

延した 10~15 mm  $\phi$  の細物鋼材と、それよりも太い鋼材との地疵成績の比較は Table 2 のごとくであり、この表より細物鋼材においては地疵が地疵長大側に移行していることおよび地疵は延びきつて、消えまた消えつゝあることが知られる。

また熔番 F788 の 100 mm  $\phi$  材は圧延比小にして地疵は未だ何程ものびず短小であり、その他の中間寸法の鋼材 (S250, 42 mm  $\phi$ ; S323, 45 mm  $\phi$ ; S468, 85 mm  $\phi$ ; S700, 28 mm  $\phi$ ) の地疵は成長しているが、いまだ消る段階にはいたっていない。

これらの調査から地疵はつぎのようなあらわれかたをするものと推定される。圧延比の大となるほど短小な地疵の数はすくなくなる傾向があるものごとく、かつまた長大な地疵の数が圧延比の増大とともに増加することから、地疵は圧延によりのびて成長し、圧延比がある程度以上になるとのびきつて消えていくこと、地疵となる因子は熱間圧延の際に発生するものでなくして、鋼塊に包蔵されているものであらうと考えられること、およびその因子は鋼塊の部位により変化のあることなどがわかる。鋼材の地疵が鋼塊における何等かの欠陥であると

考えると、鋼材にあらわれる地疵の頻度すなわちいずれの切削被検面にも多小の差はあれかならず現出する高い頻度であることから、その因子たる鋼塊の欠陥の頻度もかなり高いものでなくてはならないこともわかる。

### III. 総 括

以上を要約すればつぎのごとし。

(1) 長さ 0.4 mm 以下のちいさい地疵数は、鋼塊の部位による差はみとめられない。

(2) 長さ 0.5 mm 以上の大きい地疵数は、鋼塊の頭部側より底部側のほうがすくなく、またこの傾向は鋼塊の頭部側と底部側との圧延比を同一にしたときも同様である。

(3) また大きい地疵数は圧延比の大となるとともにその数をます。

(4) 地疵は圧延比が大となると小さいものは減少し、大きい地疵が増える傾向をもち、さらに圧延比を増大すると (たとえば圧延比 250) 消滅する。

(昭 32—12月寄稿)

## オーステナイト・ステンレス鋼の高温変形能\*

(高温度における鋼の変形能に関する研究—II)

森 島 達 明\*\*

## HOT-DUCTILITY OF THE AUSTENITIC STAINLESS STEELS

(Study on the hot-ductility of steels—II)

Tatsuaki Morishima

### Synopsis:

In order to study hot-ductility of austenitic stainless steels, hot twist tests of these steels were carried out. The experiments were made with 304 and 316 type stainless steels and the twist values were compared with pierceability of the materials by a Mannesmann piercer.

Further, relations between hot-ductility and gas or structure of the materials were studied by the same test.

As a result, it was found that twist curves which showed the relation between twist values and temperature had the close connection with pierceability of materials. Therefore, the twist test gave good measure of the pierceability of the materials by the Mannesmann piercer.

The hot-ductility of the austenitic stainless steel was affected by at least two factors, that is oxygen content and composition balance. The hot-ductility decreased with increase of the oxygen content. Also those steels which had  $\gamma+\alpha$  phase at high temperature showed low hot-ductility at these temperatures and were proved to have poor pierceability.

\* 昭和 30 年 10 月本会講演大会にて発表 \*\* 住友金属工業株式会社鋼管製造所

## I. 緒 言

オーステナイト・ステンレス鋼の各種製品の製造にあたって問題となる点は種々あるが、中でも重要な問題は熱間加工の際の疵の発生である。一般にオーステナイト・ステンレス鋼は普通鋼あるいは低合金鋼にくらべると、鍛造、圧延などの熱間加工の際に疵が発生しやすい。特にマンネスマン型の穿孔機で製管する場合には他の加工法にくらべて加工がきわめて苛酷であるために疵が発生しやすい。したがって疵の発生とその防止策の点から、オーステナイト・ステンレス鋼の高温変形能にかんする研究はきわめて重要な問題となつている。しかし過去におけるこの方面の研究は、問題の重要性にもかかわらず二、三の研究結果<sup>1)2)</sup>をのぞいてははなはだすくなく、最近にいたつてようやくかなりの研究論文<sup>3)4)5)</sup>もみられるようになったが、現状なお十分な研究がおこなわれているとはいえない。そこで筆者は実際の加工作業としては特に問題となるマンネスマン穿孔機による製管の場合を対象として、オーステナイト・ステンレス鋼の高温変形能の基本的問題について種々研究をおこなうことにした。以下、この研究結果の内容について報告する。

## II. 供試材ならびに実験方法

オーステナイト・ステンレス鋼には種々な鋼種があるが、それらの中でこの研究の対象にした鋼種は AISI 304 および 316 タイプの 18-10 および 18-12-Mo ステンレス鋼である。実験に供した材料は、次節で参考のために一部高周波炉材についての試験結果を示すが、その場合をのぞき、いずれも 8 t エル式塩基性電気炉で溶製したものである。実験にあてたチャージ数は両鋼種ともおのおの約 30 チャージで、これらの材料の化学成分を成分範囲ならびに平均値の型で Table 1 に示す。

これらの材料の高温変形能を知る研究手段としてはこの実験では高温振り試験を採用した。振り試験の骨子

は丸棒試験片を加熱しておき、試験片の片端は固定し、他端を振つて何回振れて切断するかを見、この振り数の多い少ないをもつて変形能の良否を知るものである。この試験によると変形能の良否を、はなはだ明瞭かつ微細に知ることが可能である。試験の具体的な実施方法については、すでに第 I 報<sup>6)</sup>でくわしく報告したので、ここではその詳細は省略する。振り試験片の製作は、各チャージ毎に 50 kg の小型パイロット・インゴットをつくり、これを  $\phi 20$  mm の丸棒に鍛造し、この丸棒を機械加工して振り部の長さ 50 mm、直径 10 mm の試験片とした。この場合の鍛造比は約 50 である。振り試験の条件は

試験温度: 1000°C ~ 1300°C

加熱時間 (試験温度における保持時間): 30 分

加熱雰囲気: 空気中

振り速度: 300 r.p.m.

である。研究はこのような条件のもとでおこなつた振り試験の結果を基礎として、これと製管成績、鋼中の含有ガス量あるいは成分バランスなどとの関係を調べ、ステンレス鋼の変形能の本質的な問題について種々検討した。なお鋼中の含有ガス量については出鋼時、べつに小型のガス分析用の試料を採取して分析をおこなつた。

## III. 振り試験結果ならびに製管成績との関係

振り試験結果の数例を Fig. 1 および Fig. 2 に示す。両鋼種とも振り数はチャージによつて相当ことなつている。各チャージの温度に対する振り数曲線の形状は一、二の例外と 1300°C 付近で振り数が急激に下がる場合があることをのぞき、一般的な傾向として、振り数の多いチャージは各温度とも振り数が多く、1000~1300°C を通じて曲線全体が上にあり、逆に振り数のすくないチャージは曲線全体が下にある。そしてこの振り数曲線は最高から最低まで相当広い間にばらついている。この間の差は温度によつてことなるが、振り数にして 10~20 回程度の差がある。したがつてこの結果から両鋼種とも、

Table 1. Chemical analyses of test materials (%)

Steels		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
18-8	Range	0.04 ~0.09	0.32 ~0.73	1.15 ~1.71	0.020 ~0.030	0.005 ~0.014	0.07 ~0.22	9.24 ~10.54	17.60 ~19.95	—
	Average	0.06	0.51	1.44	0.026	0.009	0.12	9.90	18.75	—
18-12-Mo	Range	0.04 ~0.08	0.25 ~0.72	1.21 ~1.59	0.013 ~0.032	0.005 ~0.020	0.08 ~0.22	11.51 ~13.10	16.00 ~18.58	2.06 ~2.53
	Average	0.06	0.50	1.45	0.027	0.013	0.13	12.33	17.02	2.28

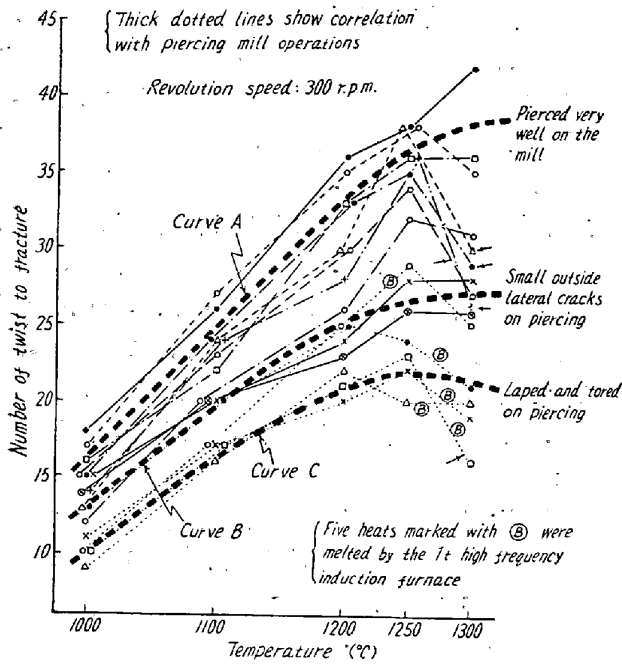


Fig. 1. Hot twist characteristic of 18-10 stainless steel.

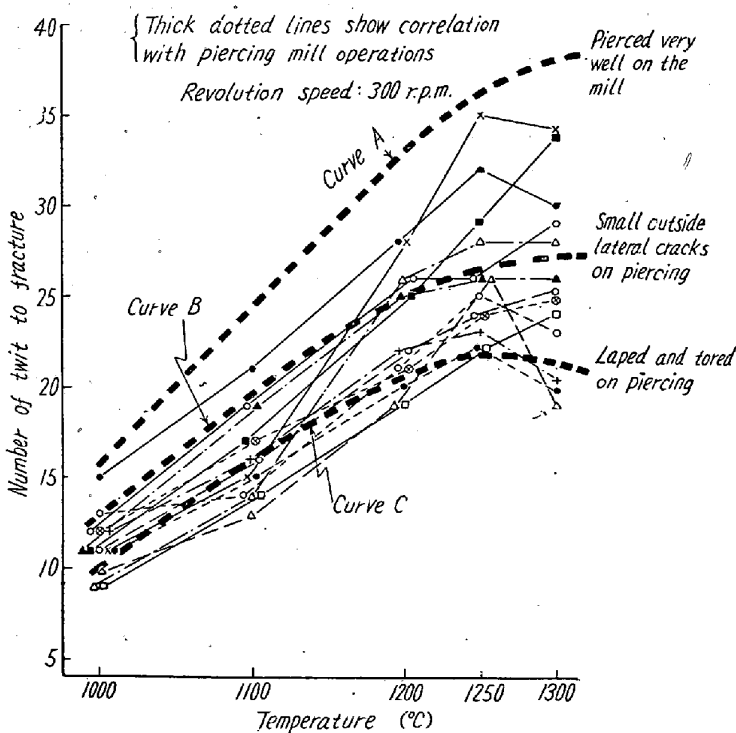


Fig. 2. Hot twist characteristics of 18-12-Mo stainless steels.

その変形能はチャージによつてかなり大きな差があることがわかる。このことはオーステナイト・ステンレス鋼の変形能は、たとえおなじ炉で溶解しても、また成分的におなじであつても、チャージ毎にことなり、これらの因子以外に、さらに材質的な面で変形能を支配するなんらかの他の因子の影響があることを示すものと考えられ

る。

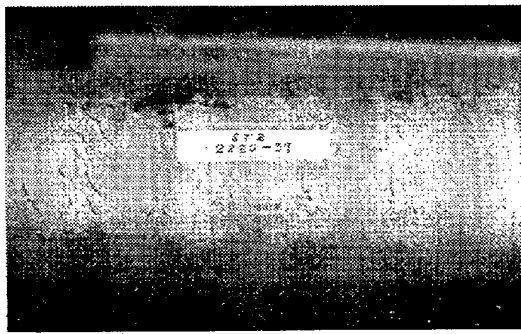
また両鋼種を比較するとき、18-12-Mo 鋼は全般的に 18-10 ステンレス鋼より振り数がすくなくなつており、18-12-Mo 鋼は 18-10 ステンレス鋼にくらべるとかなり変形能がわるくなるのがわかる。

なお参考のために、Fig. 1 に細点線で、1 t の塩基性高周波炉で溶解した 18-10 ステンレス鋼の振り試験結果の数例を示した。高周波炉材の振り数は電気炉材に比較してかなりすくなくなつており、高周波炉材は電気炉材にくらべると変形能がわるい。すべての場合、このような結果になるかどうかは断定できないが、一般に高周波炉材は電気炉材にくらべると変形能がわるいように思われる。

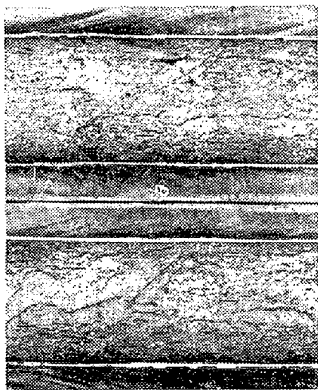
つぎにこの振り試験結果と、材料を実際にマンネスマン穿孔機で製管した場合の疵の発生状況、すなわち製管成績との関係を調べたが、その関係を Fig. 1 および Fig. 2 に太点線で引いた曲線 A, B, C の型で示す。

曲線 A 附近の振り数曲線を示すチャージは管の内面、外面とも疵が発生せず、よく製管できる。曲線 B 附近のチャージは内面は良好であるが、製管条件によつてはときに外面に横切疵が発生する。曲線 C 附近のチャージは内面、外面とも疵が発生し、製管成績はよくない。このように振り数の多いチャージは実際の製管の場合にもよく加工できるが、振り数がすくなくある限度以下のチャージでは疵が発生する。したがつて振り試験であらわれた変形能の良否は製管の場合にもよくあらわれており、振り試験の結果と製管成績の関係はよく対応する。Fig. 3 は振り数がすくなく、変形能の悪い材料を穿孔した際、発生する管の外面疵および内面疵の状態の一例を示したものである。

またこの試験を通じてつぎのようなことがあきらかとなつた。振り数曲線の型は低温から 1250°C 附近までは、温度の上昇とともにほぼ直線的に増加するが、1250°C 附近から 1300°C にかけては上下の間に幾分ばらつき、振り数はかならずしも増加するとはかぎらず、曲線によつては振り数が若干減少する場合もある。しかし一般には振り数が減少してもその程度はわずかであり、とくにいちじるしく減少するようなことはない。しかし振り数曲線の中には、Fig. 1 および Fig. 2 に矢印で示したチャージのごとく、1250°C 附近あるいはときによつては若干それ以下の温度附近に最高点があり、そこから 1300°C にかけて振り数が急激に減少するチャージがある。このように振り数が高



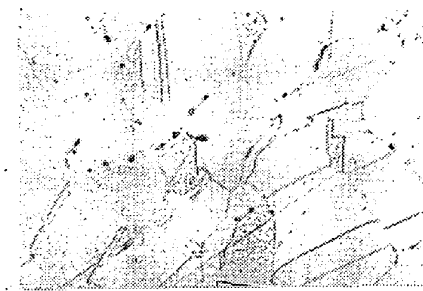
Lateral cracks on outer surface



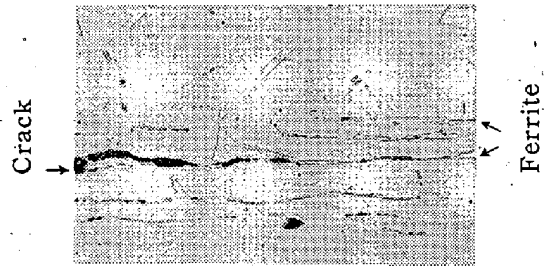
Defects on internal surface

Fig. 3. Typical examples of outer and inner surface cracks on a pierced shell.

温で急激に減少する場合は、たとえ曲線Aまたは曲線B附近のものでも、管の外面疵には無関係であるが、内面に疵が発生しやすく、製管成績はあまりよくない。これは曲線C附近の場合ももちろん同様で、この曲線附近では元々製管成績がわるいが、このような場合にはさらに内面疵がはなはだしくなる。1300°C 附近で振り数が急激に減少する理由については、材料の化学成分、顕微鏡組織あるいは磁性の有無など、種々調査の結果、この実験の場合には、これらのチャージは比較的 Cr が高いあるいは逆に Ni がひくいなど、成分のバランスがわるく温度の低いところでは  $\gamma$  均一相であるが、1300°C 附近以上の高温では  $\alpha$  が出て、 $\gamma + \alpha$  の2相の組織となつていくことがわかつた。一方振り数の減少しないチャージは高温まですべて  $\gamma$  組織である。2相の場合変形能が悪くなることはすでによく知られた事実であつて、そのため高温で変形能が悪くなり、振り数も減少するのである。穿孔直後の管の表面で測定した穿孔温度は一般に 1150~1200°C 附近である。しかし丸鋼内部におけるプラグ先端附近では、ロールの揉み作用による温度上昇に加えて、プラグと材料の摩擦ないし焼付により、その程度はあきらかでないが、局部的に穿孔温度以上いじりしく温度が上がることを考えられる。1150~



Outside of tube  $\times 500$  (2/3)



Inside of tube  $\times 500$  (2/3)

Fig. 4. Microstructures of tube having inner surface cracks due to ferrite formation.

1200°C 附近では、これらの材料はたとえ  $\gamma$  均一相であつても、温度が上ると2相となり、そのためプラグ先端附近では疵が発生しやすく、内面疵が生ずる結果になるものと思われる。Fig. 4 はこのような理由で内面疵が発生した管の外面附近および内面附近の顕微鏡組織の一例である。管の外面附近は完全な  $\gamma$  組織であるが、内面附近にはあきらかに  $\alpha$  の析出がみられる。そして割れはこのフェライト粒のながれにそつて発生していることが窺える。したがつてオーステナイト・ステンレス鋼の変形能に対しては、上述のごとき各チャージ毎の材質的な因子に由来すると考えられる変形能の良否のほかに、このような組織的な影響に関係して、 $\alpha$  を出すか出さないかの成分上の影響もまた重要であることがわかる。

以上のように、振り試験と製管成績との関係については、両者の関係はきわめてよく対応し、その間には密接な関係がある。すなわち振り数が多く、振り数曲線の良好なものはよく製管出来、逆に振り数がすくなく、ある限度以下に振り数曲線のわるいものは疵が発生する。また同時に振り数曲線の形状も重要で、高温で振り数が極端に減少する場合は疵が発生しやすい。したがつてこれらの結果から振り数曲線の値の良否ならびにその形状によつて、逆に製管の成績を予測することが可能であり振り試験は材料の製管性の良否の判定にきわめて有効な試験であることがわかる。現在筆者の会社では、この実験結果にもとずいて、毎チャージ振り試験を行い、その結果から振り試験の成績のわるいものはマンネスマン方

式の製管に使用せず、たとえば押出のごとく比較的加工の容易な他の製管方式に使用するようにし、材料の振分けをおこなっている。

#### IV. 換り試験の結果と鋼中の含有ガス量との関係

前述のごとく、オーステナイト・ステンレス鋼の変形能はチャージによつて大きな相違がある。このことはチャージ毎に材質的な面で、変形能に関係するなんらかの鋼質上の相違があることを示すものと考えられる。これについては種々な因子が考えられ、その中どれが大きく作用するかは重要な問題であるが、ここではまずその一つとして、鋼中にふくまれるガス量と変形能の関係について検討した。

真空溶融法によりもとめた  $O_2$  量と換り数の関係を Fig. 5 および Fig. 6 に示す。図の左側は試験した全チャージを記入したもので、右側は組織的に均一な  $\gamma$  組織を有するチャージのみを図示したものである。左側では成分バランスのわるいチャージもふくまれているのでその影響のため 1250, 1300°C の高温では極端に換り数のわるいものがあり、若干点のばらつきがある。しかし右側ではよくわかるように、各温度とも換り数は  $O_2$  量

Results on all heats subjected to the tests

Results on heats excluding those of duplex structures at high temperatures

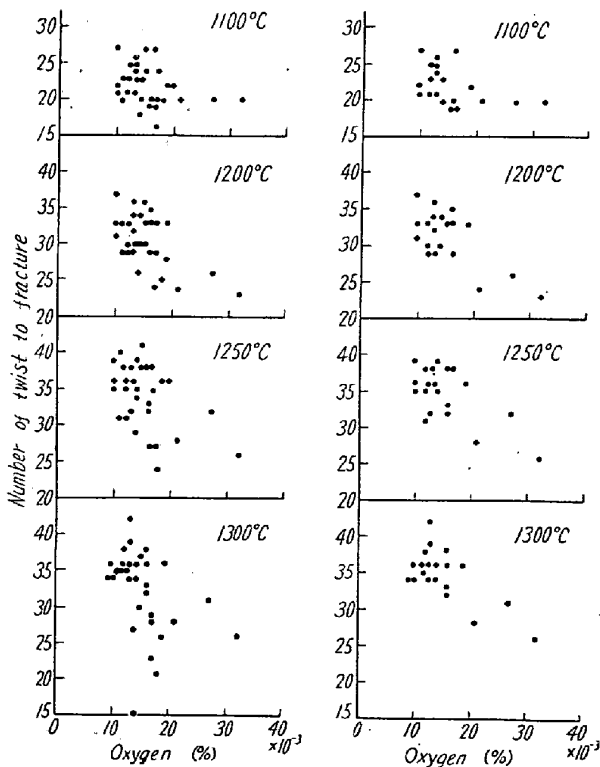


Fig. 5. Relation between hot-ductility and oxygen content in 18-10 stainless steel.

Results on all heats subjected to the tests

Results on heats excluding those of duplex structures at high temperatures

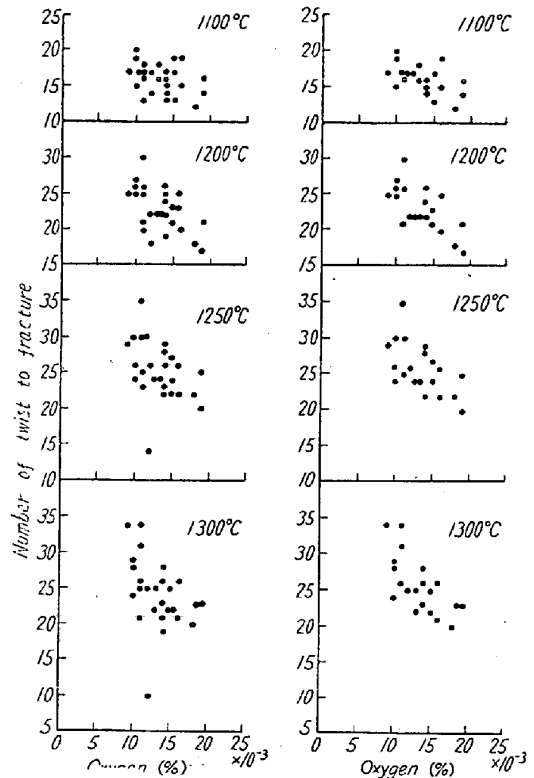


Fig. 6. Relation between hot-ductility and oxygen content in 18-12-Mo stainless steel.

が高くなるにしたがつて減少している。すなわち  $O_2$  量が高くなるほど変形能が悪くなることを示している。このように  $O_2$  量と換り数の間には明瞭な相関関係がみとめられ、鋼中の  $O_2$  が変形能に大きな影響をもつことがわかる。過去において Hamilton<sup>1)</sup>も、18-8 ステンレス鋼の管の疵と  $O_2$  量の間には密接な関係があることを指摘しており、 $O_2$  量とオーステナイト・ステンレス鋼の変形能の関係はきわめて重要であることがわかる。

つぎに真空加熱法により求めた  $H_2$  量と換り数の関係を Fig. 7 に示す。この場合  $H_2$  の分析数はあまり多くなく、実験上若干不備な点はあるが、この結果からみると、 $H_2$  量と換り数の間にはとくに関係はないように考えられる。また蒸溜法により求めた  $N_2$  量と換り数の関係を Fig. 8 に示す。この場合も  $N_2$  量と換り数の間には関係がみられない。したがつてこれらの結果から  $H_2$  および  $N_2$  については、鋼質上の面からは今回の実験のごとき含有量の範囲内では、直接変形能に影響がないように考えられる。

ただし  $N_2$  については、この元素は強力オーステナイト・フォーマーといわれている。したがつて上述のごと

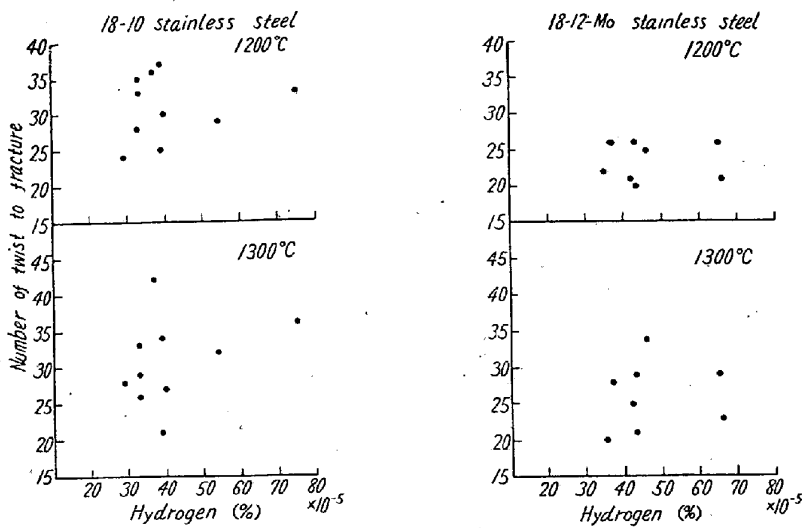


Fig. 7. Relation between hot twist values and hydrogen content.

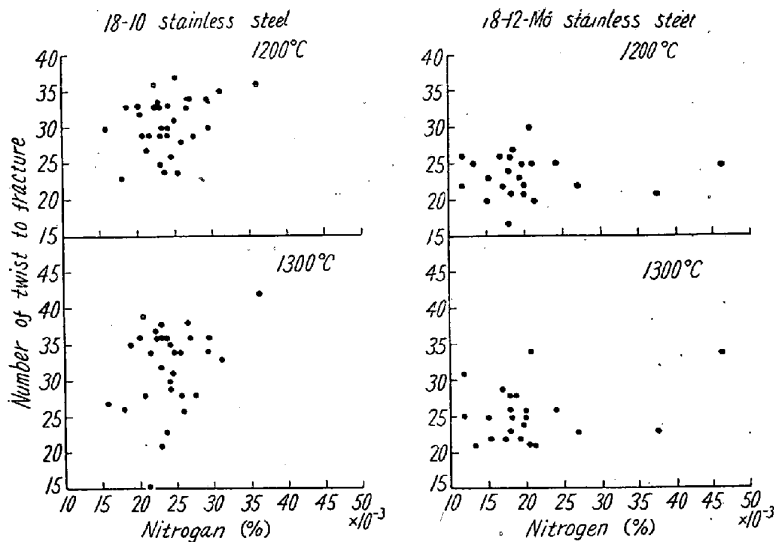


Fig. 8. Relation between hot twist values and nitrogen content.

き鋼質上の影響とはことなり、組織、すなわち成分上の点からは、材料を $\gamma$ 組織にしやすい意味において、変形能に対する影響はあるものと思われる。しかしここではこの点については十分検討していない。

V. 振り試験の結果と成分バランスとの関係

II節で述べたごとく、高温で $\gamma + \alpha$ の2相になる場合は変形能がわるく、管の内面疵も発生しやすくなるので変形能に対してはこの組織に関係して成分上の影響も大きいことがわかる。したがってこの問題を加工温度で $\alpha$ が出るか、出ないかの成分バランスの良否の点から、さらにくわしく検討した。

材料が完全な $\gamma$ 組織になるか否かの成分バランスにつ

いては、これを知る方法として、従来から鍛造材あるいは熔着鋼などの場合について、多くの計算式が提出されている。この実験ではその材料の成分バランスの良否を知る基準として、これらの中

$$Ni = 1.1(Cr + 1.5Si + Mo + 0.5Cb) - 0.5Mn - 30C - 8.2 \dots \dots \dots (1)$$

の式を採用し、つぎのごとく各チャージ毎のNiバランス(Ni bal)を計算した。

$$Ni\ bal = Ni\ lad - Ni\ cal \dots \dots \dots (2)$$

ここで

Ni lad = Ni のレドール分析値 (%)

Ni cal = Cr, Si, Mo, Cb, Mn および C のレドール分析値を(1)式の右辺に代入したものの、すなわち、 $1.1(Cr\ \% + 1.5Si\ \% + Mo\ \% + 0.5Cb\ \%) - 0.5Mn\ \% - 30C\ \% - 8.2\ \%$

である。

(1)式は比較的最近の論文<sup>9)</sup>にみられた熔着鋼の場合の組織を示す一つの計算式である。ここでとくにこのような熔着鋼の式を採用したのは、この実験ではIII節でのべたごとく、主として1300°C附近以上の相当高温の組織が問題となる。一方熔着鋼も組織的に見て、恐らく凝固直後の非常に高温の組織を示すものと考えられ、この点普通の鍛造材についての式よりもむしろ熔着鋼についての式の方が、温度的にはこの実験とよく合うと考えたためである。この式はCr, Si, Mo……などのNi以外の各元素の含有量に対して、完全な $\gamma$ 組織を得るためにはどれだけのNi

量を必要とするかの計算式であるが、Ni calはこの計算値を示すものである。したがって(2)式で示したごとく、実際にそのチャージにふくまれたNi量(Ni lad)とこのNiの計算値(Ni cal)との差、すなわちNi balをもとめると、それはそのチャージの成分のバランスの良否あるいはその程度を示すことになる。すなわちNi balが0の所は丁度実際のNi含有量と計算値が一致するところであるが、Ni balが0より+側はそのチャージは計算値よりも余分のNiをふくみ、かつ+側になるほどそのNi量も増加することを示す。逆に-側はNiが不足であり、かつ-側になるほどその不足量も増加することを示す。したがってNi balが+側では $\gamma$ 組織であり、-側では $\alpha$ が出ることになる。そして+側に

なるほど  $\gamma$  組織も安定し、一側になるほど  $\alpha$  量も増えることになる。

しかしこの Ni bal の計算法についてはかならずしも完全とはいえない点もある。すなわち(1)式自体の信頼性にも問題があり、またこの式は  $N_2$  の影響をふくんでいない。また上述のごとく、温度的にはこの実験と比較的対応性があると思われるが、熔着鋼とこの場合とでは厳密には当てはまらない点もあると思われる。したがってこの結果の正確性あるいは信頼性については、果してどの程度のものであるかは実際にたしかめておく必要がある。そのため材料の磁性を測定し Ni bal との関係をしらべた。磁性の測定は高温から水冷した試験片について Weiss & Foëx の測定法<sup>10)</sup>に準じた方法でおこなった。この実験結果の例として 1200°C および 1350°C から水冷した場合の結果を Fig. 9 に示す。この図は Ni bal と導磁率 ( $\mu$ ) との関係を示したものである。1250°C 以下の温度では、図の 1200°C の例からわかるように、1, 2 のチャージをのぞき Ni bal が一側から + 側にいたるまでの全範囲にわたって、 $\mu$  はほとんど 1 で磁性はない。これは温度がひくいために、この程度の Ni bal であればたとえ一側であつても  $\alpha$  が出ないことを示す。しかし 1300~1350°C の高温では図の 1350°C の結果からわかるように、18-10 では Ni bal がほぼ -1 以下、18-12-Mo ではほぼ 0 以下になると、 $\mu$  が大きくなり、あきらかに磁性があり、かつその磁性も一側になるほど増加の傾向を示す。したがって 18-10 の場合は Ni bal

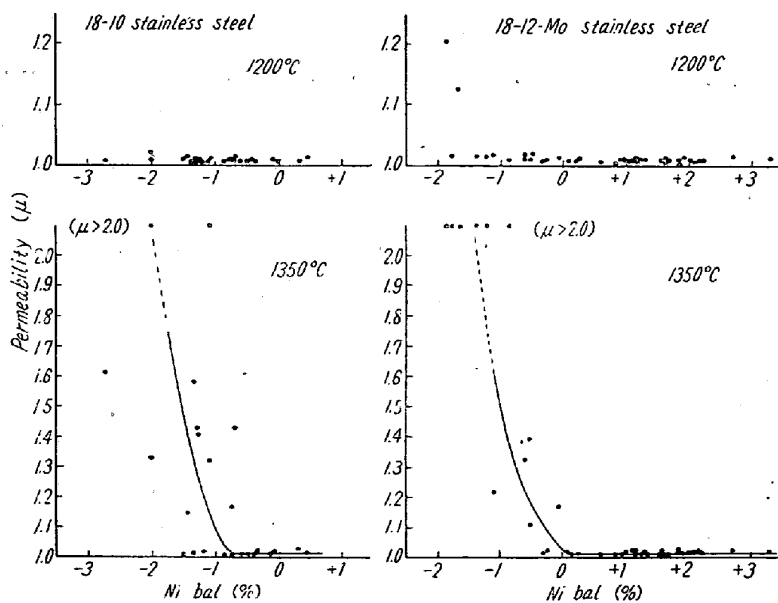


Fig. 9. Relation between magnetic properties and nickel balance of 18-10 and 18-12-Mo stainless steel.

がほぼ -1 附近、18-12-Mo の場合はほぼ 0 附近を境として、それより Ni bal が一側ではあきらかに  $\alpha$  が出またその  $\alpha$  量も一側になるほどふえていくことがわかる。このようにこの実験の目的とする 1300°C 附近以上の高温では、18-10 の場合は  $\alpha$  が出るか出ないかの境目にあたる Ni bal は若干一側にずれるが 18-12-Mo の場合はほぼ 0 点と一致し、Ni bal と組織の関係はかなりよく対応する。したがって上記のごとく Ni bal の計算法はかならずしも完全とはいえないにもかかわらず、この実験の場合は、Ni bal は割合よく高温の組織をあらわしうることがわかる。

以上のようにしてもとめた Ni bal と振り数の関係を Fig. 10 および Fig. 11 に示す。ほぼ 1250°C 以下の温度では、図の 1200°C の例からわかるように、これらの温度では  $\alpha$  が出ないため Ni bal と振り数の関係は見られない。1300°C では Ni bal が 0 あるいは -1 附近を境として一側になるにしたがい振り数が急激に減少している。したがって 1300°C 附近の高温になると Ni bal が一側ではあきらかに変形能がわるくなることがわかる。逆に Ni bal が + 側では、18-10 の場合は Ni bal = 0 以上のチャージが少なくあまり明瞭でないが、18-12-Mo の場合からわかるように Ni bal と振り数の関係

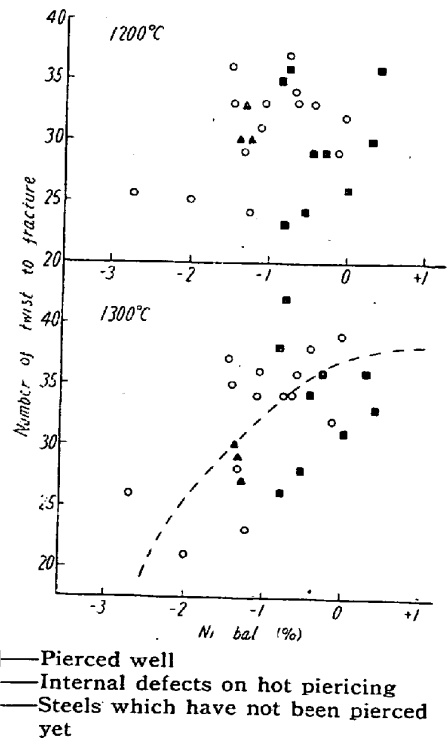


Fig. 10. Relation between twist values and nickel balance on 18-10 stainless steel.

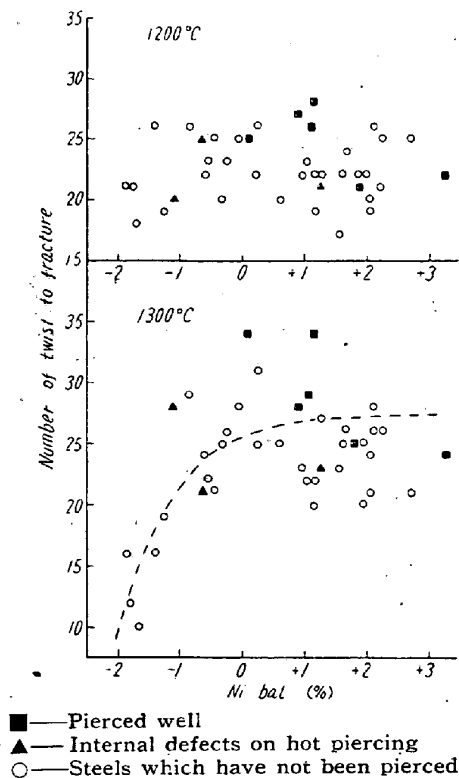


Fig. 11. Relation between twist values and nickel balance on 18-12-Mo stainless steels.

はみられない。

また Fig. 10 および Fig. 11 に、外面疵は考えず、内面疵の発生のみを考えた製管成績の良否を同時に図示した。18-10 の場合は Ni bal がほぼ -1 附近を境として製管成績の良と不良にわかれている。18-12-Mo の場合は Ni bal が+側でも、前述の Fig. 1 あるいは Fig. 2 に示した曲線C附近のチャージのごとく、元々材質的な面での変形能がわるいために、製管成績の不良のものもあるが、これは別として、Ni bal がほぼ0附近を境として製管成績の良と不良にわかれている。

このように Ni bal が一側の場合にはあきらかに変形能あるいは製管成績がわるくなり、変形能に対する Ni bal の影響が大きい。したがってこれらの結果から、成分上変形能がよくまた疵が発生しないためには、十分成分バランスのよい材料であることが必要で、具体的には Ni bal はすくなくとも 18-10 については -1 以上、18-12-Mo については0以上をねらって材料を作る必要があるように思われる。現在筆者の会社ではさきにのべた振り試験の実施とともに、この Ni bal を検討することも管材の製管性の良否判別の一つの手段としている。

## VI. 総 括

以上 18-10 および 18-12-Mo 鋼を対象として、オーステナイト・ステンレス鋼の高温変形能に関し種々実

験を行つたがその結果を総括するとつぎのようになる。

1) 振り試験の結果、振り数曲線と製管成績の関係はきわめてよく対応し、振り数が多く振り数曲線のよいチャージはよく製管できるが、ある限度よりも振り数がすくなく振り数曲線のわるいチャージは製管の際疵が発生する。また振り数曲線の形状も重要で、1300°C 附近の高温で振り数が急激に減少する場合は、振り数曲線の値の良否にかかわらず管の内面に疵が発生しやすい。したがってこれらの結果から、振り数曲線の値の良否、ならびにその形状によつて、逆に製管成績を予測することが可能であり、振り試験は材料の製管性の良否の判別にきわめて有効な試験である。

2) オーステナイト・ステンレス鋼の高温変形能に影響する要素には、大別して材質的な面と成分的な面の二つがあると考えられる。

その中材質的な面に関しては、チャージによつて変形能にかなり大きな差があり、これに影響する一つの因子として、鋼中にふくまれた O<sub>2</sub> の影響が大きいことがわかつた。すなわち O<sub>2</sub> 量が多くなるほど変形能がわるくなり、O<sub>2</sub> 量と変形能の間にはふかい関係があることが発見できた。

3) 成分的な面に関しては、成分のバランスがわるく 1300°C 附近の高温で  $\gamma + \alpha$  の2相になる場合は、その温度附近で変形能が急激にわるくなり、内面疵が発生しやすく製管成績がわるいことがわかつた。この点マンネスマンによる製管に対しては、1300°C 附近あるいはそれ以上の高温まで  $\alpha$  が出ないような十分成分バランスのよい材料であることが必要である。具体的には成分バランスの良否を知る手段として Ni bal を考えたが、この値としては少なくとも 18-10 に対しては -1 以上、18-12-Mo に対しては0以上が必要であることがわかつた。

最後に本研究をおこなうにあたり、住友金属鋼管製造所、研究部長、池島俊雄博士の直接の御指導をたまわつた。ここに厚く感謝致します。

## 文 献

- 1) H. Hamilton: Trans. A.I.M.E., Vol. 113 (1934), p. 111
- 2) K. Bungardt: Metall-Wirtschaft, Wissenschaft Technik, 20 (1941), Nr 4, s 77
- 3) P. S. Bergh: The Iron Age, Vol. 164(1949) July 14, p. 96
- 4) F. K. Bloom et al.: Metal Progress, Vol. 59 (1951), No. 2, p. 250
- 5) C. B. Post et al.: Journal of Metals, Vol. 3



- (1951) No. 11, p. 973
- 6) C. B. Post et al.: Blast Furnace & Steel Plant, Vol. 41 (1953), No. 6, p. 627
- 7) R. H. Henke et al.: Journal of Metals, Vol. 6 (1954), No. 8, p. 883
- 8) 森島: 鉄と鋼, 44 (1958) No. 5, p. 552
- 9) H. Thielsch: Welding Journal, Vol. 29 (1950), No. 12, p. 577S
- 10) 茅: “物理実験学”, 第7巻, p. 259

## 油の酸化重合過程と冷却能の変化\*

(焼入油の老化について—IV)

多賀谷 正義\*\*・田村 今男\*\*\*

### CHANGES OF COOLING ABILITY WITH OXIDATION AND POLYMERIZATION PROCESS OF OIL

(On the deterioration of quenching oils—IV)

Masayoshi Tagaya Dr. Eng. and Imao Tamura

#### Synopsis:

The relations between the cooling ability and the process of oxidation and polymerization of oil by Indiana method are examined. The cooling ability increases slightly in the induction period of oxidation and polymerization process of oil and becomes progressively rapid in the peroxide formation period up to the maximum at the end of this period. Then it decreases gradually in the peroxide decomposition period and rapidly in the polymerization period.

The variations of other properties are also associated closely with these oxidation process. When the cooling ability becomes the maximum, the peroxide value becomes the maximum and the viscosity and the amount of sludge begin to increase. These variations of cooling ability can be nearly represented by a quadratic equation. The blowing time ( $\tau_{Hmax}$ ) at which the cooling ability becomes the maximum can be a criterion expressing the life of quenching oils and the radius of curvature ( $\gamma_{Hmax}$ ) of the curve at the maximum cooling ability can be used as an index representing the degree of the variation of cooling ability resulted from the deterioration of oils.

#### I. 結 言

一般に焼入油の老化の原因として (1) 赤熱鋼面に油が接触しておこる熱分解およびそれともなう熱重合, (2) 加熱された油が空気と接触しておこる酸化および重合, (3) 鋼および鋼スケールの存在による上記反応の促進および有機鉄塩の生成, (4) 最初からふくまれているか,あるいは熱分解,酸化分解によつて生成されるかあるいは揮発分の揮発,この4つの原因があげられる。このうち

(1) および (2) が基本的な原因である。大物および小物の普通焼入, マルクエンチ, 光輝焼入などによつてこの両者の原因する割合がことなり, 光輝焼入の場合のように油面の大部分が中性あるいは滲炭性のガスによつて覆われているような場合には (1) がより大きな原因であると考えられるが, マルクエンチあるいは普通焼入の

場合においては (1) よりも (2) の方がより大きな原因となるようである。

焼入油の老化についてはこの (1) および (2) の両極端を究明しなければならないが, 本報告はその一端である酸化重合による老化機構を研究したものである。そしてマルクエンチ, 普通焼入などの場合, これによつて大略評価しうるようである。著者等はすでに前報<sup>1)2)</sup>において焼入油の冷却能はインディアナ法による空気吹込にしたがつて二次曲線で示されるように変化することを示し, 焼入油の寿命の尺度を提案したが, 本報告はさらに, 詳細に酸化重合過程との関連性を究明したものである。

\* 昭和 32 年 4 月本会東京大会にて発表

\*\* 大阪大学教授, 工博 \*\*\* 大阪大学工学部