

抄 録

—製 鋼—

全塩基性平炉 (R. P. Heuer & M. A. Fay: Iron & Steel Engineer, Feb., 1957, vol. 34, No. 2, 95/118)

理想的な全塩基性炉はまだ建設されていないが欧米において発展されつつある全塩基性平炉、すなわち天井、前壁、後壁、ポートエンド、ダウンテーク、およびチェッカーの一部が塩基性の煉瓦で構成されている炉について報告されている。

冒頭には全塩基性平炉の歴史を回顧し、次で成功をもたらした諸因子として耐火煉瓦、平炉の構造特に塩基性天井の構成を述べ新型のメルツ式平炉の形状に準じた炉型の特徴を旧型と比較し、終りに全塩基性平炉の操業および経済性を論じている。

その概要は次の通りである。

1) アメリカにおける研究開発によつてもたらされた多くの構想がヨーロッパにおける全塩基性平炉と旨くマッチして現段階においては両大陸ともに成功している。

2) 全塩基性平炉の各部分に対し良質の耐火煉瓦が適用され、新しい内張りの塩基性煉瓦は設計上の変更と相俟つて全塩基性平炉の寿命を改善した。

3) 全塩基性平炉の構造設計の原則は、耐火煉瓦への最小の圧縮力と耐火物の最小の動きとである。すなわち一般的にいつて吊り天井の採用、突出した表面を廃止したこと、ばねによつて支えられた抱き受けにより天井の膨脹に対し適切な許容量を見込んだこと等が効果があつたが個々の場合に最も良い設計を選ぶには上記の原則を基にしてそれぞれの条件に応じて決定されるべきものである。

4) 全塩基性平炉はシリカ炉に比し 0~10% 少い燃料消費量で以て 10~25% 以上多くの鋼を生産し得るがその操業上の要点は下記のごとくである。

a) 供給燃料を増加し、かつ全溶解期を通じてこれを維持できること。

b) 迅速燃焼と高温の焔が得られるような炉体ならびにポートの設計を採用するとともに、より高温の焔に対し燃焼制御方式を改善したこと。

c) 燃焼に際し酸素を用いるとともに空気予熱温度を高めたこと。

d) 炉床面積および炉容を増加し、脱炭に際し酸素を多く使用したこと。

5) また、生産性を向上させ得た要因としてつぎの各項が挙げられる。

a) ほとんど修理を要しないで、天井寿命はシリカの約 2 倍であり、さらにポートエンドは塩基性天井の約 2 倍乃至 3 倍の寿命を有している。

b) 操炉期間を通じて蓄熱室の効率は優れており、全体的に煉瓦取替えの必要が少く、かつ修理が必要な時には局部的に早く補修し得る。

c) シリカ炉と比較して除滓が容易である上に迅速に

なし得る。

d) 完全に溶損してしまった部分だけを取り換えられるように、炉の各部分が独立して支持されているので修理の時間が短縮される(皆木忠夫)

弧光炉中の溶鋼の脱ガス (A. J. Texter: Electric Furnace Steel Proceedings 1955, vol. 13, 55~58)

水素、窒素を減少させるために不活性ガスアルゴン、窒素を吹込むことが行われている。またある工場では乾燥圧搾空気を使用している。Firth Sterling 工場ではつぎの 2 つの目的のために数年間乾燥空気を使用している。

(1) Control test を行う前の鋼浴の攪拌

(2) 溶解ガスの減少

直径 9ft の炉で Control test 前に 1¹/₂ 分間空気で鋼浴を攪拌すれば化学分析用の再現性ある試料を採取するに充分である。この事によつて化学組成範囲がより狭くてもそれに合わせる事が可能となる。鋼滓に対して空気はわずかに影響するがこれとても鋼浴組成を化学的に変化させてしまうほどではない。空気は BWC 500 Pittsburgh Lectrodryer で乾燥し炉前における圧力は 30 psi に保たれた。空気の露点は -60°F 以下に保つた。ランスは 3/4 in 20ft の空気ホースと 10 ft のパイプよりできている。鋼浴に吹込む場合鋼浴の底部にパイプを突込み鋼浴が良く攪拌するようにする。10 ft パイプは普通 2~3 分間で融けて終りになる。15000 lb の鋼浴に空気を吹込むと吹込み 1 分間当り約 10°F 温度が下る。それ故鋼浴温度は吹込直前少くとも 2950°F にしなければならない。

ある種の工具鋼、自硬鋼、不銹鋼のようにガス吸収の激しい溶解は出鋼直前にも空気で処理を行う。差物がすべて融けた後 5 分間吹込むのである。その後鋼浴よりスプーンで湯をくみとり 3in×3in×14in のインゴットを作る。インゴットを水冷した後頭部より 2in の所で厚さ 2in の断面を切りとり内面のガスの存在あるいは多孔性をしらべる。

溶鋼の脱ガスに用いられる新しい材料の一つに C24% F₂ 76% よりなるプラスチック (Polytetrafluoroethylene) がある。これは Solo-H なる商品名で知られている。600°F まで完全に安定で 600°F で始めて分解し F₂ を発生する。製鋼温度においても反応は充分おそく 1 個の浸漬で 40~90 秒の反応がおきる。この材料の脱ガス材としての効率は鋼浴深さが増せば増すほど大きくなるので取鍋で使用するのが最も良い。不銹鋼において H₂ が 0.0008% あつた時その半分を除去したという報告がある。t 当り約 20Z で普通は充分である。

(吉村恒夫)

弧光炉中の溶鋼の脱水素 (L. F. Barnhardt: Electric Furnace Steel Proceedings 1955 vol. 13 p. 58~69)

アトラス製鋼所で行つた脱水素についてのべてある。用いたガスは乾燥 N₂、A 乾燥空気である。1945 年

に脱水素用として乾燥 N_2 を用いた。黒鉛管 (長さ 6ft 外径 2in 内径 1/2in) を通して 60 psi で吹込んだ t 当り約 10 ft³ 使用した。黒鉛管はその後使用を中止し 5/16 in 内径の無被覆パイプを用いた。 H_2 による鎮静不良防止としての N_2 の最も効果のあつたのは 10 t 炉で 300 ft³ 吹込んだ時であつた。吹込み後ただちに出鋼する必要があつた。 N_2 使用で操業に大きな効果があつたが H_2 問題を完全に解決できなかつた。またバルブ鋼のカーバイトの逆偏析のため N_2 使用は最終的に中止しその代り A を用いた。air setting セメントで被覆した 3/4 in 内径のパイプを使用した。4in×4in×12in のインゴットを作りその結果をみて A を吹込んだ。1948 年 12 月乾燥空気を用いるため Lectordryer 装置を設置し A の代りに乾燥空気を用い始めた。乾燥空気は A、 N_2 と同様脱水素に有効である。乾燥空気は 25 psi の圧力で 250 ft³/分吹込んだ。出鋼前の脱ガスに用いる他に高合金鋼溶解において alloy test の前に鋼浴攪拌のためにも用いる。またこの鋼は H_2 鎮静不良になりやすいので還元期を通して全鋼滓表面に乾燥空気を送り込んだ。とくに湿度の高い時期には出鋼前、乾燥空気を取鍋に吹付けた出鋼中は連続的に溶鋼の流れのまわりに吹付け出鋼後取鍋中の溶鋼に吹込んだ。乾燥空気の露点の管理が肝要である。少くとも $-40^\circ F$ にすべきである。脱水素のための乾燥空気は現在あらゆる鋼種について用いているが 2, 3 例外がある。

(1) 321 不銹鋼： N_2 汚染の危険と外面偏析を一層ひどくするため望ましくない。

(2) バルブ鋼：カーバイトの逆偏析のため望ましくない。

(3) マグナフラックスで検査する航空機材料：乾燥空気吹込みによりわずかな酸化が起り、このことは Si が少しぬけることより明らかである。

これらの鋼にはアルゴンを用いている。

discussion の所でシリコンカーバイト製の多孔質プラグを取鍋底に取りつけ脱ガスする方法がのべられてある。(吉村恒夫)

— 鑄 造 —

テルミット法による鑄型設備の修理

(A. M. Hamilton; Iron & Steel, vol. 30, No. 2 (1957), p. 74)

この修理方法は Cambuslang の Clydebridge 工場で 1953 年 3 月以降実施され発展して来たものである。鋼塊鑄型の吊耳が欠けたり、スラグ鍋の底が少し破れたりしたようなわずかなことでスクラップとして処理されていたこれらの材料が鑄鉄製であることに着目してテルミット溶接法が採用されるようになった。

テルミット粉は 25% Al 粉と 75% の細粉ミルスケールおよび Fe-Mn, Fe-Si 等の粉末を混合したものでその発火温度は $1,300^\circ C$, Al は $2,500^\circ C \sim 3,000^\circ C$ で溶鋼にミルスケールを還元するようになっていた。そしてこのテルミット粉からは鋼が重量で 50% 造り出される。

テルミット容器は円錐を倒にした形状で鑄鋼を以て作られ、底部の中心には 1in 直径の孔があり内部は珪酸

ナトリウムで固められたマグネサイトで裏付けしてある。小さなマグネサイト製の指貫状のものはわずかなターバーが付きノズルの役目をする。そのノズルにはタッピングピンが挿入され、そのピンの頂部には丸いアスピストが置かれている。容器の頂部には小孔があつて少量の過酸化バリウムが入れられている。この過酸化バリウムをマッチで点火すると $300^\circ C$ で発火し $1,300^\circ C$ になるとテルミット粉が発火して、15~20 秒間にこの反応は完了する。そしてタッピングピンを上げるとノズルから $2,500 \sim 3,000^\circ C$ のテルミットメタルが注入されるわけである。以上の設備が例えば鋼塊鑄型の吊 (みみ) の修理に用いられる時、まづ溶接部分の補強のために酸素アセチレンバーナーで修理部分に孔を穿け、吊耳の原形にはほぼ一致させた形に煉瓦およびサンドモールドで型を造りそれらを鋼製の箱で囲む。次に破壊部分をガスバーナーで充分高温にまで、加熱してから予め計算された量のテルミットメタルが注入されることになる (少しばかりの過剰な量は押湯内に受けられる)。そしてその冷却には優に 1 晩を費やし、冷却完了後はその形状が適当に整えられる。この修理には鋼製の代りに中子箱が使用され、作業が標準化されるようになった。

鑄型の縦割には鋼製溝の箱の中にモールド砂をつめ、その割れの中に錫の薄片を入れてモールド砂の侵入を防いで置いてテルミット、メタルを注入する方法をとつた。また、割目の両側に孔を穿け、テルミットメタルでカスガイを作るような修理方法もとられたりした。

これらの種々の修理はいずれも簡単なもので低廉な費用で設備されるのでいちじるしい材料の節約になる。

このテルミット溶接部門はわずかに 3 人の人手を必要とするだけで (2 人の準熟練工と 1 人の溶接工) 設備も 2, 3 匁に過ぎない。しかして経験を重ねるにつれてますます複雑な修理にも手がつけられ、より容易により安価にできる方法が発見されるわけである。

結論として、ここに述べた修理はいずれの溶解工場でも大いに役立つものである。(谷 昌博)

— 加 工 —

軟鋼の繰返し歪時効 (B. B. Hundy & T. D. Boxall; Metallurgia, 55 (1957) 327, p. 27)

プレス加工、線引き等では、歪時効を繰返し与えるような場合があるので、このような時、鋼の機械的性質はどのような影響を受けるか調査した。

実験には、 $0.052\% C$ リムド鋼を不活性ガス中で焼鈍したものを用い、これを $12 \sim 16^\circ$ のダイス角を有するダイスで引抜加工した。まづ 1.2% の加工を与え、これを時効してから引張試験をした。時効は室温で 2 年間おこなうとほとんど変化なくなる。これらの試料をふたたび 2.0% 加工しても伸び、抗張力はほとんど変わらない。しかしこれを再度時効すると、強度は増し、伸びは減少する。このことから時効は 2 年間でほとんど完全におこなわれるが、さらに塑性加工すると、ふたたび時効を起すようになる。これに対し一度に 3.2% の加工をして、時効すると、中間で時効処理をしたものに比べ、機械的性質の変化が少い。この点に関し、さらにくわしく研究するため、次の実験をおこなつた。

加工度 1.0%, 2.2%, 1.2%, 1.8% の 4 回の引拔で合計 6.2% の加工をおこない、これを次の 3 つの方法で試験した。

1) 各引拔後に時効し、引張試験。2) 時効せずに引張試験のみを各引拔後におこなう。3) 最終引拔後のみ時効。この結果、冷間加工により伸びは減少し、強度は増加するが、時効処理をおこなうと、これらの傾向をさらに強める。一般に時効は、少量の加工で機械的性質に大きな影響をおよぼす。各引拔後に時効したものは、最終引拔後のみ時効したものに比べ、性質の変化が大きい。また各引拔後の時効による変化は、前の加工の大きさに比例するようである。

これらの現象は、転位論によつて説明がつく。すなわち塑性変形をおこなうと、CあるいはN等の溶質原子の“アトモスフェア”に釘付けされていた転位が、それらの原子から離れてゆく。これを時効すると、ふたたび溶質原子は転位のところにひきつけられて降伏点を再現する。さらに時効が進み、ひきつけられる原子の数が 1 原子面当り 1~2 以上になると、それ以上の余分な原子は転位に沿つて拡散し、何が拡散を妨害するものがあるところに析出する。この析出物が硬化の原因であり、析出は転位密度の大きいほど、換言すれば、加工の程度の大きいほど大きいから、時効による変化が、前の加工の大きさに比例することが説明される。また析出物は加工硬化速度を増加するので、加工により生じる転位の数は、前の加工から次の加工に移る間に時効した方が多い。すなわち各引拔後に時効した方が、機械的性質の変化の大きいことがわかる。(三角親慶)

一 性 質 一

Ni-Cr 合金鋼の焼戻脆性について

(G. Bhat and J. F. Libsch: Journal of Metals, (1957), 9, Jan, p. 20~22)

Ni-Cr 合金鋼 (SAE 3140) を焼入後焼戻をする際に (1) 495°C 中心, (2) 675°C 中心の二つの温度範囲において脆性を発生しこれらの脆性はそれぞれ異つた機構で進行すると考えられる。すなわち 495°C における脆性は主としてある種の析出物の核の発生およびその生長、または溶質元素のオーステナイト粒界への偏析によるものであり、さらに高温度に保持する場合は、溶解度の増加にともない析出物が溶解し脆性が漸次除去され、675°C に 5 分間も保持すれば大部分除去されて、爾後の高温焼戻にはほとんど影響を与えない。一方 675°C における脆性は、初めの短時間保持中はその兆候も見えないが、時間の経過とともにフェライト結晶粒界が漸次明瞭に発達するにおよんでこの粒界へ溶質元素が再配分を初め保持時間の増加とともに脆性が進行する。すなわち無脆化状態の遷移温度は -87°C であるが 675°C 100 時間保持後には -29°C となる。この 675°C における脆性は、永久的組織変化をともなうので、675°C にて脆化後の 495°C における脆化にはこの前処理が影響をおよぼし、初めから 495°C にて脆化せしめた場合よりも遙かに脆化速度が低下する。すなわち試料を 675°C にて 50 時間予備処理を行つて脆化せしめると遷移温度は -38.5°C となり、つぎに 495°C に再加熱すると初めの 10 時

間までは脆性はほとんどせ進行ず遷移温度は一定で、さらに長時間保持すると初めて遷移温度の上昇を示し、24 時間後には -29°C、50 時間後には -23.5°C、100 時間後には -12.2°C となる。これに対して焼入後直接 495°C にて脆化せしめると、5 分後には遷移温度が -87°C であるが、10 時間後には早くも -38.5°C となり、以後急激に上昇して 100 時間後には +26.5°C となり、前者より 38.7°C も上昇する。予備処理がつぎに発生する低温焼戻脆性の発生速度を減少させる斯くのごとき現象を応用することによつて興味深い熱処理方法を発見し得るものと考えられる。一般的に無脆化状態は 650~680°C にて 30 分~1 時間焼戻後急冷することによつて得られるが、必要条件は高温焼戻を行うということよりもその焼戻時間を制限するということである。(吉田勝彦)

シート・パイルの脆性破壊 (W. A. Morgan and R. C. A. Thurston: Metal Progress, 71 (1957) 3, 86~91)

カナダにおける過去 8 ケ年にわたる調査の結果、港灣用シート・パイル折損事故例は次の 3 型に分類出来ることが判明した。すなわち、

第 I 型 打込作業中の折損—パイル取扱のため火焰切断であけた孔から割れが進行するもの。

第 II 型 使用中の折損—火焰切断であけた排水孔・ボルト孔などから割れが進行するもの。

第 III 型 疲労クラックに起因する脆性破壊であり、破面は総てパイルの面に直角で、絞りや剪断破壊の跡がなく、明瞭な貝殻状模様があるという脆性破壊に特有な様相を示していた。第 I 型は一端がウェーブに始まり縦方向に数 ft もある破断であるが、第 II 型はこれより短く、特定の方向性は存在しない。また第 III 型は完全にウェーブからウェーブへ横断しているものである。

調査試料は多数のメーカーによる種々断面形状のもので、ウェーブの厚さは 3/8 in から 1 in に及んでいるが、21 例中 16 例は普通中炭素鋼であり、合金鋼の場合は 0.5~0.8% Cr あるいは 0.4% Cu を含んでいる。調査事項は化学分析・引張試験・衝撃試験などである。

引張試験片は 0.505 in ϕ \times 2 in (標点距離), 1 1/2 in \times 4 or 8 in (標点距離) の 3 種としたが、破面は劈開破断をした 2 例を除いては総て延性剪断破壊をしている。この 2 例には腐蝕孔に起因すると思われる表面欠陥が認められ、これがノッチとして作用したために脆性粗面を生じたと考えられる。これを確認するため表面を切削した上で再試験を行つたが成績は非常によく、劈開破断の形跡は認められなかつた。

シャルピー衝撃試験片は標準の 0.394 in 角、若しくは 0.325 in 角とし横方向に試片し -40~+300°F の間で試験を行つた。

合金鋼の試験結果で特筆すべきことは打込作業中に折損したものの原因は低温脆性破壊に帰せられ、クラックはパイル上端に火焰切断で穿つた不規則な形の孔から進行しているというところである。但し Mn/C の高い試料は打込錠の跡がいちじるしく強くついているにも拘らず破損の徴候がみられない。この理由として以下のものが挙げられよう。

(1) パイル取扱い用の孔が丸く、滑らかでしかも他の例より中央部に近い処にあけてある。(2) ウェブの厚さが僅か 3/8 in で、このため圧延後の結晶粒子が細かい。(3) C%が比較的 low、Mn/C が高い。Mn/C が同じである例に対しては Cu% の高いことが有利になつていられる。

0.056~0.111% P を含む炭素鋼パイルは打込作業中の事故は報告されていないが、パイル下端の火焰切断による孔にクラックが発生し、使用中前述第Ⅱ型の折損事故を起す。試験結果によるとこれらは 0.375 in とゆうように薄いものでも切欠脆性があり、遷移温度は吸収エネルギー 15ft-lb として 82°F であり、冬季水温より約 50°F も高い。また Mn/C は一般に高い値を示している。

第Ⅲ型に属する例は2通りに細分され、一つは疲労のみによるもの、他は疲労のクラックから起つた脆性破壊である。この種試料の採取された構造物は約 15 年前に建造されたもので、パイル背後の土壌は流失し、冬季の風波の強い時はパイルが震動していた。しかも折損は折込作業中の不注意によるものでないことは特記すべきことであろう。腐蝕孔と土壌の流失が主因と考えられようが、使用温度における切欠に対する延性が充分強ければクラックの伝播を防止し得て大事故に到らなかつたことと思われる。

筆者は最後にシート・パイル用の鋼材としては低 C、高 Mn の材質のものが要求されようと思つてゐる。

(上正原和典)

燐酸塩被膜を施した鋼の脆化防止法

(H. P. Weinberg and T. J. Capello: Metal Progress, 71 (1957) 4, 78~81)

本実験に供した試片は 3/8 inφ の高抗張力鋼 FS4340 (0.40% C, 0.027% P, 0.015% S, 0.68% Mn, 0.23% Si, 1.80% Ni, 0.83% Cr, 0.25% Mo) を 2 1/2 in の長さに切断し、中央部 1 1/2 in を 1/4 inφ に切削したものである。これを 1550°F の塩浴槽中に 1 h 保持してから 125°F の撈拌油で焼入を行い、後室温まで空冷する。焼戻は 3 グループに分けてそれぞれ 400°F × 1 h → HrC 52~53, 600°F × 1 h → HrC 48~49, 875°F × 1 h → HrC 41~42 となつてゐる。これらに 0.003 in R を有する切込深さ 0.0375 in の 60° V ノッチをつけてから MIL-C-16232 に従つて被覆処理を行う。被膜は Zn 基 Mn 基の 2 種類とし、前者の溶液の濃度は 2.0~2.2 ポイント (中和に要する 0.1 NaOH のモル数) の酸を含む 12 ポイントの標準強度のものである。浴の Fe 含有量 0.2~0.3%, 温度 205°F に 15mn 浸漬すると最低 1500 mg/ft² の被膜が形成されるが、これを水 100gal 中 7oz の CrO₃ を含む酸化クロム熱溶液により不働態にする。Mn 基の場合の溶液濃度は 5.0~5.5 ポイントの酸を含む 30 ポイントの標準強度のものである。Fe 含有量 0.3~0.4%, 200~205°F で 30 分処理すると最低 1,000 mg/ft² の被膜を得るから前記と同様にして不働態にする。

試片はリングにより静引張荷重をかけて破断試験を行う。リング外側のナットを締めると荷重がかかると共にリングの径が変化するため、予め計量しておいた荷重—

撓曲線から荷重が求められる。

破断試験の結果 220°F × 1 h の時効処理を行つた試片は被覆前の切欠引張強さの 90% に於ても破断せず、有効と判定された。

さらに、常温においても脆性の原因となるものが逸脱し得ると考え、室温で 0.5 h, 3 h, 5 h, および 24 h 時効せしめた後、リングにより被覆前の切欠引張強さの 90% 並びに 70% の荷重で試験を行つた。

875°F × 1 h の焼戻を行つて HrC 41~42, $\sigma_B = 200,000$ psi にした試片は直ちに試験リングに 100 h かけても破断せず、時効処理は不要と認められたが、他の温度で焼戻したものは脆性を示し、破断応力が被覆前の切欠引張強さ 70% であつても被覆後 30mn 以内に試験すれば、被覆前の引張強さ 90% の応力を 100 h かけても破断しなかつた。

以上の実験の結果、燐酸塩被覆による脆化は室温で 24 h 若しくは 220°F で 1 h 時効させることによつて防止出来ることが判明した。(上正原和典)

W-Cr 鋼の 700°C 以下における炭化物の析出について (Kehsin Kuo: J. of the Iron & Steel Institute, 185 (1957) 3, p. 297~303)

Cr と W は周期律表では同じグループに属するが、Cr 鋼における炭化物とその挙動は W 鋼のそれとはいちじるしく相異なる。それで Fe-W-Cr-C の四元系に表われる炭化物における W と Cr との相互の影響を調べることは理論的に興味のあることである。本稿には 15% W, 12% Cr まで含有する W-Cr 鋼を電解分離して炭化物を抽出し、X線分析と化学分析で炭化物の性質と挙動を追求した結果を報告している。この電解分離中に陽極残渣中に非晶質の W の酸化物が混入するので、熱い 10% NaOH 溶液で処理して酸化物を除去している。以上の様にして 700°C 以下で析出する炭化物の組成と挙動を総括するとつぎのごとくである。

(1) Fe-W-Cr-C の 4 元系には何等新しい炭化物は析出しない。そして析出するいずれの炭化物もそれぞれ W 鋼, Cr 鋼において表われる炭化物と同じである。

(2) M₂₃C₆ は Cr を 45%, W を 97% まで固溶し、M₂₃C₆ は Cr を 65%, W を 20% まで固溶する。然し M₇C₃ 炭化物は Fe の外に主として Cr を含有する。また M₆C 炭化物は主として W を含有する。

(3) W-Cr 鋼においては Cr は M₆C 炭化物の形成を阻止し、M₂₃C₆ 炭化物の形成を促進させる。

(4) 少量の W の存在は M₂₃C₆ の析出の原因となりこの M₂₃C₆ は相当量の Cr を固溶するので、これと平衡状態にある M₇C₃ の存在の可能性を減少させる。

(5) 平衡状態では M₂₃C₆ は W と C の比の低い鋼か或いは高 Cr 含有量の鋼に存在するが、M₆C は W と C の比の中程度か或いは高い鋼に存在する。

(6) 焼戻によつて起る炭化物の変化は高 Cr 鋼では M₃C, M₇C₃, M₂₃C₆ の順に起り、高 W 鋼では M₃C, M₂C, M₆C, M₂₃C₆ の順序で起る。これらの中間の鋼では上記 2 つの炭化物の変化の色々な組合せで起る。W と Cr はそれぞれ特有の中間相として M₆C と M₇C₃ とを別々に形成する。(上野 学)

トーマス転炉における吹錬性の向上

(B. Trentini, P. Vayssière, D. Jorre & M. Gombert: Rev. Mét., 54 (1957) 2, pp. 147~158)

トーマス転炉において、吹錬性を向上させるためには炉のプロファイルのような流体動力学的な面からも対策があるが、この実験は、エタブリスマン・ド・ヴァンデル社の Moyeure 工場における 19 t 炉を使用し、送風に粉石灰を混ぜて送風量記録計のデータから検討したものである。石灰はねじポンプによつて送風管に送り込むが平均成分は CaO 88~90%, SiO₂ 2%, S 0.15%, 粒度の累積度数曲線によると、 $<500\mu$ が 90%, $<100\mu$ が 60% である。転炉の羽口孔 (14.5mm ϕ) は 212ヶ、マグネシヤスタンプであつて、鋼浴深さは 560mm となる。溶銑の平均 Si, P はそれぞれ 0.50, 1.65% である。この試験は 150 チャージほどであるが、吹込石灰はチャージごとに 175~700 kg (全所要量の 7~32%) を使用するが、初装入が増すほど全量を同一にして吹込量を減ずる。これは精錬初期にはほぼ瞬間的に装入されるが、200~400 kg/mn, 或る場合には 700 kg/mn となる。

まず、初期 Si 0.4~0.5% において、一般に瞬間送風量が 4 期に変化するが、第 1 期に急に増し、第 2 期に激減してから第 3 期には徐々に増し、仕上げの第 4 期にはほとんど変わらない。したがつて、限界送風量に極小値 (Q_L) ができるが、これは本炉の最低許容風量 210~220m³/mn を割つてはならない。たとえば、石灰を吹込まない標準法に較べ、350 kg/mn の石灰によつて、 Q_L は 270 から 500, 吹錬時間は 39.7 から 30.5sec/溶銑 t, また 700kg/2mn の石灰によつて、 Q_L は 240 から 500, 吹錬時間は 40.1 から 29.8 sec/溶銑 t となる。この石灰は反応性が高く突沸が防止される。全石灰の 11~14% に相当する 250~300 kg の吹込が、 Q_L にとつて効果的であるが、炉底寿命にも好結果をもたらすようである。

つぎに、初期 Si% を変えるため、0.8% 以上はナベにフェロシリコンを投入して 1.6% まで増した後、 Q_L を調査したところ、石灰 700 kg の吹込によつて、泡立ちによるスラッグ容積の増大が抑えられて突沸がなく、最低許容風量を割ることもない。したがつて、ライニング寿命の半分まで使用したところで Si 0.75%, 新しいライニングにおいて 0.60% まで許容できる。また、溶銑のオーバーチャージも可能にするが、15% ほど増してもよいけれども、鋼浴深さが 650mm となつて鋼中 N が増す恐れがある。ただし、O₂-CO₂, O₂-H₂O 法や酸素富化送風などの対策がある。なお、所要石灰の全量を吹込むと、転移期の P が減つて鋼中 N が増し、また仕上げ温度が上昇すると、石灰吹込の如何にかかわらず鋼中 N が増す。しかし、初期 Si 0.50%, 仕上げ温度 1615°C において、鋼中 N のヒストグラムをとると、石灰吹込まず、350 kg (16%), 700 kg (32%) 吹込のおのおのに対し、平均 N が 0.010, 0.0108, 0.0125% である。さらに、初期 Si% が高いほど N の過剰吹込がなくなる。(松下幸雄)

高力熔接鋼 (W. Barr; Iron & Steel Nov. 1956, (vol. 29, No. 12), pp. 519~522)

圧力容器に用いられて来た熔接用鋼板は容器の所要圧力増大に伴つて最近はかなりな厚さが要求されるようになった。この熔接鋼は過去数年間 C-Mn 型の鋼から分れず一つの方向に向つて進歩改良を重ねられて来たけれども、C:Mn 比の調節によつてなされることはやはり限界があつた。

例えば、5 $\frac{1}{2}$ in 厚さで 20 t の重量にのぼる鋼板は少なくとも 35 t の鋼塊から圧延されねばならず、従つてこのような重量の鋼塊になるとその底部と頭部とが必然的に C 量の相違をきたし、この C の不均一性が熔接を困難なものとしてしまつた。したがつてこの困難を打開するためには、いわゆる低 C の合金鋼を使用して、その C の偏析を最小におさえて、薄い鋼板やシート型の低 C 合金鋼の使用によつて理想的な高力熔接鋼を充分に利用することの必要に迫られるようになった。

“Ducol W30” の商標をもつた Mn-Cr-Mo-V 型鋼は単純な Mn-Mo 鋼から進展したもので、いわば準空冷鋼といつた新高力熔接鋼である。

この鋼の特性は熔接の際、極端に急冷してもその熱影響帯のオーステナイトはすべてマルテンに変態する。しかしながら比較的低い C 量のために、その硬化程度は緩やかで、焼戻によつて軟化し易い。しかして準空冷鋼であるため、抗張力は C 量に余り左右されず、またすこしばかりのマルテンが急冷によつて形成されても熔接の熱影響帯に過度の硬化やそれによる焼割の危険がもたらされるには余りにも C 量が低過ぎるわけである。そしてこの準空冷鋼の特性はその焼入性がノルマライズの温度を上昇させて増大できることである。

この鋼は最初 18 lb の高周波実験炉で熔製され、Mn, Cr, Mo, V の種々の配合についての焼入性および機械的性質が研究された。この鋼の二つの最も重要な性質は抗張力と熔接性で幾多の熔製経過からつきのごとき範囲の規格が定められるようになった。

	C%	Si%	S%	P%	Mn%	V%
標準成分	0.15	0.15	—	—	1.3	0.5
特殊成分	0.17	0.30	0.05	0.05	1.50	0.70
	Cr%	Mo%	Ni%			
標準成分	0.26	0.08	—			
特殊成分	0.28	0.10	0.30			

この Ducol W30 (3 in~6 in の厚さ範囲で) は厚さ 1 in につき約 1t/in² の抗張力を減ずることが示された。また 1t/in² の抗張力の増加は約 0.025% C が 0.1% Mn の増加によつてもたらされるということである。

この準空冷鋼たる Ducol W30 が普鋼と異なる点は抗張力がノルマライズ温度によつて影響されることで、6 in 厚さの鋼板はノルマライズ温度を 850°C から 950°C に上昇させることによつて約 2t/in²; 2 in 鋼板では約 8t/in² も抗張力があげられるのである。この性質は圧力容器の材料として重要なことはあきらかである。将来、熔接作業の進歩は合金含有量の増加を許容するであろうが、これは使用される鋼の降伏点、抗張力を増大させる結果にはかならない。しかしてこの準空冷鋼のつぎの段階は抗張力の増大ではなくてむしろ降伏強度の充分な活用にあると考えられるのである。(谷 昌博)

— 雑 —

原子力工学における鋼の役割 (C. L. Huston, Jr: Mech. Engr, Apr., 1956, vol. 78, No. 4 329/330)

原子力の発達に伴い、鋼に対するあたらしい用途が作り出されつつある現状を概観している。

原子力関係の鋼の用途を列記すると

1) 原子炉: 重要部分を支える構造材料, 炉の外殻, 炉を収容する建物の骨子, 配管, 熱交換器, 附属機器およびその部品等,

2) 発電用: 配管, タービンフレーム, 発電部分, 動力伝達系, 分裂生成物貯蔵槽, 等

3) 推進用: 艦船の構成部品, 他

また, ラジオアイソトープの利用面として厚み測定計によるシートおよびストリップの連続生産における自働制御, コークス中のSの比率決定, 製鉄上のSの調整等が実用化されており, 照射による性質の変化に対し固態物理学上の研究の必要を述べている。

原子炉設計への鋼の応用に対し, さらに検討を要する因子として次の各項を挙げている。

- 1) 高温における物理的強度の諸性質
- 2) 溶接部の高温の疲労強度
- 3) 各温度における熱伝導度と比熱
- 4) 高温における熱膨脹係数およびその変化
- 5) 放射線障害および中性子密度の変化
- 6) 溶接部やクラッド部断面の機械的性質および疲労強度

さらにアメリカおよびヨーロッパの各国における原子力発電の計画を述べ, アメリカにおいては今後 10 年間に電力消費量の 10% までが原子力発電に依存するようになるかと予想している。

最後に原子エネルギーをとり入れるべき合理的な努力を傾倒する必要性を強調し, われわれが鋼をよりよく理解しさらに進んだ可能性を認識すればするほど, 原子力工学におけるその役割も益々大きくなるであろうと結んでいる。(皆木忠夫)

工場見学記

680 ページよりつづく

夜のお江戸コース (第 18 班 32—4—5)

東京駅集合 5 時 20 分。“日本鉄鋼協会”のピラ 2 本は眼前の丸ビルに比較してやや小さい。生れて初めての夜のお江戸見物である, 心も軽く財布も軽い。いよいよ車は 30 人の希望をのせて発車オーライ! ストップ! 協会事務局のある老人がこのこのこ馳せつけた。遅れること 10 分。これ位落付いていれば電車内に物を忘れるようなことは決してしないだろうと感心した。車は神保町を経て鈴本演芸場。落語を 1.5 幕。やつぱりラヂオやテレビより面白い。何よりお客の顔が面白い。車は吉原へ。せめて一生に一度は観たいと夢にも忘れなかつた吉原での下車 30 分, 引手茶屋は松葉屋, 200 年の伝統の誇りが額のしわに浸みこんでいるという幫間, 芸者の踊りや, 囃子に我を忘れるひまもなく, こちらはカメラのシャッターも切らねばならぬ。

“この橋が吾妻橋, 左に見えますのが有名なアサヒビール。こころで一寸一杯……と申し上げたいのですが時間がありませんので……”のバスガールの失笑させる案内も余り気にならぬ。それもその筈, バスは“いつも柳の下にどぜうのいる”“角のどぜう屋”胸形どぜうに近づいている。花よりダンゴ。そうそう今日はお昼ぬきだつた。“家をでた時に迎え水で 3 合それからバスにゆられた……”のではたまらない。チャンと 1 本つけてある。この 1 本が有難い。1 本飲んだらまた 1 本! それに 160 年前のどぜうだ。うまさが違う。そこらのミーチャン, ハーチャンのどぜうとわけが違う。丸橋忠彌の酒息のかかつたどぜうだ。天下を奪い取ろうというどじうだ。規定外 5 本をこつそり平げ, あーなーチャンあと 1 本! なに時間ですつて, いつの間に 1 時間たつたのかわからぬ, 再び遊覧バスの人となり, 十人並以上の顔立ちと俗謡の中々うまいお上りさん向けバスガールの案内振りに一同みせられ“御質問がなければ只今の有益な御案内に対し拍手を以て感謝の意を表しますパチパチ”と歓を尽して車が振り出しの東京駅に帰つたのが午後 10 時頃であつた(東京工大染野記)