

## 抄 録

## —耐火物—

## 珪石レンガの復活

(J. K. FORSTER: Ref. J., 39 (1963) 5, p. 172~180)

珪石レンガはコークス炉, 製鋼用平炉, ガラス溶解窯などに過去 40 年間大量に使用されていたが, 塩基性耐火物その他が使われるようになってから, 次第に用いられなくなつた。今や珪石レンガは消え去る運命におかれているのであろうか? 珪石レンガは廉価で高温強度が大きいが低温異常膨張によるスポーリングが起こる。また破壊は主として局部的な過熱や過冷からも起こる。珪石レンガの特質は (1) 操業温度 (2) 熱効率や断熱の二点から検討できる。気孔率 40% の珪石レンガを用いた場合には, 粘土質レンガを用いた時よりも熱損失は 20% 減少し, 高温部の熱容量は 25% 減少する。

急激な加熱を受けたり焔に侵されやすい場所に珪石レンガを用いるとよい。珪石レンガの内側に 1.5 in の多孔性シリマナイトレンガをおいて実験用炉を作り, 2 hr で 1,500°C に加熱して実験したところ, 断熱効果が認められて 40% 多孔性珪石レンガにはスポーリングが認められなかつた。

蓄熱室に珪石レンガを使用することを忘れてはいけない。ライムを添加し石英を十分に転移させた珪石レンガが用いられる。

珪石レンガの使用にさいしての問題点は低温時のスポーリングである。熱膨張による体積変化はトリジマイトの  $\alpha$ ,  $\gamma$  が 0.44%, クリストバライト  $\alpha \rightarrow \beta$  が 1.7% 石英  $\alpha \rightarrow \beta$  が 0.8% である。レンガの膨張は 10~30度の温度範囲にある。スポーリングの小さい珪石レンガを作るには次の 4 つの方法がある。

(a) 焼け不足により存在するクリストバライトの量を減らす。(b) トリジマイトの生成を促進させてクリストバライトを減らす。(c) レンガの石基部を変化させて膨張による崩潰が起こらないようにする。(d) クリストバライトとトリジマイトの両方を存在させるが転移温度域をひろげてスポーリングによる熱膨張を減少させる。

かかる点から粘土がガラス化した半珪石レンガはスポーリングがほとんど認められず成功している。

珪石レンガの黄金時代は過ぎたが, 粘土質レンガが使用されている部分に, それよりも耐火度の大きく廉価な珪石レンガを用いることにより将来を十分に期待できる。(宗宮重行, 山岡信夫)

## —製 鉄—

## 高炉装入物の被還元性の測定

(T. B. BEETON: J. Iron &amp; Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) p. 913~922)

本研究の主な目的はコークス比とか焔頂ガスの CO/CO<sub>2</sub> 比により測定された高炉操業における 鉱石や焼結

鉱の還元性に関連のある値の得られるような実験室的な還元性測定方法を開発することであり, 第二の目的としてこの方法で測定した値と純酸化鉄によつて得られた還元機構との間の相関を究明することにある。

実験は石炭ガスにより外周より加熱するステンレス容器中に約 10 lb の試料を入れ 400~850°C の間で H<sub>2</sub> により還元し Phillips ロードセルに連結した電子管式装置により重量減を測定した。試料は -1<sup>1</sup>/<sub>2</sub> in +1 in の粗粒 -1 in +1/2 in の中間粒, -1/2 in +1/4 in の細粒の 3 種類の塊鉄を使用した。

還元過程における試料崩壊の影響を補正するために崩壊率 (BDF) を導入することとし, 還元過程での外部比表面積の増加率をもつて BDF とした。外部比表面積の測定は原料については Heywood の方法, 還元した試料については Coghill の方法を採用した。崩壊の原因は物理的なものと化学的なものがあるが, 後者は還元ガスの反応の急速な場合に生じ還元が 20% 進行する前に完了する。また比較的低い温度で速やかに破壊が生ずる。破壊の程度は原料の銘柄, 粒径, 元来存在していた亀裂などによつて影響される。

還元速度に関する法則については種々の説があるが最も普遍的なものは次の三つであり, 今回の試験データを

i) 指数法則  $Mt = e^{-Kt}$

ii) 相界面位相化学反応支配法則  $1 - 3\sqrt{Mt} = Kt$

iii) 拋物線拡散法則  $1 - Mt = K\sqrt{t}$

用いて  $K$  (速度恒数) と  $Mt$  (時間  $t$  の脱酸素率) を計算し適合程度を比較したが, 粒の大きさによつて支配される法則が異なり, 実際にはこれら三法則のコンビネーションで還元が行われているものと推定される。

還元性は脱酸素率によるものであつて, 低級酸化物 FeO や SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> のような不活性稀釈剤は還元性を妨げる。

ガスの気孔拡散によつて化学反応が制約を受ける場合は還元性が落ち, イオンが結晶格子の中を拡散する固体拡散によつて支配される場合はなお一層低下する。ことに低温の場合にこの傾向が著しい。またマイクロ・ポロシティの少ない原料では高温におけるガス拡散が律速段階となりがちである。

以上の結果は高炉の実操業により確認されているが, さらに今後は CO ガスによる還元, 等温でなくプログラム式加熱による還元を行うべきと考える。(堀川一男)

## —製 鋼—

0.2% 炭素キルド鋼々塊における非金属介在物の分布と組成 (P. H. SALMON COX and J. A. CHARLES: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) p. 863~872)

非金属介在物の分布と組成や非金属介在物が加工性と機械的性質におよぼす影響は久しい間鉄鋼冶金における最も重要な問題とされているが, ほとんどの研究が製品

あるいは半製品について研究されている。しかし非金属介在物の分布と組成について研究するには鋼塊の状態を調べる必要がある。本研究は75 t 塩基性平炉で溶製し Al のブロッキングを行ない、取鍋で Mn, Si および Al を添加して脱酸した 0.2% C のキルド鋼の 3<sup>1</sup>/<sub>2</sub> t 鋼塊を試料として縦割りし、非金属介在物の分布、形状組成などが凝固の機構とどんな関係を有しているかを調べたものである。非金属介在物の同定にはエレクトロン・プローブ・マイクロアナライザーを使用した。鋼塊のマクロ組織はオーバーホッパーの腐食液とサルファープリントによつて調べた。

鋼塊の中心軸にそつて採取した試料には比較的大型の介在物が多く認められ、底部側程角ばつたものが多く、頭部側程球状の珪酸塩系が多くなつている。

底部側に存在する角ばつた介在物には Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を多く含有しており融点が高い。また頭部側に存在する珪酸塩系は一相から成り Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の少ないマンガンシリケートである。

また中央部より下方に存在する大型介在物にはスラグから来たと思われる CaO を含有するものが認められた。なお介在物中の S の量は鋼塊の頭部側ほど増加していた。

等軸晶の部分では結晶粒界に大型介在物がみられた。また珪酸塩はフェライト中に存在していて、フェライトがオーステナイトから生成するさいの核になつていることが推定された。

以上、種々実験した結果つぎのことが判つた。

- i) 介在物の形状、分布および組成は鋼塊の凝固機構と密接な関係がある。
- ii) 固態粒子を含む介在物は等軸晶の部分で核の役割をなしている。
- iii) 鋼塊の底部側 1/3 の特徴は、コランダム粒子を含有し、凝固の早期に生成した著しく大きな介在物の存在することであり、このコランダム粒子が最初に生成された純度の高い等軸晶の核になつたものと考えられる。
- iv) 凝固過程中に生成した硫化物の一部は珪酸塩介在物中に溶解し、その後介在物と鋼の界面に析出している。(堀川一男)

## 一 性 質

チタンで析出硬化させたオーステナイトステンレス鋼 (R. BLOWER et alii: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) p. 933~943)

15% Cr-20% Ni オーステナイトステンレス鋼に 1.5~3.75% の Ti を添加した析出硬化型ステンレス鋼について添加元素、時効処理方法、冷間加工などが機械的性質におよぼす影響を調査し、さらに X線や電子顕微鏡によつて析出相を調査している。試料は 20 lb 高周波炉で 34 溶解しそのうち 4 溶解はアルゴン雰囲気で行ない大気溶解の場合は鍛造割れを防ぐため Ti 添加前に Al を 0.25% 添加した。

時効硬度におよぼす各因子の影響はつぎのとおりであった。

- i) 溶体化温度: 1050~1150°C の範囲ではほとんど関係ないので 1050°C を採用することにした。

- ii) 時効温度: 600~780°C の範囲では 700°C, 750°C で 16 hr の時効が最も硬化した。

- iii) Ti 量: 遊離 Ti が 1.5% 以上ないと硬化が少なく、多いほど硬化が大である。

- iv) Ni 量: Ni を低めると時効硬化を起こすまでの時間が長くなる。

- v) Al の添加: 遊離 Ti が 1.86% の鋼について Al を増すと時効硬化の速度を早めるが Ti の多い場合は効果がない。0.25% Al は鍛造割れの防止に効果がある。

- vi) Cu, Mo の添加: それぞれ 2% の添加は効果がない。

- vii) 時効処理: 750°C で 2 hr 処理後 650°C または 675°C で長時間処理すると最高硬度が得られる。1050°C から 700~850°C まで炉冷し、つぎに 50°C/hr で 600°C まで冷却し空冷の処理ではさらに 650°C で時効しないと二重時効と同じ硬さは得られない。

この鋼の機械的性質は二重時効後降伏点 50 t/in<sup>2</sup>, 引張強さ 80 t/in<sup>2</sup>, 20°C における衝撃値 35 ft-lb 程度であり -196°C でもかなりの靱性をもっている。Ti, Mo, Nb は衝撃値に悪い影響をもっている。anisothermal ageing 処理は有効でなく、アルゴンガスの雰囲気中で溶解することもとくに効果は認められない。

時効処理前に冷間加工 (10~40%) を加えると引張強さやとくに耐力が著しく向上する。Ti 3.25% 以下の鋼には 3.61 Å の格子常数をもつ γ' (f.c.c) 相が認められ析出相は (Fe, Ni)<sub>3</sub>(TiCx) 型であり、Ti 3.7% または Ti 3% + Nb 1%, Mo 2% の鋼では γ' 以外に Fe<sub>2</sub>Ti 型の相が認められた。これが衝撃値に悪影響をおよぼしているが 1150°C に溶体化処理温度を高めると靱性は回復する。また冷間加工後時効した鋼の粒界には板状の cph 構造の Ni<sub>3</sub>Ti が認められた。(堀川一男)

### オースフォームした鋼の疲労特性

(F. BORIK et alii: Trans. Amer. Soc. Metals, 56 (1963), p. 327~337)

消耗電極真空溶解によつて溶製した熱間ダイス鋼 (0.40% C, 5% Cr, 1.3% Mo, 1.0% Si, 0.5% V) を 1038°C で 1hr 溶体化処理後、566°C および 649°C まで空冷、オースフォームを行なつた。加工方法は圧延で、圧下率は 75% および 90% の 2 種類とした。圧延した直径 12.2mm の棒は、538°C で 1/2 hr 応力除去処理、油冷のちさらに 538°C でロックウエル C-61 に焼モドシを行なつた。このオースフォームした鋼と、通常に熱処理した鋼の疲労特性を比較した。通常に熱処理した鋼は 982°C で 1/2hr 溶体化処理、焼入れのち、566°C でロックウエル C-53 に焼モドシしたものである。疲労試験は R.R. Moor 疲労試験機を用い、試験片は改良型疲労試験片を使用した。ゲージ部分はシリコンカーバイドのテープで最終仕上げを行ない、2 μ rms 以下とした。試験方法は階段法を用いた。

結果はつぎに示すようなものであつた。

1. オースフォームした鋼の疲労抵抗は高く、10<sup>7</sup> サイクルにおいて 121.3 kg/mm<sup>2</sup> の平均耐久限度に達した。これは通常に処理したものに比較し、26% の改善を示している。
2. 抗張力に対する耐久限度の比で定義される耐久比

は、耐久限度を 99% survival level のものとする、抗張力が  $253 \text{ kg/mm}^2$  のとき、 $0.41$  から  $0.45$  の範囲であった。この値は通常の焼入れ焼モドシによつて得られると予測される値よりかなり高いものであるということが注目される。

3. オースフォーム温度および変形量は、研究した範囲内では疲労抵抗に対して比較的小さな影響であった。

4. 同じ応力水準で、通常に熱処理した鋼と比較した

場合、オースフォームした鋼では破壊が生じる部分の疲労寿命は 10 倍に増加するように思われる。

5. 試験片の中央の円周部に応力集中係数  $k_t=2$  の切欠をもつ疲労試験片について行なつた切欠疲労強度は、通常に熱処理した鋼より 26% 改善された。また切欠感度性はオースフォームにより増大も減少もしないということを示した。

その他、介在物、残留応力、残留オーステナイトの影響について若干検討を加えた。 (安中 嵩)

## 正 誤 表

「鉄と鋼」第 50 年 (1964) 第 2 号掲載パネル討論会報告中下記を訂正いたします。

<p>(p. 244 右段 松永昭 (板岡講師に対す質問) 下より 24 行目)          ……<u>Fig. 1 (板岡)</u> の比較図では……</p>	<p>……<u>Fig. 11 (板岡)</u> の比較図では……</p>
<p>(p. 247 右段 白井講師(回答) 下より 29 行目)          C 0.20% の鋼種で約 80% であるのに対し鋼種では約 <u>65%</u> の歩留であることから推定される。</p>	<p>……鋼種では約 <u>95%</u> の……</p>

## 日本工学会第 9 回見学会のお知らせ

日本工学会では下記により第 9 回見学会を開催いたしますので、ご希望の方は奮つてご参加下さいますようご案内申し上げます。

### 記

1. 日 時 昭和 39 年 6 月 16 日 (火) 14:00~16:00
2. 見学先 科学技術庁航空宇宙研究所 (三鷹市新川 700)
3. 定 員 100 名先着順に日本工学会より参加証をお届けします。
4. 集合場所 14:00 までに見学先正門に集合のこと。  
(国電中央線吉祥寺駅下車、三鷹または調布行バスにて下連雀町 (航研正門前) 下車)
5. 申込先 東京都千代田区神田佐久間町 1-11

日 本 工 学 会 (電 251-4358)

上記申込先宛、住所、氏名、所属学会名記入の上、5 月 31 日 (日) までに必着するようお申込み下さい。