

## 抄 録

## —耐火物—

高純度  $Mg(OH)_2$ 、緻密質セラミックスのよい出発原料 (C. E. WILLIAMS: *Ceram. Age*, (1965) 3, p. 38~39)

高純度マグネシア耐火物 ( $MgO$  98.44%,  $SiO_2$  0.01%,  $Fe_2O_3$  0.006%,  $Al_2O_3$  0.003%,  $CaO$  0.09%, B 200 ppm, BeN.D.  $SiO_2/CaO=0.11$ ) を  $Mg(OH)_2$  から製造する方法について記述した。

先ず高純度  $Mg(OH)_2$  を仮焼し  $MgO$  を生成させる。これは  $Mg(OH)_2$  を  $1" \times 1/2"$  の成形体にし、 $140^\circ F$  で 12hr 乾燥させ、30hr かけて  $1350^\circ C$  にして 6hr 保持し、36hr かけて冷却し、 $MgO$  塊を得る。

次にこの  $MgO$  塊を粗砕し、 $6^\circ C$  で湿式粉碎 48 hr 実施し、泥漿を得る。冷間粉碎により水和反応が常温時よりおそくなり、 $MgO \rightarrow Mg(OH)_2$  の反応がほとんど生起しないので、 $MgO$  粉の粉碎が可能になる。

第3番目は鑄込で、石膏型を使用し、離型剤は分光分析用カーボンを使用した。

最後は焼結で Harrop Supper Kanthal 炉で  $1550^\circ C$  にて 16hr 加熱した。

焼結体の密度は 3.44, 全気孔率は 4.11%, 収縮は 11.4% であり、理論密度の 96% のものが得られた。

$Mg(OH)_2$  は仮焼により生成した  $MgO$  が冷間粉碎されること、通気性のない焼結体が比較的容易に得られること、鑄込性がよいこと、白色に焼き上ることなどによつてきわめて良好な  $MgO$  耐火物の出発原料である。(図6, 表2, 文献2) (宗宮重行)

## —製 鉄—

## Granite City Steel の溶鉄炉燃料吹込

(George W. ENGLAND & L. A. KLINE: *Blast Furn. & Steel Plant*, 53 (1965) 1, p. 31~35)

溶鉄炉への燃料油吹込は 1958 年に開始され、最近はいくつかの所で採用されている。本稿は Granite City Steel での実験について述べたもので、Granite は、軽油の代りに重油を吹込んだ最も早かつたものに属する。

初期の実験は A 溶鉄炉で行ない、良好な見通しを得たが、定量的結論は得られなかつた。しかしこの間に重油吹込用ランスとして良好なものが開発された。すなわち初期には重油を十分霧化することができず、ガス洗滌機部にカーボンブラックのたまる現象が生じたが、吹込羽口数を減らし流速を上げることおよび羽口内面 1 in. の位置まで重油吹込パイプを突出させ、良好な状況が得られるようになった。

この結果をもとにして B 溶鉄炉 (炉床径 28 ft, 有効内容積 46,893  $ft^3$ , 羽口数 20, カーボン炉床) で実験を行なつた。吹込用設備は 60,000 ガロンタンク (2~3 日分), 25 GPM ポンプ, スチームヒーター,  $2\frac{1}{2}"$  給油配管, 流量調整弁などで構成されている。送油量は、

送風量のわずかな変化には応答せず、大きな変化にのみ応じて調整する。吹込量の調整には空圧制御弁を使用するが、操作のほかにパーズ用空圧配管があり、操作圧に事故のあつた場合にはパーズ用空圧により、自動的に送油を停止し、配管内に残留する油をパーズする。ランスパイプは時々カーボンで閉塞されるが、パーズ圧力を上げ処理することが可能である。ランス取換には 5~30 min を要していたが、ボールジョイントユニオンの利用で 5 min 以内で取替が可能になつた。鉸滓羽口の上にあるダイヤフラムの故障は、Mason-Neilan 耐熱性タイプの使用により解決した。B 炉の燃料吹込は満足すべき状態で行なわれている。

B 炉での重油吹込は、1963 年 2 月から 500 GPM で開始、次第に増加し、最終 800 GPM に達した。3~6 月の 4 ヶ月間の操業結果を、その前年の 3~4 月の操業状況と比較した。得られた結果を要約すると、出鉄量が平均 213 t (12.5%) 増加し、コークス使用量は 221 lb/t 減少した。これには重油吹込以外の要因の影響もある。熱風温度、鉸滓量、送風湿分の影響などを補正すると、減少量は 149 lb/t になる。また重油吹込操業時には炉況が非常に安定し、送風停止、棚吊などの著しく減少することが認められた。(河合重徳)

## —製 鋼—

放射性トレーサー法による鋼中の Ce, S および C の分布 (A. A. COCHRAN & V. R. MILLER: *Proc. Electr. Furn.*, 21 (1963), p. 88~98)

[マクロ的放射線写真撮影法] 試料 50 g をアルゴンガス雰囲気中で溶解し、放射性元素  $^{141}Ce$  および  $^{35}S$  または放射能を帯びない Ce および S を添加してそれらの元素の分布状態を調査した。添加量は 13~80  $\mu$  curies で成分的には Ce 1.0%, C 0.40%, S 0.14%, Al 0.20% であつた。溶解後の鋼塊とルツボはそのまま種々の断面で切断し、樹脂に埋込み後研磨した。この研磨面を金属写真撮影板上に乗せ、暗所に 6~7 日放置して放射線写真を撮る。この写真により、鋼塊中には Ce に比して S が多く入り、またルツボ中には S に比して Ce が多く存在しているのがわかつた。

[ミクロ的放射線写真撮影法] 鋼塊から採取した試片を樹脂に埋込み研磨する。試験面に厚さ  $3\mu$  の Zapon 保護膜\* をはりつけ、その上にフィルムを乗せる。フィルムは厚さ  $5\mu$  の写真用エマルジョン、その裏付けである厚さ  $5\mu$  の浸透性ゼラチン層からなる。露出時間は放射線強度に応じて 2~32 日で、フィルムは試片上で現象、定着し検鏡する。Zapon 膜が金属表面の腐食を防ぐ。これにより硫化物、炭化物介在物の存在域また表面部の脱炭がわかる。これらの精度は約  $10\mu$  である。

[放射化分析法] 研磨面の放射線量を測定して、成分の分布状態および重量%がわかる。試験面の平方センチ

\* 商品名

メーター当りの毎分のカウント量により放射能元素の分布状況がわかり、また化学分析などで予め補正值を求めておき元素の重量%がわかる。この方法で Ce 処理鋼中の S 量が百分の数%、Ce 量が千分の数%であることを知った。ルツボを粉碎し、その少量を計量して薄く平らな層にしカウント数を測定した。Ce の 90% 以上、S の 16~44% はルツボ中へ移動していた。化学分析では Ce の 90% 以上、S の 20~49% という値がえられ、放射化分析値とほぼ一致した。また  $^{35}\text{S}$  を含む鋼の溶解中に発生する  $\text{SO}_2$  ガスを希  $\text{NaOH}$  で採取して、 $\text{SO}_2$  量がわかる。S の場合は  $10^{-8}\text{g}$  以下の量でも分析可能である。

(上正原和典)

### 真空タップ脱ガス法

(J. M. FORD & A. C. MAGER: Proc. Electr. Furn., 21 (1963), p. 118~131)

真空タップ脱ガス法は流滴脱ガス法の一形態で、炉からのタップと真空操作とを結合させたものである。

【装置ならびに操作】装置は主取鍋、小型取鍋および真空ポンプ系からなる。まず、溶鋼を小型取鍋へ注入する。つぎに小型取鍋のストッパーロッドを自動的に操作して溶鋼を排気した主取鍋へ入れる。この溶鋼が落下するさいに脱ガスが行なわれる。主取鍋は 70 t 用でノズルおよびストッパーヘッドからの空気もれがないように Oリングでシールした分離板をおき、またストッパーロッドの引き上げ装置もまた Oリングでシールする。主取鍋の頭部にドームをはめる。このドームの下側は耐火物でできていて溶鋼の輻射熱を防いでいる。またドームの頭部に 6 t の小型取鍋の一部がはまりこむようになっている。取鍋は双方とも耐火粘土でライニングする。小型取鍋のノズルは 90% アルミナ製である。排気装置は 5 段 Elliot スチームエジェクターで、能力は 6~7 mm Hg で 1 min あたり 7 t の溶鋼を処理できる。所要スチームは 1 hr あたり 14900 lb (6570 kg)。所要水量は 1590 gpm。ホースの径は 12 in。炉から取鍋への温度降下は平均  $147^\circ\text{F}$  ( $64^\circ\text{C}$ )。タップ速度は  $2\frac{1}{2}$  in 径の小型ノズルのため毎分平均  $6.44\text{ t}$  とやや低目である。

【操業結果】2種の脱酸方法で HY-80 を溶解した。

① Si は炉中に、Al は脱ガス後取鍋へそれぞれ添加する。

② Si は取鍋の底におき、Al は脱ガス後真空操作を止めて取鍋添加。

以上の方法で次のことが判明した。

1) Al の歩留は平均 83% となり、Al の添加量を t 当り  $2\frac{1}{2}\text{ lb}$  ( $1.13\text{ kg}$ ) から  $1\text{ lb}$  ( $0.453\text{ kg}$ ) に減少することができた。2) 脱ガス後に Si を添加した場合、Si の歩留は 100% で、タップ脱ガス前に Si を添加した場合の Si の歩留は 91% であつた。3) 平均水素減少量は 58.5% で、最終水素量は平均  $1.6\text{ ppm}$  となる。4) Si を炉中追加した場合の酸素の平均減少量は 71% 以上で、脱ガス後の Si 添加の場合は酸素が平均 74% 以上減少した。5) タップ脱ガス後の窒素は平均 66 から  $56\text{ ppm}$  すなわち 15% の減少となつた。6) 介在物は分散し、小さくなる傾向がみられた。

このタップ脱ガス法の設備費として t 当り 2~3 ドルが見積られるが、脱酸剤の減少や鋼質の改善などのメリ

ットによつてその値は補われる。(上正原和典)

### 溶融鉄酸化物の酸化、還元反応速度

(P. GRIEVESON & E. T. TURKDOGAN: J. Res. Nat. Bur. Stand., Sect. A, 69 (1964) 7, p. 1609~1614)

鉄酸化物の工業的重要性から酸化物の酸化還元反応の速度については多くの関心もたれているが、固体酸化物に比して液体状態の酸化物に関する速度論的研究は非常に少ない。この点にかんがみ、著者らは  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$  混合ガスにより溶融鉄酸化物の酸化還元反応を取扱い、反応の律速段階を推定した。実験は Mo 抵抗炉中に吊した直径および高さ 1 cm のイリジウムるつぼ中で行ない、溶融物の対流を防ぐためにるつぼ下部を均熱体の最低部におき、るつぼ上部と下部の温度差が  $1^\circ\text{C}$  であるように設定した。また  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$  混合ガスの分圧比は細管流量計により調整し、実験の度に吸収法、重量法により求めた  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$  濃度より決定している。適当な分圧比の  $\text{CO-CO}_2$  混合ガス下でるつぼ中に 2, 3, 4 mm の深さになる量の  $\text{FeO}$  を溶融し、 $1550^\circ\text{C}$  に 17 hr 保持して  $\text{CO-CO}_2$  混合ガスと溶融酸化物とを平衡させ、これを以後の酸化、還元反応の初期試料とした。この試料に対して他の流量計により異なる分圧比を有する  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$  混合ガスを導入し、溶融酸化物の酸化還元反応を  $1550^\circ\text{C}$  において行なわせ、試料を水冷 Cu ブロック上で急冷後、破碎混合して  $\text{Fe}^{2+}$ ,  $\text{Fe}^{3+}$  を分析した。また同様の方法により高さ 2 cm, 直径 1 cm の白金るつぼ中で 16 mm の深さを有する溶融酸化物の酸化還元反応を行なわしめ、急冷後 4 mm 間隔で輪切りにして溶融酸化物相中の  $\text{Fe}^{2+}$ ,  $\text{Fe}^{3+}$  の濃度分布をもとめた。著者らは律速段階を考察するにあつて、ガス相と溶融酸化物相間の平衡定数が DARKEN & GURRY のデータと一致することを確認し、次に酸化物相表面の  $\text{Fe}^{2+}$ ,  $\text{Fe}^{3+}$  の濃度が反応開始後 5 min ですでに平衡に達しているという事実より、酸化物相表面における化学反応を律速段階から除き、単一方向の拡散に対する Fick の第二法則の解にもとづき溶融酸化物相中の酸素の飽和度を用いて拡散係数を求め、また逆に t 秒後の溶融酸化物相中の  $\text{Fe}^{2+}$ ,  $\text{Fe}^{3+}$  の濃度分布を推定してこれが実験値とよく一致することを示した。ついで溶融酸化物相の深さを変えた場合の実験結果より、溶融酸化物中における酸素および鉄原子の相互拡散係数として  $(5.0 \pm 1.0) \times 10^{-6}\text{ cm}^2 \cdot \text{sec}^{-1}$  をえた。この相互拡散係数は還元の場合の方が大きい、これは還元の場合の密度変化による対流に起因すると考えられる。

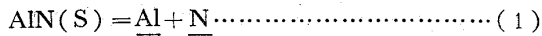
つぎに DARKEN の式および前記の相互拡散係数より、溶融酸化物相中の鉄原子の自己拡散係数を推定し次の値  $(1.5 \pm 0.5) \times 10^{-6}\text{ cm}^2 \cdot \text{sec}^{-1}$  をえた。(鈴木健, 郎)

### 溶融鉄中の Al と窒素との平衡

(D. B. EVANS & R. D. PEKLE: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 230 (1964) 7, p. 1651~1656)

溶鉄への窒素の溶解度および溶解窒素の合金元素との相互作用については多くの研究があるが、それらは合金元素の濃度が窒化物を生成する濃度よりもかなり低いところで行なわれたものであつた。

本報告では合金元素の窒化物の溶鉄への溶解限附近において、安定な窒化物を生成する Al について次式の平衡を求め、Al の脱窒能およびるつぼとして使用した場合の AlN の安定性を評価した。



ここで  $\underline{\text{Al}}$ ,  $\underline{\text{N}}$  はそれぞれ溶鉄中に溶解した Al, N である。

実験装置は hot-volume 46~50 cm<sup>3</sup> の Sieverts 型のものを用い、再結晶アルミナるつぼ中で純鉄および 12% Al-Fe 合金を溶融して  $\underline{\text{Al}}$  を 3.85 wt% まで、チロージ量を 110~140 g に調整した。平衡温度は 1600, 1650, 1700, 1750°C であり、溶鉄中の Al と N の溶解度積はガス相の窒素分圧を少しずつ増加させていく過程で、窒素分圧の増加が不可能になる点、すなわち Sieverts の法則からのずれが観測された点から求めた。

また凝固試料からメチルアセテート・ブロム溶液を用いて抽出した窒化物を X 線回折した結果 Fe-Al-N 系における窒化物は AlN と同定された。なお、この際常に Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の回折線が観測されたがその強度は Fe-Al-N 合金の Al 濃度に依存しないことから、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は冷却過程に析出するか、るつぼから混入したものと考えられ、その Al 量を無視した。

(1) 式の平衡定数はサンプリング法による前川らおよび EKLUND の結果とよく一致し、これを解析して窒素の活量係数  $f_N$  および  $f_N$  におよぼす Al の影響を示す相互作用助係数  $e_N^{(\text{Al})}$  を求めた。 $e_N^{(\text{Al})}$  は 1600, 1650, 1700, 1750°C の各温度においてそれぞれ -0.028, -0.044, -0.051, -0.062 である。

つぎに (1) 式の反応の平衡定数  $k$  は (2) 式であたえられ、ここで  $[\% \text{Al}]$ ,  $[\% \text{N}]$  は Fe-Al-N 合金中の  $\underline{\text{Al}}$ ,  $\underline{\text{N}}$  の濃度である。

$$\begin{aligned} \log k &= \log [\% \text{Al}] \cdot f_{\text{Al}} \cdot [\% \text{N}] \cdot f_N \\ &= \log [\% \text{Al}] + \log [\% \text{N}] + (e_{\text{Al}}^{(\text{Al})} + e_{\text{N}}^{(\text{Al})}) \cdot [\% \text{Al}] \\ &\quad + (e_{\text{N}}^{(\text{N})} + e_{\text{Al}}^{(\text{N})}) [\% \text{N}] \dots \dots \dots (2) \end{aligned}$$

(2) 式において  $e_{\text{N}}^{(\text{N})} = 0$ ,  $e_{\text{Al}}^{(\text{Al})} = 0.048$  および  $e_{\text{N}}^{(\text{Al})}$ ,  $e_{\text{Al}}^{(\text{N})}$  には本実験結果を用いて、(1) 式の反応の自由エネルギー変化として (3) 式をえた。

$$\Delta G^\circ = -4,575 T \log K = 59,250 - 25.55 T \dots (3)$$

(鈴木健一郎)

### 溶融鉄中の B と窒素との平衡

(D. B. EVANS & R. D. PEHLKE: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 230 (1964) 7, p. 1657~1662)

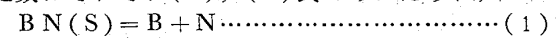
ボロンの窒化物は加工性、高温における安定性、熱伝導率の大きさ、熱衝撃に対する強さ、および溶融金属に対する反応性に乏しいなどの諸性質を有するため、高純度溶融金属の精錬用るつぼ、原子炉冷却剤容器など多方面の用途がある。しかし鉄鋼材料中の B は 50 ppm 程度で機械的性質を著しく悪化することが知られており、このような観点から溶融鉄中の B と窒素の平衡を十分な精度で測定し、鋼の脱窒剤として B の適用性を評価した。

実験方法は Sieverts 法および Sieverts 方法の精度を確認するために急冷法を用いており、Sieverts 法の場合には Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> るつぼ中で溶融 Fe-B 合金と雰囲気中の窒

素を平衡させ Sieverts の法則からのずれが観測される点をもつてボロン窒化物の溶解限とし、急冷法では B-N るつぼ中で Fe-B 合金を溶融し、既知の窒素分圧下で所定温度に約 30 min 保持したのちヘリウム気流中で急冷後 Fe-B-N 合金中の B および窒素の濃度を化学分析により求めている。

上記 2 方法による実験結果はよく一致しており、実験結果より窒素の活量係数  $f_N$  におよぼす B の影響を示す相互作用助係数  $e_N^{(\text{B})}$  を求めたところ、1550, 1600, 1650, 1700, 1750°C の各温度においてそれぞれ 0.114, 0.094, 0.080, 0.069, 0.059 をえた。また凝固試料からメチルアセテート・ブロム溶液により抽出した窒化物を X 線回折した結果 B-N と同定された。

したがって溶融鉄、ボロン、窒素間の平衡およびその平衡定数はそれぞれ (1), (2) 式であたえられ、



$$\begin{aligned} \log K &= \log a_{\text{B}} \cdot a_{\text{N}} = \log f_{\text{B}} \cdot f_{\text{N}} [\% \text{B}] \cdot [\% \text{N}] \\ &= \log [\% \text{B}] + \log [\% \text{N}] + (e_{\text{B}}^{(\text{B})} + e_{\text{N}}^{(\text{B})}) \cdot [\% \text{B}] \\ &\quad + (e_{\text{N}}^{(\text{N})} + e_{\text{B}}^{(\text{N})}) [\% \text{N}] \dots \dots \dots (2) \end{aligned}$$

ここで  $\underline{\text{B}}$ ,  $\underline{\text{N}}$ ,  $[\% \text{B}]$ ,  $[\% \text{N}]$ ,  $a_{\text{B}}$ ,  $a_{\text{N}}$ ,  $f_{\text{B}}$ ,  $f_{\text{N}}$  はそれぞれ溶融 Fe-B-N 合金中の B, N およびその wt%, 活量, 活量係数であり、 $e_j^{(j)}$  は  $j$  元素の活量係数におよぼす  $i$  元素の影響を示す相互作用助係数である。

(2) 式において  $e_{\text{N}}^{(\text{N})} = 0$  および  $e_{\text{B}}^{(\text{N})}$ ,  $e_{\text{N}}^{(\text{B})}$  には実験結果を用い、 $e_{\text{B}}^{(\text{B})} = 0.038$  を仮定して (1) 式の反応の自由エネルギー変化として (3) 式をえた。

$$\Delta G^\circ = -4,575 T \log K = 45,900 - 21.25 T \dots (3)$$

(鈴木健一郎)

## — 鑄 造 —

### ステンレス鋼スラブの加圧鑄造

(J. WOODBURN, JR., G. R. LOHMAN & E. A. CARLSON: Electr. Furn. Proc., 21 (1963), p. 131~139)

加圧鑄造法とは、鑄型内に溶湯を鑄込むとき、外的圧力を用いる方法である。この方法を鋼の鑄造に利用して、Washington Steel Co. と Eastern Stainless Steel Co. とは共同して、ステンレス鋼鑄造スラブの商品化に成功した。

【操作】 装置は、気密タンクと取りはずし可能なタンクの蓋および蓋の中央部にあるセラミック製の注入管からなる。カバーおよび注入管は予熱しておく。気密タンクに溶鋼の入った取鍋を置き、注入管の下端が溶鋼中に浸漬するように調節する。注入管の上端は鑄型に接して、その間に開閉装置を備える。圧縮空気をタンクに入れると、取鍋中の溶鋼は注入管を上昇し鑄型へ入る。溶鋼の上昇する高さは、空気圧によつて定まり、鑄込速度は、空気圧の増加速度によつて調節できる。注入後の鑄型はスラブを外したのち、噴射水で冷却する。なお鑄型は黒鉛製で、表面をコーティングしたのち使用する。

【レイアウト】 この方法には二つの基本的なレイアウトがある。一つは気密タンクを固定させて、鑄型を移動させる方法で、もう一つは、鑄型を固定させて、タンクを移動させる方法である。

【製品】 スラブの大きさは、厚さ 1<sup>3</sup>/<sub>4</sub> in (4.45cm)~

7 in. (17.8cm), 巾  $9\frac{1}{2}$  in (24.1 cm) ~ 58 in (147 cm), 長さ 5 ft (1.52 m) ~ 28 ft (8.52 m) にわたっている. 重さは, 700 lb (31.7 kg) ~ 26000 lb (11.8 t) である. 铸造スラブは, 铸肌が秀れ, 凝固時間が短いので成分偏析が少い. 断面の中心部に軽微の収縮孔がみられるが, 約 5:1 の圧延比で圧着できる.

[経済性] ①10 t スラブのトン当り作業費は約 0.87 ドルで, スラブの重さが増すにつれトン当りの作業費は減少する. ②10 t スラブのトン当り材料費は約 5 ドルで, スラブの重さが増すにつれ, トン当りの材料費は減少する. ③スラブの歩留は 92~98% で, 出鋼量が増加するにつれて, 歩留は僅かに増加するが, 大して変化は見られない. ④年産スラブ量と 1 溶解のスラブ数との比が 30000 のとき, 年産能力の t 当り資本は約 10 ドルとなる. 年産量と 1 溶解のスラブ数との比が上昇するにつれて年産能力の t 当り資本は減少する.

(上正原和典)

### スラブその他の製品の圧力铸造法に関する討論

(L. H. WILSON et alii: Blast Furn. & Steel Plant, 52 (1964) 12, p. 1125~1136)

本稿は, スラブ, ブルームなどを铸造して分塊工程の省略をする圧力铸造についての短い報告 4 編を集めたものである. 真空脱ガス, 連続铸造, 製品品質などについても論じている.

圧力铸造は最初鉄道車輛用車輪铸造用に用いられた方法の発展したもので, 溶湯を圧搾空気により耐火物チューブを通じ, 不活性ガスを封入した黒鉛鑄型内空隙に押し上げるもので, 上昇する高さは圧力により, 速度は圧力増加速度で決定する. 乱流にならずに溶湯が不活性雰囲気内に流入すれば非常に良好な铸肌が得られ, 表面手入なしに仕上圧延が可能で, 分塊工程を省略し, 多額の設備投資を不要にし, コストを低減できる. 歩留は 10~20% 向上, 不銹鋼, 合金鋼, 高炭素キルド鋼の製品品質は通常のものと同程度あるいはそれ以上である.

例えば 301, 304, 316, 321 などの不銹鋼を圧力铸造, 熱延, 冷延したコイルを調査した結果, 成分, 物理的性質は満足すべきもので表面欠陥もまったく認められなかった. 304L を圧力铸造し, パイプ素材に圧延し炭素その他有害な欠陥を調査したが, 有害な結果は全くなく, 溶接後の炭化物析出試験にも合格した.

圧力铸造中空鋼塊, 外径 20 in, 内径 10 in のものを横断し外径 25 in, 内径 17 in のリングを製造した結果, 降伏点, 抗張力とも通常のもので得られた. 靱性が低かったが, 仕上温度で調整可能である. 真空脱ガスは脱酸, 合金歩留の向上, 欠陥減少などの点で優れており, この方法を併用した低炭素真空脱酸アルミ添加鋼圧力铸造スラブよりはきわめて満足すべき製品が得られた. Ti を添加する鋼の場合, 特に表面欠陥の低減が顕著である.

LUKENS でも Ni-Cr-Mo 鋼圧力铸造スラブを調査し,

1. 表面は良好で手入は不要, 2. 寸法も均一で良好,
3. 铸造欠陥も防除可能, 4. マクロ, S プリントなどで偏析も少なく良好, 5. 表面欠陥も少ない. 6. 製品内質も欠陥がなく, 多少の铸造欠陥も圧着する. 7. 機械的性質, 清浄度も良好である. との結論を得た.

圧力铸造設備は flexibility に富み, 鍛造用鋼塊, リン

グ鋼塊, ビレット, スラブ, クラッド鋼塊を同一の造塊設備で铸造可能である.

Washington Steel でも圧力铸造設備を設置, 多数のスラブを铸造しており, Easteru Stainless でもパイロットプラントを設置し, 種々調査を行なっている.

(河合重徳)

## 一性 質一

### 溶接による応力弛緩に関する研究

(G. MURRY et A. CONSTANT: Revue de Metallurgie, 62 (1965) 2, p. 127~137)

加熱過程における応力弛緩について研究すをために, A37 (0.08% C, 0.34% Mn), 15MDV5 (0.145% C, 1.2% Mn, 0.48% Mo, 0.065% V), A48 (0.163% C, 0.76% Mn) の 3 鋼種について一連の実験を行なった.

925°C オーステナイト化後空冷した A37 鋼の場合, 常温での降伏値より低い 20 kg/mm<sup>2</sup> の応力を負荷し 30°C/hr の条件で加熱冷却したところ, 残留応力の挙動は弾性限のそれとはほぼ等しいことから応力弛緩は弾性限の温度上昇に伴う低下によると考えられた. 相対値としては残留応力の低下の方が著しいので弾性係数 (ヤング率) の低下にも基くと思われる. しかしこれら 2 つの因子以外に応力弛緩を考慮する上では負荷による膨脹係数の変化にも留意することが必要であつた.

15MDV 5 鋼の場合は 875°C でオーステナイト化する以外に 1075°C および 1250°C で処理した. この鋼の 400°C 以下における残留応力の変化は最早 A37 におけるように弾性限の変化に対応しないので膨脹係数による影響が大きいと考えられるに到つた. オーステナイト化温度の上昇により結晶粒は大となるが, 応力弛緩には余り影響を認めることはできなかつた. ただ 250°C 付近で応力弛緩が急速化する異常性が現われ, この現象は残留オーステナイトのマルテンサイト化に基くものであつた.

A48 鋼に関しては 30 kg/mm<sup>2</sup> の負荷の下で 80°C/hr の加熱速度で実験を行なった. この際は組織的影響を調べる目的で 775, 900, 1250°C でオーステナイト以後, 水冷, 400°C 階段焼入, 650°C 階段焼入によつて各種組織を生成させた. マルテンサイト組織は他のベイナイトやパーライト組織に比して著しい応力弛緩を示す. ベイナイトの場合には 400°C までの応力弛緩は遅いけれども 400°C で顕著となつた. 650°C 階段焼入によつて得られるフェライト・パーライト混合組織ではその弾性限が低いためにまず 200°C 付近で応力弛緩が現われるが 3000°C 以上ではこの組織の安定性とクリープ強度の比較的大きいことのため遅滞化される. (星野明彦)

### オートラジオグラフ法による 18-10 ステンレス鋼中の B の挙動に関する研究

(J. P. PLUMENSI et A. KOHN: Comptes Rendus, 258 (1964), p. 5651~5653)

18-10 ステンレス (0.07% C, 1.10% Mn, 17.3% Cr, 9.5% Ni, 0.023% B) 鋼中における微量 B の熱処理過程における挙動をラジオグラフ法によつて調べた. この鋼中の B は  $^{10}\text{B} + n \rightarrow ^7\text{Li} + \alpha$  の方法で中性子線照射によつて発散する  $\alpha$  線を写真乳剤上に感光させることにより位

置が確認された。

1200°C×1hrの溶体化後水冷した試料から得たオートラジオグラフと光学顕微鏡写真とを比較すると、炭化物状の介在物で鍛造方向に存在し、これらは凝固過程において生じたもので、しかも溶体化中にオーステナイト中に固溶しなかつたものであつた。Microsonde で調べるとこのBを含む炭化物はCr 60%、Fe 25%を含有することが明らかとなつた。

次に焼入試料を600~1050°Cの各温度で24hrの焼鈍処理に供して後に同様な実験を試みた結果、900°C以上での焼鈍によつて明薄色のB含有析出物が粒界に出現し、焼鈍温度の上昇によつてこの析出物は凝集する傾向にある。900°C以下で焼鈍した場合には析出物の微細なこととフィルムのカブリのため析出物中におけるBの存在は確認できなかつた。

これまでの実験に供した試料は、Ar中加熱にせよまたは真空中加熱にせよ、高温加熱によつて脱B現象の生じることを明らかとした。酸化雰囲気中での加熱によつて生じた酸化膜表面にはBは存在しないが、Pと同じくFeより酸化しやすいのでNi、FeOおよびスピネル型のFeCrO<sub>4</sub>からなる酸化層内部に集積する傾向が認められた。このようにしてオートラジオグラフ法により鋼中のBはPのように酸化層に移り、Asと異つた挙動を示すことを明らかにされた。(星野明彦)

### — そ の 他 —

#### 非破壊検査法の進歩

(Andrew G. FORREST: Blast Furn. & Steel Plant, 53 (1965) 1, p. 37~43)

定量的に制御された検査方法の採用により、検査員の判断に対する依存度が軽減される。一方鉄鋼業の生産規模は非常に大きく、検査法もこの大量生産の工程に適應しうるものでなければならず、また検査項目も製品の種類に応じて変化し、用途に応じ選択せねばならない。本稿は、非破壊検査法の最近における発展状況を、1. パ

イプ、チューブ、2. 棒鋼、3. 板、帯、4. ビレット、ブルームに分けて述べたものである。

抵抗溶接鋼管に最近になつて超音波探傷、電磁気的方法が採用され、超音波探傷では非常に微細な欠陥まで検出でき、有害な欠陥と無害な欠陥を識別し完全自動化を行なうよう、検討が進められている。電磁検査法では、場所に関係なく同じ大きさの欠陥に対し、同じ欠陥信号を与えることが問題であつたが、この装置が開発され、連続的に使用されている。大径溶接鋼管では放射線検査が、連続溶接鋼管では、電磁気法連続式検査が、継目無鋼管では超音波探傷、電磁気探傷の検討が、それぞれ行なわれている。

棒鋼関係では、引抜材の欠陥部の応力集中にもとづく磁束変化で検出する方法が用いられていたが、応力集中のない熱延棒鋼の探傷に渦電流法が採用されるようになった。欠陥信号と欠陥深さは大体比例しているので、欠陥深さによる識別、級別装置が作成され、検査員の判定を不要にしている。このほか磁粉探傷が行なわれるが、目視判定を要し自動化が困難で、検討が進められている。内部欠陥に対しては、超音波探傷が用いられる。

板関係では、スラブの超音波探傷が以前から行なわれラミネーションの防止に使用されていた。最近はストリップラミネーション検査を連続的に行なう方法が検討されているが、完成していない。表面欠陥を超音波で検査している工場もある。

ビレット、ブルームの内部検査に古くから超音波探傷が使用されているが、最近では斜角探傷子が開発され、装置が小型化したなど有用度が一段と向上すると共に、欠陥波形と欠陥大きさの関係が明らかとなり、有害欠陥の識別が可能となつている。表面欠陥に対し、磁粉探傷自動処理装置に対する検討が進み、蛍光磁粉法が多用されている。電磁気法と自動マーキングの組み合わせも良好に作動しており、実際生産に利用されている。

(河合重徳)