

V. 結 言

鋼塊の表面に人工気泡を作りこれを丸鋼ならびに形鋼製品に圧延し縦疵の trace をおこなった結果下記の点があきらかになり適応の対策を講ずることができた。

(1) 丸鋼については各サイズとも縦疵の発生は粗ロール初期の影響により鋼塊長面に相当する部分に密集度ならびに長さ、深さのいずれも大きくあらわれることを確認した。

(2) 形鋼についてはフランジ先端に縦疵が比較的あらわれやすく問題となる点であるが人工気泡による trace の結果各種製品ともフランジ先端と鋼塊位置との関係があきらかになった。なお縦疵長さについては丸鋼の場合と同様に鋼塊長面側にあたる部分に大きくあらわれている。形鋼の場合には initial-pass の影響に加え造形孔型におけるフランジ先端部の流れが加味されるため

∠90×7 アンゲルの場合には鋼塊の長短両面の差が比較的小さく、その他の製品のように鋼塊短面がフランジ先端に相当する場合には両者の差が顕著にあらわれることを確認した。

(3) 以上の調査結果により製品寸法別に重点的に鋼塊の選定・手入をおこなう箇所があきらかにされ縦疵防止に役立てられた。

終りに本実験の遂行にあたりいろいろ指導と配慮をいただいた上司ならびに圧延技術面について種々協力下さった第一圧延課松井雅之氏その他の各位に厚く御礼申し上げる次第であります。(昭和 34 年 9 月寄稿)

文 献

- 1) C. L. Meyette & V. E. Elliott: A.I.M.E. (1948) 201~218
- 2) 大竹, 村山, 松倉: 製鉄研究 (1955) 938~948

セミキルド厚鋼板の内部欠陥について*

大竹 正**・青木宏一**・権藤 永**・佐々木幸人**

Internal Defects of Semikilled Steel Plates.

Tadashi Ohtake, Koichi Aoki, Hisashi Gondoh, and Yukito Sasaki

Synopsis:

The extent of internal defects, which lay at the top of the semikilled mild steel plate, was measured by ultrasonic testing of the liquid-holding method. Samples were selected from plates of the same size which were rolled from ingots of the same type.

The extent (area) of the defects seemed to have some relation to manufacturing conditions. Studying the relation, the following results were obtained:

(1) The extent of defects is low for the first and last poured ingots, but is high for those poured between.

(2) The extent of defects has a linear relation to the pouring temperature, i. e. the higher the temperature, the higher the extent of defects.

(3) Pouring speed does not affect the extent of defects.

(4) Ingots, charged into a soaking pit inversely, show the same tendency as (1) as to extent of defects, however, except for the first poured, the extent of defects is lower than for usual charging.

(5) Too large cropping of slabs after slabbing greatly increases the extent of defects. This is caused by the oxidation of the shrinkage pipe.

(6) Too short track time disturbs the relation shown in (1) and increases the average extent of defects.

(7) These defects seem to be caused by the scum remaining near the top surface of the ingot.

* 昭和 33 年 10 月本会講演大会にて発表 ** 八幡製鉄株式会社, 八幡製鉄所技術研究所

I. 緒 言

近年溶接技術の発達とともに、従来リムド鋼であつた鋼板にかわり、熔接性が良好でキルド鋼より安価なセミキルド鋼板が大量に生産されるようになった。熔接性は主として化学成分や組織に関係する要因と、非金属介在物等の内部欠陥に関係する要因とによつて影響される。前者については近時非常に多くの研究が行われ、すでにキルド鋼以上の材質を持つセミキルド鋼も生産されているが、後者については、それが鋼塊の不均一性に起因するため定量的把握が難しく、試料採取においても多くの影響因子があり、少数の試料ではほとんど実態を掴むことができない。本報告では、セミキルド鋼板の鋼塊頭部位置に集中的に存在する欠陥範囲を定量的に把握するために超音波探傷法を用い、製鋼、造塊条件中、特に後者の影響について研究したものである。

II. 実 験 方 法

試料として、総数20チャージ、約100枚のセミキルド厚鋼板をえらび、その頭部付近を島津製TN54型超音波探傷機によつて、50~200mm間隔で圧延方向に直角な直線上連続探傷を行なつた。

多数の試料を能率よく探傷するため、筆者などが考案した液体保持型探触子を用いた。これはFig. 1に略示されるように一端面に水晶探触子を固定した円筒で、この中に水を満たして被検鋼板上に図の

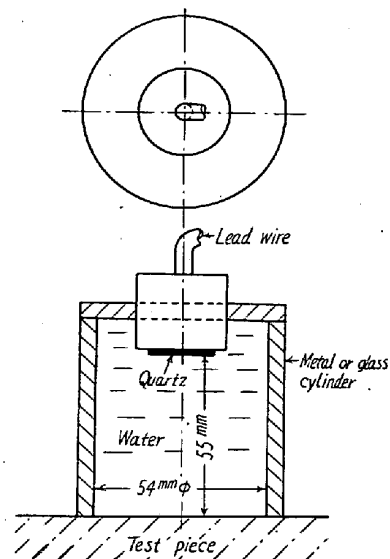


Fig. 1. Schematic illustration of liquid holding method apparatus.

ようにおけば、円筒内が気密のため負圧となり、鋼板上で円筒を移動しても水はわずかしこ洩れない。つまり水浸探傷法と原理的には全く同じで、水晶片と鋼板との距離は自由に変えられる。この方法は直接接触法に較べるとTable 1のような利点がある。探傷感度は約80mm厚の鋼片で第一底面波が飽和し、第二底面波が35mmとなるように規正した。探傷欠陥は第二底面波高が5mm以下となるものだけを記録したが、この種の欠陥は

Table 1. Comparison of liquid-holding method and direct contact method.

Surface condition	Test condition	Direct contact method	Liquid-holding method
Good	Wear of quartz	A little	Nothing
	Contact condition	Somewhat stable	Stable
	Continuous test	Somewhat possible	Possible
	Conditioning of test piece	No need	No need
Bad	Wear of quartz	Very much	Nothing
	Contact condition	Unstable	Stable
	Continuous test	Impossible	Possible
	Conditioning of test piece	Indispensable	No need (usually)

Fig. 2に示す位置に分布しているので、図中ABCDで囲まれる部分の重量が欠陥程度をあわらすものと見なしこれにおよぼす製鋼、造塊条件の影響を調べた。超音波探傷は鋼板について行うので、欠陥程度を正確にするため、分塊圧延後の鋼片頭部切捨てはなるべく行わず、また切捨てた場合には切捨て量を正確に実秤するようにし、切捨てない場合に換算補正した。また探傷欠陥部より10数個の試料を採取し、顕微鏡観察および分光分析を行なつた。

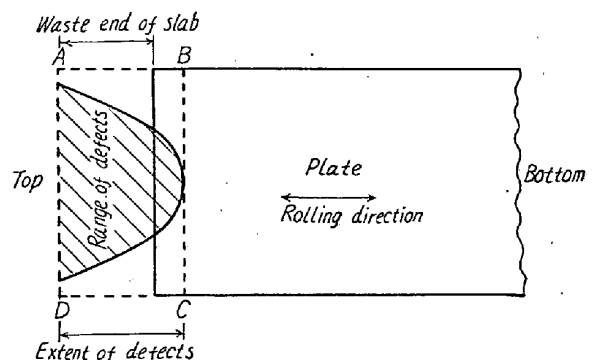


Fig. 2. Illustration of defect range.

III. 実験結果および考察

成品鋼板の板厚、寸法、鑄型、鋼塊単重などをできるだけ一定に揃えたチャージを選び、各チャージの製鋼条件、造塊条件と上記の欠陥程度との関係を調査した。試料の取鋼分析値はTable 2に示されるような低炭素セミキルド鋼で、板厚は28~35mmの範囲とし、特別な場合をのぞき注入順（上注）の奇数または偶数番目について探傷を行なつた。

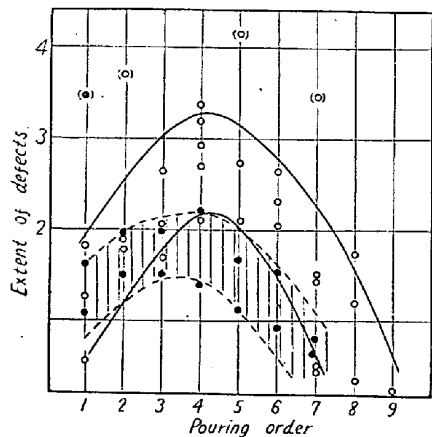
Table 2. Chemical composition of tested plates.

Element	C	Si	Mn	P	S
Content (%)	0.14 ~0.18	0.07 ~0.08	0.77 ~0.88	0.010 ~0.017	0.016 ~0.026

製鋼条件に関しては、考える各種の要因と欠陥程度との関係を調査した結果、いずれも相関性は認められなかったが、造塊以後の工程については、各種条件との間に可成り明瞭な相関性が認められた。

a) 注入順の影響

Fig. 3は注入順と欠陥程度との関係を示したもので、縦軸の欠陥程度は、前述した欠陥の存在範囲を含む鋼板の重量に、分塊後の鋼片の頭部切捨量を加えた値と直線的関係にある数値を示したもので、数値の大きい方が欠陥程度は悪いことになっている。図中○印の点は均熱炉内に、鋼塊頭部を上にした正立装入の場合で、初注入期は欠陥は少ないが、4~5番の注入中期で最高となり、注入後期では再び減少している。



○: Ordinary position in a soaking pit.
●: Inverse " "
⊙: Larger crop after blooming

Fig. 3. Relation between extent of defects and pouring order.

いことになっている。図中○印の点は均熱炉内に、鋼塊頭部を上にした正立装入の場合で、初注入期は欠陥は少ないが、4~5番の注入中期で最高となり、注入後期では再び減少している。

b) 倒立装入の影響

Fig. 3中に●印でプロットされたものは、均熱炉内に頭部を下にして装入された場合で、傾向としては前記正立装入と同様に、注入初期で欠陥程度は低く、中期で最高となり後期で再び低下する。正立装入と比較すると注入初期では差がないが、注入中期以後は可成り低下し、良好な結果が得られている。これは鋼塊頭部に含まれる介在物が倒立装入加熱中に熔融し、気泡を通過して下方へ流動したものであるが、注入初期で差が認められない理由は不明である。

c) 分塊切捨量の影響

実際の工程と順序が一致しないが、Fig. 3についてさらに説明を加える。図中上部に()で包まれた点があるが、これらはいずれも分塊圧延後の頭部切捨量が多過

ぎたもので、分塊後、圧着されずに残留した鋼塊頭部の収縮パイプが露出し、主として再加熱中に強く酸化されて以後の圧延で圧着せず欠陥として残ったものである。この種の収縮パイプは、頭部切捨てによつて外気に通じない場合は、鋼板の最終圧延までに、完全に圧着する性質のものであり、したがって過大な分塊後の切捨ては絶対にさけねばならない。

d) Track Time の影響

Track time (ここでは注入終から型抜きまでの時間)

が鋼塊の内部欠陥と密接な関係にあることはよく知られているが、セミキルド鋼の頭部欠陥との関連性をみるために、とくに短時間(15分内外)にした場合の鋼塊から圧延された鋼板について、Fig. 3と同様な注入順と欠陥程度との関係図を正立装入の場合について求めた。

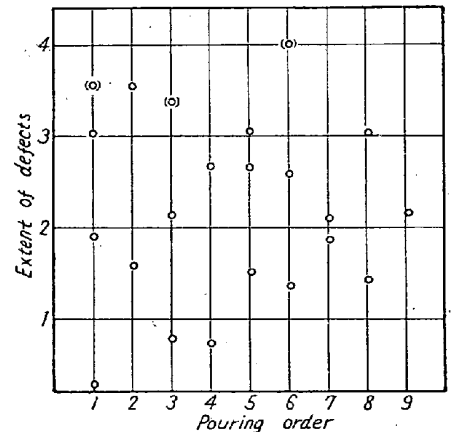


Fig. 4. Relation between extent of defects and pouring order. (Shorter track time)

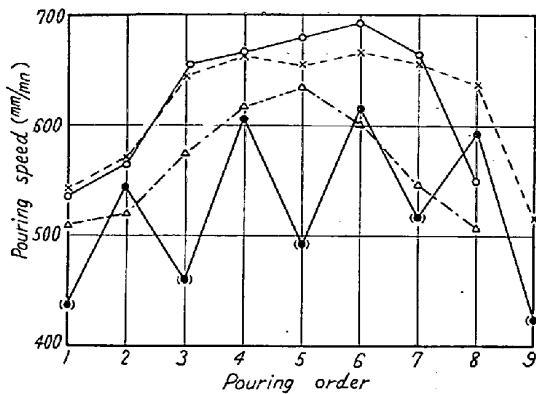
欠陥程度との関係図を正立装入の場合について求めた。Fig. 4はこれを示し、全体的に不規則となり、Fig. 3の傾向は認められず、また平均的にも悪くなることがわかる。この図でも鋼片切捨量の多い()印の点は悪い結果を示している。

e) 湯上速度の影響

Fig. 3に示された注入中期の欠陥程度のピーク現象がどのような注入条件によつて起るかを確かめるために、注入順によつて変化する各種の要因中、注入速度(すなわち湯上速度)と注入温度について特に詳しく調べることとした。その他の要因は注入順によつてほとんど変化が認められなかった。

まず注入時の鋳型内における湯上速度(鋼塊高さ/鋼塊1本の注入時間)は、注入順によつてFig. 5のように注入初期の鋼塊で低く、中期で最高となり、後期で再び低下する。(括弧印については後述)

この変化の原因に対してはいろいろな考え方がある。たとえば、注入初期は取鍋内の熔鋼のHeadが高いが注入が進むにつれて次第に下り、一方ノズル径はこれとは逆にはじめは小さく、注入が進むと熔蝕されて大きくなり、双方の流速性が初めと終りで入れ替りその中間に



(): Intentionally slow pouring.
Same mark means the same heat.

Fig. 5. Relation between pouring-speed and pouring order. (Examples)

注入速度の最大となる時があると説明される。また後述する注入温度の影響も当然考えねばならない。

いずれにしても、湯上速度と注入順の関係が欠陥程度の場合と類似しているの、両者の関係は Fig. 6 に実線で示されるように一応直線的関係にあることがわかる。そこで、さらにこのことを確かめるために Fig. 5 中 () で例示するように、奇数 (または偶数) 番注入の速度をノズルを絞ることによつて故意に遅くし、その欠陥程度におよぼす効果を同様な方法で調べたところ、Fig. 6 の斜線部のように、実線部の延長上にはなかつた。これより実験された範囲内の注入速度では、欠陥程度との関係は見掛上のもので、実際には相関性はないことがわかつた。

f) 注入温度の影響

取鍋ノズル下の注入流を光学高温計で測定した注入温度は Fig. 7 に例示するように注入初期と後期で低く、中期で最高となつている。この理由についてもいろいろ

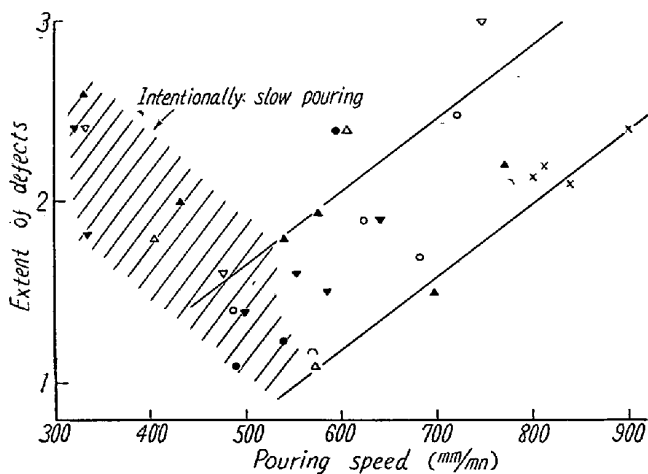
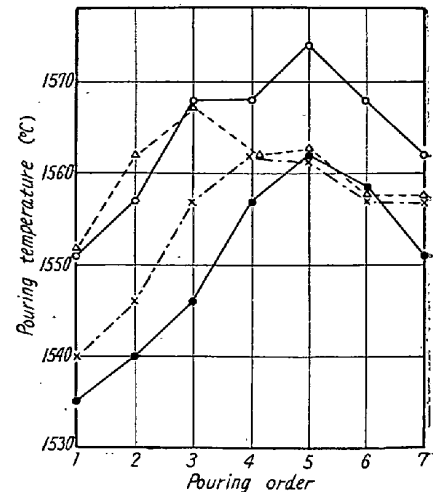


Fig. 6. Apparent relation between extent of defects and pouring speed.
(Same mark means the same heat.)

な説がある。たとえば注入初期には取鍋内の底部の比較的低温度の熔鋼が流出し、上部が流出するにつれて温度が上昇するが時間の経過とともに冷却されるので注入後期には再び低温度になると考えられる。実際にはもつと複雑な熔鋼の流動と温度分布を考えねばならないが、いずれに



Temp. of molten steel stream was optically measured under the ladle.
Same mark means the same heat.

Fig. 7. Temperature change during pouring. (Examples)

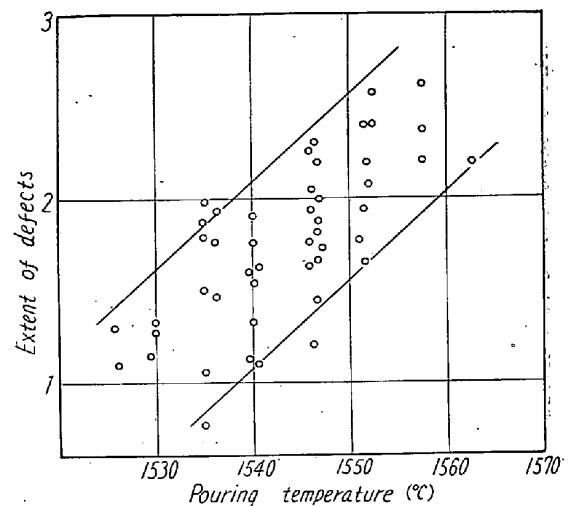


Fig. 8. Change of extent of defects due to pouring temperature.

しても注入温度と欠陥程度との間には、Fig. 8 のような直線的関係が認められた。すなわち注入温度は低いほど欠陥は少い。しかしこれも注入速度と同様、見掛上の関係かも知れないので、出鋼後取鍋内に熔鋼を保持することにより故意に注入温度を下げることを試みたところいちじるしい温度の低下は困難で、約 30°C に止まつたがそれでも Fig. 8 の関係は崩れず、一応注入温度が欠陥程度に最も大きく影響する要因であることが大体確かめられた。

g) 欠陥の実態

超音波探傷で欠陥波の生じた位置から 10 数個の試料をとり断面の顕微鏡観察を行なつたところ、Fig. 9 に例示するような Silicate 系介在物が認められた。これは分光分析により定性的に含有元素をしらべた結果 Table 3

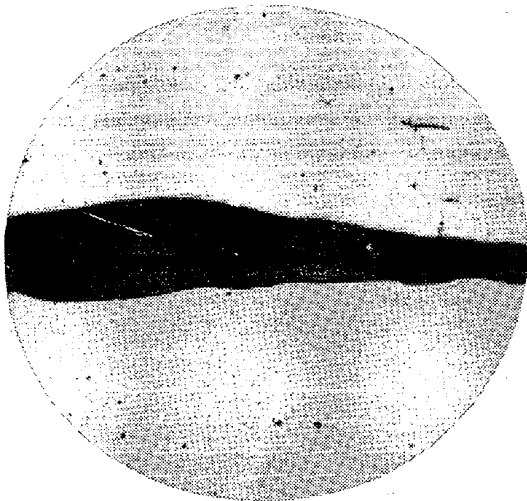


Fig. 9. Silicious inclusion in the defect. $\times 300$ (4/5)

のように Si, Mn, Fe が主成分であることがわかった。表中、⊕はとくに含有量の多いもの、+印は同一元素では数の多い方が含有量も高いが、異種元素間の比較はできない。

一方セミキルド鋼塊頭部のスカムの分析結果と比較すると、主成分は同じく Si, Mn, Fe であり、そのほか Cu, Ni, Ti, Al, Cr, As などの微量元素の含有量も欠陥部の介在物と同程度であつた。したがつて欠陥部の介在物は、スカムが凝固時に完全に浮上しないで残つたものか、または、それが均熱中に気泡を逃がしてさらに流入したものとも考えられる。

また Fig. 3 および Fig. 4 の () 印のとくに欠陥程度の悪いものから採取した試料についての検鏡結果は Fig. 10 に示されるように酸化鉄と脱炭層がみられ、その形も Fig. 9 より大きく、明らかに分塊後の鋼片切捨量が大き過ぎたため、収縮パイプが外氣に通じ、再加熱中に酸化されて生じたという前述の考察が裏書きされた。

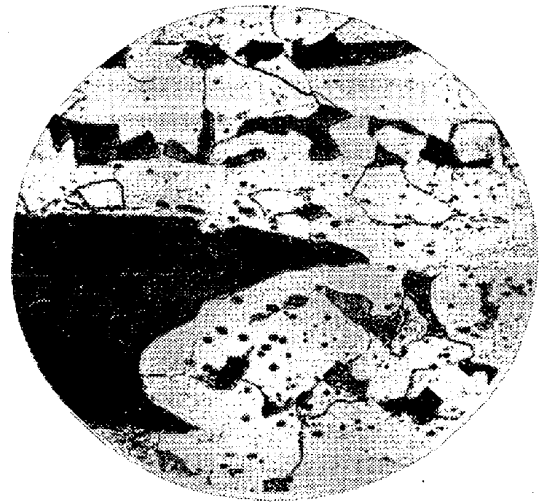


Fig. 10. Oxide inclusion in the defect when the slab is largely cropped. $\times 300$ (4/5), Nital etched

以上の結果からわかるように、セミキルド鋼塊頭部の欠陥は主としてスカムの残留によるものであるが、これは Fig. 11 の鋼塊頭部縦断面に図示された範囲に集中しており、この部分の SiO_2 の分析例によれば

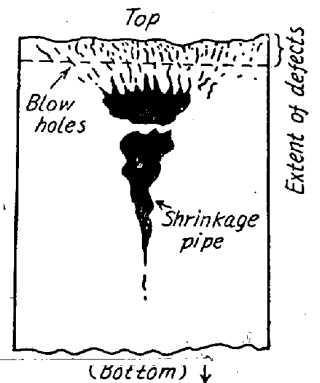


Fig. 11. A section of a typical semi-killed ingot. (Top half)

欠陥程度すなわち欠陥の存在範囲が注入温度が高いほど、大きくなることがわかったが、倒立装入して均熱するとき注入中期、後期では欠陥が減少するのに、注入初期では差がない理由については、熔鋼中のガス量、介在物含有量、注入温度などの相互効果によるものと思われる。

Table 3. Spectrographic analysis of non-metallic inclusions.

	Si	Mn	Fe	Sn	Mg	V	Cu	Ni	Ti	Al	Cr	As
Non-metallic inclusions in defects	⊕	⊕	⊕	—	+	—	++	##	++	++	+	+
Surface	⊕	⊕	⊕	##	++	+	++	##	++	++	++	+
Ingot scum	Dark part	⊕	⊕	++	++	++	++	##	++	++	++	##
	White part	⊕	⊕	++	++	+	++	—	++	++	++	+

⊕ Means main component.

{ More number of + means higher content, but other elements can not be compared.

が、臆測以上の説明は現在のところ不可能であり、今後の研究によつて次第に明らかにされて行くであろう。

IV. 結 言

セミキルド鋼板の頭部欠陥を液体保持型探触子法により、水を媒質として超音波探傷し、欠陥分布を調べたところ、各種製造条件の中、注入温度が高いほど欠陥程度が悪いことを認めた。この欠陥は倒立装入して均熱することにより注入中期、後期ではかなり減少できる。また鋼片頭部切捨量が大きすぎるとパイプの酸化によりとく

に欠陥程度が悪化することがわかつた。欠陥の主原因は分析と顕微鏡観察により、鋼塊スカムと同質のものであることを確めた。欠陥の防止法としては、注入温度を低くし、倒立装入均熱を行ない、分塊後の鋼片および最終圧延後の鋼板頭部の切捨量を適正、確実に管理することなどが考えられる。

終りに本研究の遂行に当つて、終始御協力下さつた当所冶金管理課、第二製鋼課、厚板課および鋼片課各位に感謝の意を表する。(昭和 34 年 8 月寄稿)

2% Mn 強靱鋼の低温遷移特性におよぼす各種元素の影響*

(低 Mn 強靱鋼の研究—II)

斎 藤 利 生**・藤 原 達 雄***

Effect of Various Alloying Elements on Low-Temperature Transition Properties of 2% Mn High-Strength Steel.

(Studies on the low-Mn high-strength steel—II)

Toshio Saito Tatsuo Fujiwara

Synopsis:

The influence of various alloying elements on the low temperature transition properties of low-manganese high-strength steel, standard composition of, 0.28% C, 2.00% Mn, 0.50% Cr, and 0.30% Mo, tempered sorbitic structure of HRC 32±1 hardness, were tested by V-notch Charpy impact test.

Result obtained were as follows:

1. Transition temperature in this steel became very lower when carbon content fell below 0.15%, but in carbon content range of 0.20~0.35% steel, it did not follow that transition properties were always improved as carbon content lowering.
2. Addition of such elements, silicon, chromium, tungsten, titanium, titanium-boron, and copper in this steel, were harmful to low-temperature transition properties. Especially, it was desired that such elements, silicon, chromium and copper in this steel were as fall as possible.
3. Both elements, molybdenum and vanadium were effective additional elements for low-temperature transition properties. Most effective content of these elements were 0.5~0.6% molybdenum and about 0.1% vanadium in this steel.

I. 緒 言

前報において 2% Mn 強靱鋼の焼戻状態における硬度と -40°C 切欠衝撃値の測定結果から、切欠感受性におよぼす各種元素の影響について報告したり、常温付近における材料の脆性は低温遷移特性と密接な関連のあることが明らかにされており²⁾、前報に報告した結果も低温遷移曲線上の一温度における data について論議して

いるもので、詳しくは低温遷移特性にもとずいて切欠感受性を論議すべきであることはいうまでもない。低 Mn 強靱鋼の低温遷移特性については、low C class については高張力鋼板などを対称としたきわめて多くの研究が

* 昭和 33 年 10 月本会講演大会にて発表

** 防衛庁所属、東北大学金属材料研究所に派遣中

*** 大同製鋼研究所