の結果鋼塊頭部より底部まで酸素含有量が一樣に低くなりこのため Photo. 3 および 4 にみるごとく焼鈍による結晶粒成長がいちじるしくこれが絞り性を向上させる大きな原因となつたと考えられる。また炭素含有量の減少および硫化物の微細化、酸化物系介在物の減少と微細化も効果をおよぼしているであろう。一方真空処理によつても若干残る炭素およ

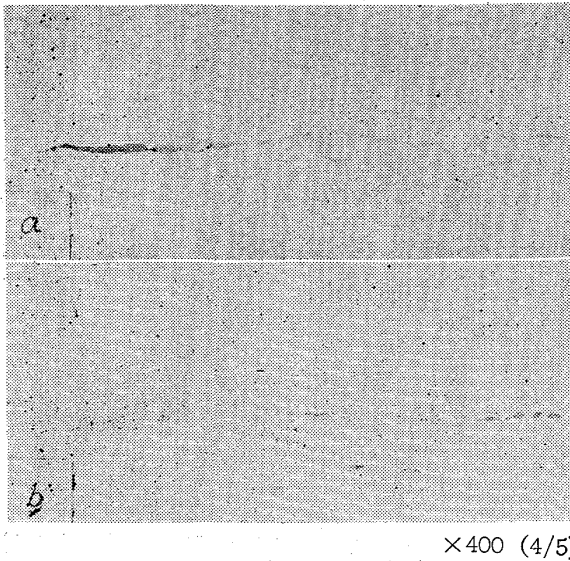
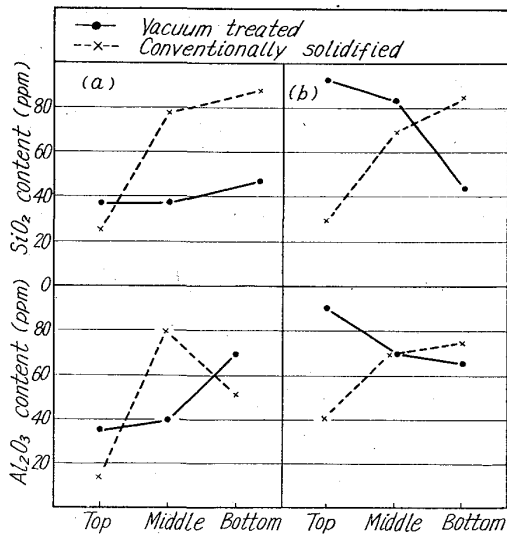


Photo. 6. Size reduction of sulphide inclusions by vacuum treatment. Photos show one of the biggest inclusions observed in cold sheets produced from a) conventionally solidified ingot b) vacuum treated ingot.



(a) Same sheets as shown in Photo 4
(b) Same sheets as shown in Photo 5

Fig. 10. SiO₂ and Al₂O₃ contents in cold sheets (by iodine-alcohol method)

び硫黄の偏析が材質のバラツキを与えている。

このような結果はキャップド鋼より秀れた材質の均一性をしめすものであり、また真空処理した大型鋼塊は小型リムド鋼塊よりも均質である。キャップド鋼に対してはさらに表面品質と鋼中酸素量の少ない点において秀れている。

VI. 結 言

大気中に開放された真空タンク内に据えられた鑄型に

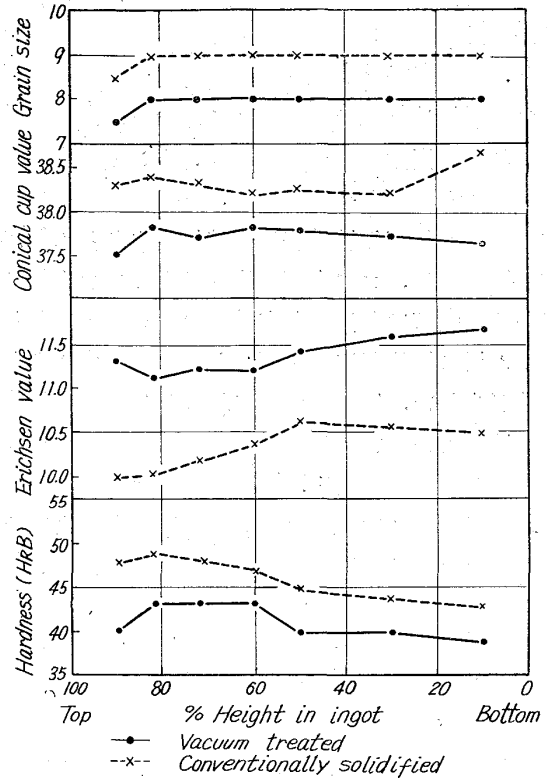


Fig. 11. Representative mechanical properties and grain size of cold sheets.

炭素含有量 0.03~0.08% のリムド鋼を注入したのち真空タンクを密閉して排気し、減圧下でのリミングアクションにより真空脱炭および脱酸を行なわせガス発生がほとんど終息してから大気圧にもどして凝固を完了させるあたらしい真空脱ガス法についていろいろの試験を行ない、次のような結果を得た。

(1) 8 t 偏平鋼塊では排気時間 6~7min で、また 12~16 t 偏平鋼塊では 7~8min でガス発生はほとんど終息し真空度は 1 mmHg 以下となる。その後大気圧にもどすと外見上キルド鋼のごとく凝固する。しかし 10 mmHg 前後で大気圧にもどすとセミキルド鋼のごとく頭部が膨脹することがある。かかる場合大気圧にもどす前に約 0.3 kg/t の Al でキャップするとよい。

(2) 真空脱ガスによる炭素および酸素含有量の減少は $C+O=CO$ の反応により化学量論的な比にしたがい脱ガス後のこれらの値は $[\%C][\%O]=0.0024 P_{Co}$ において $P_{Co}=0.1\sim 0.01$ atm における平衡値の範囲にある。真空脱ガス前の炭素量が 0.04% 以上のときは酸素量が 0.05% 以下なので上記反応が完了した場合炭素が残存する。そこで脱ガス中に酸素をミルスケールもしくは酸素ガスの形で添加しながら脱炭を促進させた結果 0.065% の炭素量を 0.012% に減少させることができた。また逆に 0.04% 以下の炭素量では炭素が不足する

のでこれを添加しつつ脱ガスを行なうと、炭素含有量をさげかつ酸素含有量を 0.01% 以下に低下させることができた。

また普通鑄造鋼塊では凝固中マンガンが酸素と結合して失われるが真空処理鋼塊ではマンガンの酸化は起らず取鍋分析値と同じレベルにある。

(3) 真空処理鋼塊は普通鑄造鋼塊よりリム層がうすく約 1/2 である。コア内部の構造はキャップド鋼に類似している。頭部は気泡の存在しない厚い殻で覆われている。リム層の管状気泡は表面より 40mm 奥にありまたその数が少ない。偏析は大幅に軽減された。偏析軽減は大型鋼塊においていちじるしく、また Al キャップした場合もつとも均質になる。

(4) 真空処理により (Fe, Mn)O 系介在物は量および大きさがいちじるしく減少する。脱ガス後の酸素量を 0.01% 以下にさげると非常に清浄な鋼が得られる。硫化物は分布が均一となり、しかも微細化される。

(5) 冷延成品の材質は真空処理により硬度が低下し、エリクセン値が向上しコニカルカツプ値がさがり絞り性の向上をしめた。これは真空処理による結晶粒の粗粒化、炭素量の減少、硫化物微細化および酸化物系介在物の減少などの効果が表われたと考えられる。またコイル内の材質のバラツキが減少した。

以上のごとく本真空処理法はリムド鋼と同様の良好な表面性状をもちキャップド鋼より秀れた鋼質の鋼塊を製造できる。またリム層厚みの調節が可能である。生産上の大きい利点としては高い炭素量の溶鋼より非常に低い炭素量をもつ鋼塊の製造が可能であること、および大型鋼塊の偏析の問題を解決することができることである。

最後にこの研究にあたり、島崎俊治、大久保静夫氏の御指導、および有馬良士、今林格、大橋徹郎、衣笠繁義氏の御協力に厚く感謝の意を表します。

文 献

- 1) Georg HENKE & Walter HESS: Stahl u. Eisen, 79 (1959) 7, p. 405~407
- 2) Hubert HOFF, et al.: Stahl u. Eisen, 79 (1959) 7, p. 408~410
- 3) A. TIX, et al.: Stahl u. Eisen, 79 (1959) 8, p. 472~477
- 4) A. M. SAMARIN: J. Metals, 10 (1958) March, p. 190~192
- 5) Hermann-JOSEF KOPINECK, et al.: Stahl u. Eisen, 82 (1962) 13, p. 846~860
- 6) William WILSON: Trans. Vacuum Metallurgy Conference, (1962) p. 182~190
- 7) 渡辺省三, 他: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1340~1342
- 8) 渡辺省三, 他: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1417~1419

低炭素鋼の熱間および冷間加工特性におよぼす鉛の影響*

小 柳 明**・荒 木 透***

Effect of Lead on the Hot and Cold Working Characteristics of Low Carbon Steels.

Akira KOYANAGI and Toru ARAKI

Synopsis:

Preliminary studies have shown that the hot-workability of a low carbon steel appears not to be deteriorated by the addition of lead if the lead particles included in the steel are finely dispersed and uniformly distributed. Concerning the cold-workability, it has been shown qualitatively that the work hardening rate in the near-surface zone of a steel rod during cold-drawing could be decreased by the addition of lead, although quantitative data on this effect have not been reported.

In the present investigation, the effect of lead addition on the hot-and cold-workabilities of low carbon steels prepared from the same heat has been studied. The test for hot-workability was made with a hot torsion testing machine, while, as industrial scale tests, the hot-tubing test with a Mannesmann plug mill and the hot-extrusion test by the Ugine Sejournet process were performed.

* 昭和38年10月本会講演大会にて発表 昭和39年3月17日受付

** 山陽特殊製鋼株式会社 *** 金属材料技術研究所 工博