

抄 録

—耐 火 物—

将来の鉄鋼業と耐火物 (W. S. Debenham: Blast Furn. & Steel Plant, 48, (1960) No.2, pp. 169~173)

過去2年間に耐火物工業界には大きな変化があつた。これらは鉄鋼業界における製鋼法、加工法などの急速な変化の影響によるものである。この変化は現在も進行中であり、将来の耐火物について考察することは重要であろう。

1800年代からの鉄鋼生産量をグラフにしてみると、各方法による生産量がほぼ放物線を描いている。米国の例で考えると、ルツボ製鋼、ベッセマー製鋼法のピークはほぼ1910年頃にあり、その頃電気炉製鋼、平炉製鋼が急速な進展を示している。酸素製鋼法が開発され急速な上昇を示しつつある現在では、平炉はすでにピークに達していると考えられ、電気炉による生産のピークも近々と思われる。したがって今後は酸素精錬による製鋼法が急速に増大するであろう。

一方耐火物の方では過去において粘土煉瓦が珪石煉瓦へ変化し、ついで酸性耐火物から塩基性耐火物へと変化しつつある。同時に消費量総計も次第に低下してきた。この傾向から10年後の1970年を推定してみると、粘土煉瓦、珪石煉瓦は減少を続け、とくに珪石の減少は急激であると考えられる。一方塩基性煉瓦は増大するであろうが、これも近い将来そのピークに達するであろう。耐火物生産量の65%は鉄鋼関係で使用されるので、鉄鋼業における消費傾向を調べればこの点はさらに明確になる。

平炉における耐火物の鋼塊t当り使用量を調べてみると、1920年には塩基性煉瓦は2lb/tであり、粘土煉瓦使用量は約14lb/t、珪石は約19lb/tであつた。その後20年間には顕著な変化はなく珪石はわずかに減少、塩基性煉瓦はわずかに上昇、粘土煉瓦のみかなりの低下を示した。40年代後半になると塩基性煉瓦の増加が顕著であり、50年代半ばからは酸性煉瓦の使用量減少が目につく。これは主として塩基性炉壁、塩基性天井などの使用に伴うもので、全塩基性炉の実験結果では耐火物原単位は珪石3~5lb、塩基性10~12lb、粘土煉瓦3~4lb、程度であり、1970年代には平炉耐火物原単位はこの程度になるものと思われる。将来は小型の平炉はなくなるであろうから、操業する平炉はほとんど全塩基性と考えても良いであろう。平炉に代りつつある酸素製鋼法ではタール、ドロマイトあるいはドロマイト、マグネシアライニングを使用しており、通常の塩基性煉瓦の使用には成功していない。したがって塩基性煉瓦自身も将来次第に減少してドロマイト系の煉瓦が増大するであろう。

一方炉用耐火物とは別に、製鋼法と関係なく铸造用耐火物、取鍋煉瓦、スリーブ、ノズル煉瓦などの使用量は増大するであろう。

製鉄関係では問題とされるものは順次溶鋳炉自体から

熱風炉、熱風炉からの熱風管、羽口などへ移行している。これは熱風温度が次第に高温になつてきたためで、高価ではあるが耐久性のある高アルミナ質あるいは塩基性煉瓦を使用して寿命を長くするのが良いか、比較的安価なセミシリカその他の耐火物を用いて修理を行なうのが良いか、現在検討されている。

溶鋳炉自体の耐火物については当分従来の煉瓦が使用されるであろうが、将来は水冷式炉殻が多くなるであろう。またすでにカーボン煉瓦が使用されはじめているがこれの使用箇所も増大するであろう。

均熱炉、加熱炉などの耐火物はキャスタブルの使用が増大しており、高アルミナ質のものは均熱炉、スラグラインなど塩基性煉瓦の代りに用いられている所がある。温度の低い焼鈍炉などでは耐火煉瓦の代りに耐火断熱煉瓦の使用が顕著である。

以上の状況から、将来耐火物の使用量は次第に減少して行くであろうが、その代り使用される耐火物の価格は高級なものになるため次第に高くなるであろう。

(河合重徳)

—製 鉄—

Krupp-Renn の発展 (F. Weston Starratt: J. Metals, 11 (1959), 830~833)

Krupp-Renn 法は1934年にKruppが長さ50mの炉を建設して以来、ドイツ、チェコ、日本、韓国、満洲などに広まり、1945年には38基、年間能力約100万tに上つたが、その多くは終戦とともに解体された。その後スペインおよびギリシャに建設されたが、数年前ドイツ中部のSalzgitter-Watenstedt工場ではかつて解体されたものを新らしく大規模に再建した。これは選鉱工場で生ずる2~2.5mm大の低Fe分高珪酸高燐の片刃(31~35% Fe, 19~26% SiO₂, 7~8% Al₂O₃, 4~6% CaO, 2~3% MgO)を処理してトーマス鉄吹製高炉の原料とするもので、コークス粉を還元剤とし、生成したルツペはP<1.0%, S<0.65%を含む。1957年までに3基、現在4基目を建設中で、現在の生産能力はルツペにして年間17万tである。

Essen-Borbeckでは1959年8月に6基中の第1基が稼動し始め、全基完成すれば年間能力42万tとなる。これは安い高珪酸低品位鉄を世界市場から購入してトーマス鉄および平炉鉄吹製高炉の原料並びに製鋼炉に直接投入するルツペをつくるもので、直径4.57m(15呎)×97.3m(360呎)というマンモス型である。ルツペと鉄滓とを分離する大きな磁選機の他に除塵装置として大きなopen chamberとルルグ式電気収塵器を附属している。鉄石、コークス、煙塵および磁選機からの返り鉄は予め混合されて連続的に炉に装入され、予熱帯および600~1100°Cの還元帯を経てルツペ帯で還元鉄が互いに融着する。ルツペ帯では耐火煉瓦の堰によつて還元鉄が数時間滞留し、その一部の酸化による発生熱のために1250°C以上となつて鉄滓の熔融分離と海綿状還元鉄の

粒化が起る。CaO:SiO₂ 比は 0.15~0.3, Al₂O₃:SiO₂ 比は 0.5以下がよい。炉の排出物は粉碎、篩分けされ、8mm 以上はルツペとして貯蔵槽へ、それ以下のものは磁選によつてルツペ、鉍滓および返り鉍に分けられる。返り鉍は処理される鉍石の 5~7%, また 1.5~4mm の範囲のルツペはほとんど鉍滓を含まず、Fe 分 94~95% に達する。

Krupp-Renn 法は高珪酸分の Fe および Ni 鉍の処理に好適であるが、S および P の除去ができない。原鉍の S および P が少なければルツペは平炉や電気炉へ直接利用できるが、一般には高炉装入原料とされる。その利点は良質コークスを要せず、微粉の低揮発分固体燃料を使用することができ、灰分が多くても差支えないこと、鉄分歩留 95% におよび、燃料消費も 330kg/t 鉍石程度で、高炉での高珪酸鉍処理にくらべて甚だ少ないこと、生成したルツペはすでに金属鉄に還元されており、しかも比較的純度が高く鉍滓を含まないことなどが挙げられる。しかし設備費は高く、Essen-Borbeck の新工場では年産能力 1t 当り 52 ドル。操業費は t 当り 7 ドル程度である。

ルツペは熔鉍炉の高級原料として、コークス比、熔剤所要量、鉍滓量を減じ、出鉄量を増す。とくに鉄鉄需要変動に対する大きな順応性をもつことができる。しかしドイツにおける Krupp-Renn 法の価値は低品位珪酸質鉄鉍石からの高炉用高級原料の製造にあり、加うるに高珪酸鉍と僅少の良質原料炭しか持たない地方における製鉄上の問題の解決策ともなっている。なお Salzgitter における操業コストの一例が表示してある。(田中良平)

インランドスチールにおける高炉の調湿操業

(Richard J. Wilson: Proc. Blast Furn. (1958), p. 4~16)

本論文はインランドスチールの第 5 高炉に高温送風で湿分を添加した場合の操業特性について述べ、更に高炉に入る水蒸気の量を制御する方法について論じたものである。

調湿操業を行なつた第 5 高炉は炉床径 25ft 9 in (7.85 m), 有効内容積 39,411 ft³ (1,116m³) である。

熱風炉の能力が小さかつたため送風温度は従来 992°F (533°C) と低かつたが、これを 1,390°F (754°C) に高め水蒸気を 15 grain/ft³ (34.4 g/m³) 熱風に添加して操業した。その結果出鉄量は 6.9% 増加しコークス比は 2.3% 低下した。

水蒸気を添加しない低温送風 (553°C) の第 6 高炉との比較も行なつた。第 5 高炉の方が出鉄量は 6.6% 低くコークス比は 0.7% 高かつた。

第 6 高炉の炉頂圧を高くして操業した結果とも比較した。第 5 高炉の方が出鉄量は僅かに多かつた。

試験期間中、炉頂温度が上りダスト発生量が増加し出鉄量が減少した期間が 6 カ月間あつたが、この原因は不明である。

この期間の後、篩別鉍と焼結鉍のみを装入して操業した結果、出鉄量は 1556 t (1412mt) に増加し、コークス比は 0.719 と最低値となり、水蒸気添加による利点が更に助長された。

水蒸気を熱風に添加して炉床温度を制御するには送風圧力を指針に行なえばよい、送風圧力 20psig (1.41 kg/cm²G) を維持するように水蒸気添加量を 5~20 grain/ft³ (11.5~45.8 g/m³) の範囲で調整した。

しかしながら、湿潤送風を行なつても高炉の状態を常に注意深く監視して操業しなければ何らの利点も期待できない。十分に注意深く水蒸気添加送風を行なえば装入物、熱風温度、送風量をほとんど一定にして操業できる。また熱風中の水蒸気添加量を僅かに調整するだけで高炉の操業の微細な制御が可能である。

本論文に対する討議として座長の J. J. Flanagan がつぎのことを述べている。

熱風中に水蒸気を添加することを最近試験的に二、三行なつてみた結果、水蒸気の添加が溶鉄の Si の調整に非常に有効なことが分つた。しかしその効果が鋭敏過ぎたので中止し、微細な制御を行なう方法を見出すため未だ試験を行なっている。(永野恭一)

Aliquippa 工場での酸素および水蒸気を添加した高炉操業の解析 (T. E. Dancy, et alii: Proc. Blast Furn., (1958) p. 16~39)

本論文は J. & L. 社 Aliquippa 工場の A-1 高炉で水蒸気添加および水蒸気と酸素の添加送風試験を行なつた結果を理論的に解析したものである。

試験を行なつた高炉は炉床径 8.68m, 羽口から装入線までで算出した有効内容積 964.5m³ である。

ある特定の装入物から単位量の鉄鉄を生産するのに要する熱量は送風の組成には関係なく一定であるという仮定に基いて、改質送風の利点を評価する一般的方法の概略を述べた。

操業データーから物質精算および熱精算を行なつて生産量およびコークス比を理論的に求め、改質送風の効果を評価した。

試験操業では酸素富化量を急激に変化させて少なくとも 1.5% まで増しても操業は順調に維持された。試験中の装入物では最高量 2,237 m³/mn の送風で酸素を 4,248 m³/h 富化しても送風圧やダスト発生量が異常に増加することにはなかつた。この時多少棚吊りが起つたが酸素を 2,549 m³/h まで富化した範囲では操業は安定であつた。

種々な送風条件で試験操業を 8 期にわたつて行なつたが、最良の操業が行なわれたのは 1.5% の酸素富化、11.68 g/m³ の水蒸気添加送風の場合で、出鉄量は 1,232 t, コークス比は 0.871 で水蒸気のみを 6.9 g/m³ 添加した送風の場合に較べて、出鉄量は 9.2% 多かつた。また酸素富化の結果、コークス比はやや低下した。

試験データーから前述の仮定が改質送風の効果を考慮するのに好都合な近似であることが証明された。

(討議)

W. H. Burr——我々の行なつた試験では塩基性高炉に酸素富化送風しても利点はなかつたが高炭素のフェロマンガンを生産する際には酸素富化操業を行なつてゐる。

J. H. Strassburger —— Weirton Steel Co. では 8 年間酸素富化水蒸気添加送風を行なつてゐる。送風に水蒸気を添加することによつて羽口前の燃焼帯は長くな

る傾向があり、一方酸素富化送風あるいは高温送風あるいは両者の併用では短くなる傾向があるようである。燃焼帯が長くなり拡大されると羽口前の活性帯の面積が広くなり、ガスの流れの抵抗が減って順調で速い操業ができる。従つて酸素富化を行なう場合には送風中の酸素量を増す程、小蒸気添加量を増加することが必要である。水蒸気添加を充分効果的にするには送風温度を高くすることが必要である。理論的計算からも実際の操業結果からも、水蒸気の添加量 2.29 g/m^3 当り約 17°C 送風温度を上げる必要のあることが明らかになった。

(喜多川 武)

ラジオアイソトープの高炉への利用 (A. Eugene Frey: Blast Eurn. & Steel Plant p. 165~168)

最近では放射性同位元素が各方面で使用され、金属工業での利用も行なわれている。本論文は放射性同位元素を高炉ラインニングの損耗検出に利用された一例を述べたものである。

1959年度鉄鋼ストライキの間に溶鋸炉炉口附近の内部を写真撮影により調査した結果、内張りがかなり損耗していることが明らかになった。これの修理はキャストブル耐火物を圧縮空気吹付により行なうことにした。この修理部がどの位の期間使用にたえるかを調べるため、同位元素を用いて定期的にチェックすることにした。

放射性同位元素としては Co^{60} を用いることにした。これは取扱が比較的容易であり、炉外で検出するのに十分な強度の γ 線を出すからである。また半減期の長いこと、安価なことなども有利である。

埋込位置は装入材料が衝突して最も損傷の激しい部分この部分は大ベルの下 5 ft の位置である、および最初の内張の残存部上 1 ft の部分である。この平面に 120° 間隔で 3 カ所に 8 millicury および 0.6 mc を配置した。

放射能の検出にはガイガー・ミュラー管を使用し、上部の Co^{60} を内張り内表面近くに埋めたので、このレベルで埋込位置の外側、炉殻表面に取りつけた。これの監視は現場事務所でできる。読取りは各出鉄前に行なうことにした。耐火物が損耗して同位元素が装入物と共に下降すれば、鉄鉄の放射能のチェックを行なうことにしてある。放射能は非常に希釈されおそらく人体には無害である。

作業者の安全をまもるためにフィルムバッジその他万全の策を講じてあり、また、最も強力な線源の外側でさえ 0.3 ミリレントゲンであり、AEC の許容範囲の約 $1/2$ である。このようにして放射能は溶鋸炉操業の問題の一つを解決するために安全に使用することができる。

(河合重徳)

— 製 鋼 —

ドイツにおける溶鋼の真空処理 (P. J. Wooding & W. Sieckman: Metal Progress 77 (1960) No.1 116~122)

Dortmund 法は大型鍛造品の酸化物介在物と水素による白点の除去を目的として案出せられた。溶鋼の吸上高さは 4ft 8in で真空室の上下の stroke は 2~3 ft, 1 回の処理時間 30 秒で全処理時間は 15~20 分以下で

ある。この間全溶鋼は少なくとも 3 回真空処理を受ける必要がある。

真空室は浅く広くし、かつこの中で溶鋼がよく攪拌されねばならぬ。また $2,900^\circ\text{F}$ まで加熱する必要がある。現在は最大入力 700 kW の黒鉛抵抗式加熱装置が利用されているが、3 相電弧加熱方式も試験中である。真空室の平均寿命 20,000 t, ノズルの平均寿命約 5,000 t である。耐火物およびノズルからの酸素の pick up はない。真空室の上下は水圧式である。

鋼中酸素量は処理中何時でも知り得るのでその制御が容易である。このことは例えば semi killed 鋼のごとく適量の酸素を必要とする場合特に重要なことである。清浄度については酸化物含有量が $1/3$ となりかつバラツキが小となるので極めて向上する。Al killed 鋼では casting 中に保護ガスを使用すると、この間の酸化が防げるので平均値は変わらないがバラツキが小となる。Al 添加量は軟鋼で大気 casting の場合 $2.5 \sim 3.0 \text{ lb/t}$ 使用していたものが、真空処理を施すと $0.8 \sim 1.2 \text{ lb/t}$ でよい。吸熱する Ni, Mo, Cr などは炉中に添加するが発熱性の Si は真空室内で添加する。清浄度の向上と共に機械加工性が向上する。一例では切削速度が 15% 増大し工具の寿命が伸びた。水素含有量は 2.0 ppm , ポンプ能力の増大と真空室の改良によつて最近では 1.6 ppm となった。窒素含有量も若干 (一例では 15~20%) 減少する。収縮孔は清浄度が向上し圧着が容易となるので Al killed 鋼で頭部切捨 12~16% のものが 5~7% で済むようになる。機械的性質は特に横方向が改善される。

費用は年間 50,000 t の装置で $\$5/\text{t}$, 500,000 t の装置で $\$2.75/\text{t}$ である。現在アメリカにおいても 40~200 t 装置および 10~60 t 装置を建設中である。(牛島清人)

電気炉工場における浸漬式高温計の応用

(William A. Buchovecky, Frederick C. Langenberg & William C. Kollman: Proc. Electr. Furn. 16 (1958) pp. 230~243)

製鋼工程の各段階で、浸漬式高温計により温度を測定し、これをもとにして作業を標準化している例は多いが、出鋼以後において浸漬式高温計を利用する例は少なく、光高温計を多く用いている。アメリカの Crucible Steel Company の Midland Works では、浸漬式高温計を用いて、炉中、出鋼温度を測定したデータから、 casting 温度を決定する目的の研究を行なっている。

報告によると、浸漬式高温計を用いて、25 t 電気炉の出鋼直前の熔鋼温度、取鍋中の温度、および casting 直後の鋼塊押湯の温度を測定し、これらから、出鋼から casting までの平均の温度低下を定め、他方 5 lb 小鋼塊を用いて、いろいろな鋼種の液相線温度 (凝固開始温度) を決定している。それらの結果から、ある鋼種の液相線温度に、出鋼から casting までの平均温度低下を加えることにより、結晶粒度、清浄度、偏析などを考慮した。最適出鋼温度の良好な第一近似を求めることができ、熔鋼をこの温度にコントロールし、かつ温度低下の条件をコントロールすることにより、正しい casting 温度を確保できる。そして、このような測定をいろいろな鋼種 (例として、302, 430 型のステンレス鋼をあげている。) について、25 熔解

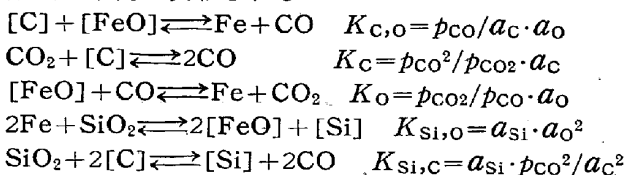
づつ行ない、平均値±2シグマの管理限界を与えている。

この研究で、鋳込直後の押湯温度を鋳込温度としているが、それは、鋳込中の流れに直接高温計を差しこんで測定した結果が低く、あやしげであつたからである。しかし、この報告に対する討論の席上で、N. L. Samways と T. E. Dancy は、280 t 平炉における研究をもとにし、鋳込流の温度が低く、あやしげであるということは、測定の方法の不備によるもので、測定法が正しいなら、鋳込流の温度測定を正しく行なうことができると反論し、Samways などによるデータを示している。また Samways などは、平炉は電気炉ほど出鋼前に過熱されることはないから、押湯での温度低下はそれほど急激ではないが、押湯温度が長時間一定であるという結果は、押湯温度は鋳込温度をあらわすものではなく、むしろ液相線温度をあらわすもので、Buchovecky などの結果のいくつかは、液相線温度を測定しているのであろう、といっている。(八巻雄三)

熔鉄中の C-O 平衡と Si の影響 (H. Schenck, K. H. Gerdorf: Arch. Eisenhüttenw. 30 1959. Aug. 451~460)

熔鉄中の C-O 平衡は製鋼の基礎反応として 1933 年 Vacher, Hamilton が 1620°C において $m=[C][O]=0.0025$ を与えて以来これまでも多くの研究がなされているが、著者らは石英坩堝中の熔鉄と CO-CO₂ 混合ガスとの平衡を測定し C-O 平衡におよぼす Si の影響について研究した。

50 kW/10kH₂ 高周波炉を用い、コイル中に graphite block をセットしこの中に細長い石英坩堝を埋め込み、熔鉄表面に混合ガス (CO+CO₂) を 0.3 mm 内径のアルミナ管を通して急速に吹きつけた。温度は graphite block 中に坩堝に近く埋め込んだアルミナ管の底を光高温計で測定した。試料採取は石英管吸上げにより約 8 h 平衡保持後 C, Si, O を分析する。本実験条件下ではつぎの諸式で平衡が表わされる。



ここで a_C , a_O , a_{Si} などの活量の値は、従来の多元素の活量係数の算出法にならない、既知の相互作用係数の値を入れて求めた。各平衡恒数は次式の如く表わされる。

$$\begin{aligned} \log K_C &= -5986/T + 5.917 & (1600 \sim 1680^\circ C) \\ \log K_O &= 6028/T - 3.228 & (\quad \quad \quad) \\ \log K_{Si,O} &= -11317/T + 1.518 & (\quad \quad \quad) \\ \log K_{C,O} &= 2.7060 & (\quad \quad \quad) \\ \log K_{Si,C} &= -11411/T + 6.995 & (\quad \quad \quad) \end{aligned}$$

本実験結果から 1600°C において、0% Si, $P=1 \text{ atm}$ における $(K_{C,O}) = p_{CO}/[\%C] \cdot [\%O]$ と C% との関係と求めると、0.1~1.1% C の範囲において Turkdogan らおよび Marshall, Chipman の結果とよく一致した。また $(K_{C,O})$ の値は Si が増すにつれて増大

し、C-O 平衡を表わす曲線は Si の増加と共に低下する。(井上道雄)

熔鉄と窒素の平衡におよぼす添加元素の影響 (II)

(H. Schenck, M. Froberg, H. Graf: Arch. Eisenhüttenw. 30 (1959) Sept. 533~537)

第1報につづきまず Fe-N 系について種々の N 分圧のもとにおける N 溶解度を測定した。アルゴン-窒素の混合割合は熱伝導度で測定した。さきに Matoba, Kasamatsu は 1600°C で Fe-N 系は Sieverts の法則から偏位することを示したが、本研究ではかかる傾向は認められなかつた。すなわち明らかに $N\%$ と $\sqrt{p_{N_2}}$ は直線関係を示した。この差異はさきの実験者が Ar-N 混合ガス中の N 定量の際 850°C のスポンヂチタンを用いたことによる誤差に起因すると考えた。本実験結果から窒素の溶解度と温度の関係を次式で示した。

$$\log K = -\frac{767}{T} - 0.95 \quad \Delta G^\circ = 3502 + 4.33T$$

Fe-X-N 三元系については Co, Cu, Ni, C の影響を 1 気圧 N のもとで 1550°C, 1600°C, 1650°C で測定した。Fe-C-N 系では温度の影響は極めて少なく、その他の場合は Fe-N 系のときと温度勾配はほとんど同じであつた。

つぎに C, Mo, S, Si を含む三元系について 1600°C で種々の N 分圧下の溶解度を測定した結果これらについても $\%N/\sqrt{p_{N_2}}$ の値は分圧に無関係であつた。従つて熔鉄中の N に対する第三元素 X の相互作用係数は N の分圧に無関係で、実験値から $e_N^{(C)} = +0.125$, $e_N^{(Si)} = +0.065$ を得たが最近の Maekawa, Nakagawa の値とよく一致した。

著者らの既報の N に対する酸素の影響についての結論を S や Se の影響にかんがみ再検討した結果、酸素の高い熔鉄の場合 N の吸収がいちじるしく抑制されおくれるため、その溶解度の値の算定が小に過ぎることが分つた。改めて Fe₂O₃ を添加した酸素の高い熔鉄についてみると、長時間 N の吸収が進み、酸素は Se, S と同じく N の溶解度に影響しないことが明らかとなつた。

多元系の例として、1600°C で Fe-Cu-Ni-N 系および Fe-C-Si-Ni 系について N 溶解度を実測した結果は、それぞれの相互作用係数を用いて計算した値とかなりよい一致をみた(井上道雄)

—加工—

新しい製管法 “ハイドロフォーミング”

(M. L. Samuels: Metal Progress 77 (1960) 69~74)

オーステナイト系ステンレス鋼の遠心鑄造によつてつくられる管は、良好な機械的、化学的性質を示すが、粗大な柱状晶が円周方向に伸びているために、普通の方法でつくられる管に比し、性質もやや劣っており、それが適用性には疑問があつた。この点を改良する目的で種々実験を行なつた結果、遠心鑄造した管を冷間で水圧により膨張させ、ついで再結晶のため加熱を行なうことによつて結晶粒の細い、良好な機械的性質が得られることが明らかとなつたので、この方法を “ハイドロフォーミング”

グ”と名付けた。

この方法の基礎実験として、AISI 304 を用い、i) つぎの加熱で完全に再結晶させるためには、どの程度の膨張を与えたらよいか、ii) 破壊させることなく必要な膨張を管に与え得るかどう、円錐状の引張試験片および 2% 間隔で 0~52% の伸びを異にした試料を加熱、再結晶させて調べた。必要な膨張量は内径最低 20%, 外径 40% で、外径 40% の膨張を与え得る肉厚はそれぞれ 8" 外径のものでは 1.30", 48" 外径のものでは 7.90" である。

なおこの方法の特徴として、i) はインゴットの段階がなくかつそれに続く製管工程がない。ii) 冷間で水圧により膨張を与えることはそれ自身水圧試験をしたことになる。iii) AISI 304, 316 ではこの方法により、靱性をほとんど低下させることなく反つて上昇せしめるとともに強度を約 20% 上昇させる。iv) 加熱により、加工硬化は除去され、ある種の炭化物は再溶解する。v) 穿孔、押出の如き高温加工が困難な二相あるいはフェライトを含んだ合金鋼をもこの方法によれば製管し得る。vi) 結晶粒は細く均一である。

この方法で 8"~40" のかなり広範囲の径で、長さ 16 ft 程度の管が工業的につくられている。

(松岡甚五左衛門)

一 性 質

変態調節ステンレス鋼 (K. T. Irvine, D. T. Llewellyn, F. B. Pickering: J. Iron & Steel Inst. (U.K.) 192 (1959) 218)

高力ステンレス鋼は航空機およびミサイル用として Al 合金に対抗するには少なくとも抗張力 110 kg/mm² を必要とする。しかしこのような高抗張力用としてはオーステナイトまたはフェライト系のステンレス鋼に冷間加工を施して用いるか、またはマルテンサイト系のステンレス鋼に頼る他はないが、これらの鋼はいずれも成型加工が困難で航空機やミサイルなどの多くの用途に適当な鋼種は見当らない。本論文で述べている変態調節ステンレス鋼はマルテンサイト変態が室温直下で起るようにその化学組成を選択し、軟いオーステナイト状態で成形加工を行なった後、-78°C のサブゼロ処理でマルテンサイト化せしめるか、あるいは 700°C の一次焼戻しで炭化物の析出によりオーステナイト基地の炭素および合金元素量を減少せしめて焼戻後の冷却中にマルテンサイトに変態せしめることによつて、鋼に 110 kg/mm² 以上の抗張力と非常に高い降伏比とを与えようとするものである。まずこのような目的から著者は最も適当な基本組成として 17% Cr-4% Ni を選び、種々の合金元素の影響をしらべている。延性、熔接性、耐蝕性などの点から C 量を 0.1% にして Mo および Mn を 2% および 3% 添加した 0.1% C-17% Cr-4% Ni-2% Mo と 0.1% C-17% Cr-4% Ni-3% Mn について述べている。ここで Mo と Mn とは鋼の Ms 点を下げる作用はほぼ同程度であるが Mo はフェライト生成元素であり Mn はオーステナイト生成元素である。すなわち 2% Mo の添加により 1050°C 溶体化処理で Ms は +30°C となるが 20% の δ-フェライトが共存し -78°C のサ

ブゼロ処理または 700°C の一次焼戻でマルテンサイト組織になり抗張力 99~140 kg/mm² 耐力 (0.2% 伸び) 70~100 kg/mm² の満足すべき機械的性質が得られる。-78°C でのサブゼロ処理は 700°C の一次焼戻処理に比較して抗張力、耐力ともに高く、その差はマルテンサイト中の C 量に原因している。3% Mn の添加では溶体化処理で δ フェライトが共存せず、-78°C でのサブゼロ処理では満足すべき機械的性質が得られるけれども 700°C での一次焼戻しではマルテンサイト化せず耐力 35 kg/mm² で非常に低く所期の性質が得られない。その原因は溶体化状態で δ フェライトが共存しないためであるとしている。Mn の一部を Mo で置きかえた 0.1% C-17% Cr-4% Ni-2% Mn-1% Mo (12% δ フェライト) は -78°C でのサブゼロ処理あるいは 700°C での一次焼戻しのいずれによつてもマルテン化し、すぐれた機械的性質が得られている。より高い抗張力を得るためには C 量を増すか、時効性を有する Al, Cu あるいは Co などを添加することが考えられる。しかし前記のような熔接性その他の点ならびに機械的性質の再現性の点から C 量を増すよりは時効性元素の添加が望ましい。そこで 0.1% C-17% Cr-3% Ni-3% Mn-2% Cu (6% δ フェライト), 0.1% C-17% Cr-3% Ni-3% Mn-1% Al (12% δ フェライト), 0.1% C-17% Cr-4% Ni-2% Mo-2% Cu および 0.1% C-17% Cr-4% Ni-2% Mo-2% Co の 4 種類の鋼について -78°C のサブゼロ処理あるいは 700°C での 1 次焼戻後 400~500°C に時効せしめたところ抗張力 140 kg/mm² 耐力 130 kg/mm² を得ることができた。

最後に①熔接性を向上させるために C 量を 0.07% 以下に下げる。②焼戻軟化抵抗性と高温強度を改善するために Mo を加える。③時効性元素を 2 種類組合せ添加することによつて過時効に対する抵抗性を与えるために Cu-Co と Al-Co の 2 通りの組合せ添加を行なう。④しかし Al-Co では Mo と Al の共存によつて、17% Cr-4% Ni-3% Mn の基本組成では α 生成傾向が強いので、基本組成を 16% Cr-5% Ni-2% Mo とする、などの観点からつぎの 2 種類の鋼を熔製した。δ 量は両者とも 14~15% である。

	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Al	Cu	Co
A 鋼:	0.06	16.4	5.14	2.09	1.81	0.88	—	2.03
B 鋼:	0.07	17.4	3.5	2	2	—	1.2	2

サブゼロ処理あるいは 1 次焼戻後 400~600°C での時効処理ですぐれた機械的性質が得られた。(伊藤六郎)

304 型ステンレス鋼の腐食におよぼすボロンの影響
(J. W. Farrell and P. C. Rosenthal, Metal Progress 77 (1960) 2, 101)

304 型ステンレス鋼におよぼす B の少量添加の影響は、粒界腐食に対する感受性を減少させることを報告したが、本稿では 304 型鋼における影響を調べるために、B を 0, 0.0007, 0.0037, 0.0063% 添加した試料につき、1975°F, 1½ h 保持後水中焼入を行ない、1000~1500°F 間に各 2 h の鋭敏化処理を行ない、65% 沸騰硝酸試験を行なった結果、0.0007% B の試料がいちじるしく腐食度が低下した。これは Simcoe などが報告している如く、B 原子は侵入型で結晶格子に入るには大 (以下 597 ページにつづく)

述べ、終戦後の原料使用状況、設備改善および技術改善の推移について記した。

今やわが国の製鉄作業は世界をリードしていると申して差支えないと思うが、さらに一層の発展をとげて、数多くの新記録を樹立し、国際競争にうち勝ち、わが国製鉄業の基礎を確固不動のものとするため、いささかでも諸兄の参考となれば望外の俸せである。

(昭和 35 年 3 月寄稿)

文 献

1) 和田, 白石, 小菅: 鉄と鋼, 40 (1954) 3, p. 181

- 2) 和田, 白石, 小菅: 鉄と鋼, 40 (1954) 8, p. 755
- 3) 和田亀吉: 鉄と鋼, 41 (1955) 7, p. 714
- 4) 和田亀吉: 工業教育, 第 4 巻
- 5) 和田亀吉: コークスサーキュラ, (1959) No. 3
- 6) K. Wada: Blast Furn. & Steel Plant, (1955) April
- 7) K. Wada: Iron & Steel Eng., (1957) March
- 8) Doi and Kasai: J. Metals, (1959) Nov.
- 9) K. Wada: J. Metals, (1959) April
- 10) 今尾, 水野: 鉄と鋼, 45 (1959) 12, p. 1321
- 11) 葛原, 芹沢他: 鉄と鋼, 43 (1957) 9, p. 941

(抄録 616 ページよりつづく)

き過ぎ、置換型で入るには小さ過ぎるため、格子欠陥の近くの場所に入り、この場所のエネルギーピークを下げるためであると説明される。この点は $0.0005\%B$ と考えられている。 $0.0007 \sim 0.00037\%B$ の粒界腐食度の増加は、 B 含量が 0.0005% より高くなると粒界の歪みが増加するか、 B 富化相が析出すると推測され、これらの鋼の高炭素含量と固有の炭化物析出の感受性のために粒界には、 B 富化相より、むしろ炭素富化相が析出し粒界腐食度が増加すると考えられる。 $0.0037\%B$ 以上では、粒界腐食度が急速に低下することは、上述の如く説明できないが、金相的に B 含量が増加すると、同じ熱履歴を

受けても、粒内析出が多くなり粒間析出の量を減少させ或いは粒界腐食を受けない B 富化相で置換するためと考えられる。つぎに $1250^{\circ}F$, 2h 鋭敏化した試料を Strauss 試験してみると Heuy 試験と同型の結果にならず、 B 含量の増加に従って順次、粒界腐食度が減少する結果となつた。この相違は良く理解できないが Heuy 試験と Strauss 試験の試料の幾何学的要素と鋭敏化温度が異なる事実の影響も考えられる。総括すると B 添加は粒界腐食度を低下させるが満足すべきものではなく、沸騰硝酸試験の標準として一般に用いられる。 $0.002 IPy$. 以下になるものは $0.0063\%B$, $100^{\circ}F$ 鋭敏化したもののみである。(堤 秀寿)