

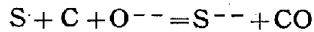
## 抄 録

## —製 銑—

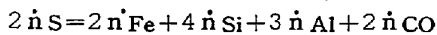
硫黄移行反応の速度とその機構 (S. Ramachandran, T. B. King & N. J. Grant. Journal of Metals 8 Nov. (1956) 1549~1588)

炭素飽和熔鉄と銑滓間の S の移行速度を他の元素の変化および CO ガス発生量と同時に測定した。装置はガス量測定槽と連結した気密炉の内部に 2 個の黒鉛坩堝を上下に重ね、上段に熔鉄、下段に熔滓を入れ、上段坩堝の底部のストッパーを切つて熔鉄を熔滓中に流下せしめ、下段坩堝を回転せしめて攪拌棒により攪拌しつつ試料をとり変化する熔鉄、熔滓の組成および CO 発生量を追求した。銑滓の組成は CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 系 (48:21:31 および 40:16:44) および CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系 (45:55:40:60, 50:50) である。

実験の結果は脱硫反応と CO 発生との関係は



に示す式にはよらず、Fe, Si, Al および CO の銑滓相への移行 (あるいは逆行) あるいは CO ガス発生と関係し、毎秒変化モル数を  $\dot{n}$  とすると定量的に次式が示されこれらイオンの電気化学的反応と解釈される。



また  $C + O = CO$  の反応は S の移行中重要な関連反応として起るものでなく、銑滓、熔鉄接触面における電気化学的反応として生ずるものとし C. Wagner に倣つて Whitman の two-film 仮説に従つて説明した。またその一部は黒鉛坩堝を用いた場合は局部電池作用により発生すると考えた。(沢 繁樹)

## —製 鋼—

鋼滓の水素含有量 (J. H. Walsh, J. Chipman, T. B. King & N. J. Grant: Journal of Metals 8 (1956), Nov. p. 1568~1576)

本論文は合成滓、酸性平炉滓、塩基性平炉滓および塩基性電気炉滓の水素含有量を測定して、その際の雰囲気の影響を調べたものである。鋼滓の分析は真空熔融法で行い、試料はアルミニウムの箔で包み、アルミナルツボ中で熔融した。blank correction は硼砂で行つた。

実験によつて得られた結論は次の如くである。

1) 40% CaO-40% SiO<sub>2</sub>-20% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の組成の合成滓を水蒸気と窒素の混合ガス中で 1370°C, 1450°C および 1550°C の 3 種類の温度に 6 時間以上保持して平衡に達せしめると、合成滓の水素含有量は水蒸気圧の平方根に比例し、温度に対する影響は極めて小さい。

2) 上と同じ合成滓を水蒸気圧を 190mmHg (25%) に一定に保つた水素、窒素と水蒸気の混合ガス中で 1) と同様に熔融したが、その結果は 1) と同じで、水素含有量は殆んど一定で 42±3ppm であつた。

3) CaO 飽和、SiO<sub>2</sub> 飽和および 50% CaO-50% SiO<sub>2</sub> の 3 種類の組成の CaO-SiO<sub>2</sub> 系合成滓を 1550°C で純水蒸気中で熔融すると、水素含有量は塩基度が

増すにつれて僅かに増加したが、その影響は小さかつた。

4) 62% MnO-38% SiO<sub>2</sub> の組成の合成滓を種々の水蒸気圧の水蒸気と窒素の混合ガス中で 1350°C と 1450°C で熔融したが、やはり水素含有量は水蒸気圧の平方根に比例し、温度の影響は認められなかつた。

5) 鋼滓中の水素は鋼滓と水蒸気との反応に起因するのであつて、水素ガスが直接溶解することは殆んどない。

6) 塩基性平炉滓の水素含有量は時間の経過につれて徐々に増加する傾向を有する。

7) 酸性平炉滓の水素含有量は塩基性平炉滓の水素含有量のおよそ 1/3 であるが、これは酸性平炉滓の粘性が高いので、雰囲気と平衡に到達していないためと思われる。また酸性平炉滓の水素含有量は時間の経過につれて殆んど変化しなかつた。

8) 塩基性電気炉滓の中の水素は炉の雰囲気との平衡状態に近く、水素含有量は時間の経過につれて減少する傾向にある。

9) 実際の製鋼過程では鋼滓は鋼と平衡状態にあるのではなく、炭素の酸化による湯の沸騰が熔鋼の水素含有量の上昇を妨げているのである。

10) 酸性滓は粘性が高いので、雰囲気から水素を捕えて、鋼に持ち来たる速度が塩基性滓よりも遅いのであると考えられる。(平野見明)

高周波方式の真空溶解 (A. Bussard: La Métallurgie et la construction mécanique, 88 (1956), 10, pp. 847~851)

W. Rohn (Heraeus, Hanau) が高周波方式の真空加熱を創始してから 40 年ほどになるが、今日では数 t を処理し、3,000°C という高温も得られるようになっていゝ。それは、アーク加熱や直接抵抗加熱に比し、はるかに普遍的で、利点も多いからであるが、次のような諸点に困難を感ずることもある。たとえば、(1) グローや放電を避けるため、電圧を 250V でいどに下げねばならぬ、(2) コイルとチャージ、またはコイルと電源との連絡の問題、(3) コイルの巻き方に関する事項 (ターンは 3~15 という少ない数になる)、(4) 発電機がそのままは使えない (コンデンサーの挿入)、(5) ルツボ壁は塩基性とし、かなり厚いものになる、(6) 電流が大きくなるから、導入法がむづかしくなり、誘導損失も増加してくる。

こうして、コイルには絶縁を施さず、放電電圧が 50V ほどであるから、ターンの最小数も 5 となる。チャージの径/長さの比も大きく変わらないので、周波数の選択に絞られてきて、これも 300c~10kc におのずから制限されるから次の見当になる (ただし、耐火ルツボで鋼を溶解する場合)。~25KW: 10kc, 0.5~50kg: 4kc, ≤150kg: 2kc, 200~500kg: 1,000C, ≤1t: 500c。

また、コンデンサー・バッテリーの出力、電流の規準

も得られており、不導体ルツボを使うか、黒鉛ルツボによるかで操作も変ってくる。

次に、焼結や熱処理用としては、1,150°C ぐらいまでならば、出力は抵抗炉の 1/3 とか 1/5 である。Ta, W, Mo, Nb などのシスターでは、経済的にも技術的にもプレス・セクションが四角、長方形が多くなっているから、電流の分散で温度の均一、不均一化をはかるといふ具合に、コイルの巻き方、配置に工夫がこらされている。(松下幸雄)

鑄造 Ni 合金におよぼす熔解並に鑄造雰囲気の影響 (C. M. Hammond & R. A. Flinn Journal of Metals 8 Oct. (1956) 1450~1456)

Guy 合金, Inco 700 および GMR 235 合金のワックス型エチルシリケート基の精密鑄造試料の機械的性質および組織におよぼす空气中熔解鑄造, アルゴン中熔解鑄造, 真空熔解アルゴン中鑄造の影響を調べた。試料の組成は次表の通りである。

合金名	C	Cr	Mo	Al	Fe	Ti	B	その他
Guy 配合 範囲	0.10 0.08~0.26	13.5 12.83 ~15.35	7.0 4.42~5.87	7.0 4.33~7.31	4.5 4.36~6.94	— —	0.60 0.28~0.48	Cb 2.0 1.52~2.30
Inco 700 配合 範囲	0.10 0.09~3.4	15.5 14.79 ~15.89	3.2 2.10~3.32	3.5 1.32~3.4	0.5 0.17~0.99	2.0 1.30~3.3	— —	Co 29 27.14 ~30.5
GMR 235 配合 範囲	0.15 0.15~0.27	15.5 15.03 ~15.99	5.0 4.31~5.39	3.5 2.37~4.66	10.0 7.65 ~11.10	2.0 1.70~2.30	0.09 0.06~0.12	

較試験を行つた。低炭素普通鋼を塩基性平炉で熔解し各々 50~55 t 取鍋 2 個に出鋼し 1 つの取鍋は連続鑄造用他の 1 つは普通鑄造用とした。連続鑄造インゴットより cast の初期中期末期に相当する頭部, 中心部, 底部の 3 個の試料をとつた。普通鑄造インゴットも同条件下で圧延し材料も前記同一場所よりとつた。調査の主眼点は (1) 連続鑄造鋼片の長さの方向に沿つての色々な部分から圧延した薄板間と薄板内における圧延方向と垂直方向との間の機械的特性値の不均一性の範囲と (2) 連続鑄造鋼片中の内部熱間亀裂が圧延時どの程度接合するかまたそれが力や延性に影響をもつかどうかという点である。

圧壊値, 引張り強さ, 伸び, 降伏点等の試験を行つた結果圧延方向と垂直方向とでは板の機械的特性は大差ないことがわかつた。また連続鑄造インゴットの頭部, 中心部, 底部に相応する薄板間の機械的特性の変動は非常に僅少であつた。圧延方向試料の伸びは垂直方向材料の伸

1500°F におけるラプチャー試験の結果は次表の通りであつて、真空熔解アルゴン鑄造のものが伸びが著しく大であり、その窒素含有量は空气中熔解またはアルゴン中熔解のものに比して 1/5~1/10 の少量であつた。

合金名	雰囲気	100 時間ラプチャー強度 Psi	伸 %
Guy	空気	42,000	3
	Ar	41,000	1~3
	真空-Ar	56,000	7~10
Inco 700	空気	37,000	2~4
	Ar	43,000	3~4
	真空-Ar	42,000	21
GMR 235	空気	41,000	6~9
	Ar	41,000	3~7
	真空-Ar	42,000	14~19

(沢 繁樹)

— 鑄 造 —

連続鑄造インゴットからの薄板の機械的特性—ロシアの Krasnoye Sormovo プラントで得られた結果 (Iron and Coal Trades Review 1956 Oct. Vol. CLXXIII. No. 4613 p. 973~974)

ロシアの Krasnoye Sormovo において A. A. Zhdanov と呼ばれる連続鑄造装置が 1955 年 6 月稼働に入つたがこの装置を使つて連続鑄造と普通鑄造の鋼間の比

びより 1~2% 高い。また圧壊値も 1 kg/cm<sup>2</sup> 高い。

普通鑄造インゴットより圧延した薄板の伸びおよび圧壊値は圧延方向, 垂直方向材料とも殆んど同じであつた。抗張力が同じものについては伸びと圧壊値は連続鑄造のものの方が高かつた。

連続鑄造鋼片からの薄板の平均圧壊値は圧延方向で 13 kg/cm<sup>2</sup> 垂直方向で 12.3 kg/cm<sup>2</sup> で普通鑄造のもののは 10.6 と 9.3 kg/cm<sup>2</sup> であつた。範囲で示せば連続鑄造の圧延方向のものは 10.5~15.5 kg/cm<sup>2</sup> 垂直方向のものは 9.5~14.6 kg/cm<sup>2</sup> 普通鑄造の圧延方向のものは 8~13 kg/cm<sup>2</sup> 垂直方向のものは 6.1~13 kg/cm<sup>2</sup> であつた。この様に連続鑄造のものは普通鑄造のものより機械的特性はより均一性がよい。

連続鑄造鋼片はマクロ試験で熱間亀裂が表れていた。機械試験後の試料の破断面と薄板の色々な部分からとつた有溝衝撃試験の破断面を注意深くしらべた結果連続鑄造インゴットから圧延した薄板中には割れは完全になんことがわかつた。これは連続鑄造インゴット中の内部亀裂が圧延時に接着してしまふのである。(吉村恒夫)

— 加 工 —

鋼塊の加熱速度の増大 (P. M. Cook, J. D. Stringer: J. Iron & Steel, Nov. 1956, pp. 309~315)

低周波誘導加熱法とガスバーナーの発展により、ピレットの形の低合金鋼の急速加熱法は確立しているが、大型鋼塊と高合金鋼塊の加熱には徐熱法が行なわれてい

る。鋼塊は、表面から芯部への温度勾配により生ずる熱（膨脹）応力のため横われを生じ易い。铸造したままの鋼塊は延性が低いので、前の熱間加工で組織が破壊されているピレットよりも横われを生じ易い。

最近 Terlecki と Hess が鋼塊の急速加熱により好結果を得たと報告したので、著者は、種々の大きさおよび品質の鋼塊を構造上の損傷なしにどの程度早く熱間加工温度まで上げることができるかを実験した。

1350°C の炉に安全に移すためには 900°C の予熱炉に冷材装入した 6" 鋼塊は鋼塊温度 500°C に 30mn おけばよく、1000°C の予熱炉に冷装入した 4" 鋼塊は約 300°C の鋼塊温度に 5mn おけばよい。しかし 1350°C の炉では過熱を避けるよう特に注意を要する。もつと実際的な加熱サイクルは、4" または 6" 角鋼塊を 800°C の予熱炉に装入し 30mn 後に 1200~1230°C の炉に移し 30mn 以上おくことである。急熱鋼塊の鍛造性は徐熱鋼塊と大差がない。鍛造後の顕微鏡組織は急熱の場合より徐熱の方が幾らかよいが殆んど同じである。表面脱炭は急熱の場合に著しく少ない。

しかし上記の 2 段加熱法は連続的の生産規模に適用することが困難である。ある工場では铸造のままの 4" および 6" 角の高速鋼塊を多数一緒に 600°C の炉に装入し 6h で 1150~1200°C に昇熱し、均熱を省略している。以前は 8h で 1150~1200°C に昇熱しこの温度に 7h 均熱したのである。他の工場では、連続式ガス加熱炉に釣アーチを作り高温帯の大きさを縮めることにより、従来全通過時間 8h の中 900°C 以上が約 5h であつたのを、En 26 鋼 (2 1/2% Ni-Cr-Mo) の 8" 角鋼塊と 0.6% C 鋼の 8" と 10" 角鋼塊を冷塊のまま 1350~1400°C に保つたガス加熱炉に装入した。鋼塊の中数本は中心、中間部および表面の 1/8 in 下の温度を測定した。急速加熱中、 $\alpha$ - $\gamma$  変態の時期に表面と中心の間には 300°C 程度の温度差が生じたが、表面温度 1250°C で炉から取出す時にはこの差は約 100°C に減少し、取出してから数分以内に中心と表面の温度は同一となり、その後は中心の方が表面より高くなる。この際の熱間加工温度範囲の温度分布は、従来の加熱後充分均熱する鋼塊と同様である。超音波探傷、断面検査およびマクロ試験では、欠陥は全く見出されず変形に要する力も徐熱鋼塊と大差がない。

次に 18-4-1 高速鋼では 800°C 以上の時間を 1 1/2h に減少した。12" 角までの種々の大きさの含コバルト高速鋼、6-5-2 Mo 系高速鋼等も同様に加熱される。何れも鍛造性には差異が認められず、脱炭量、スケール損失、燃料消費量が減少した。特殊の設計の炉に強力バーナを備えれば加熱時間を更に短縮できる (田鍋力)

### — 性 質 —

下部ベイナイトと焼戻マルテンサイトの Matrix Phase (F. E. Werner, B. L. Averbach, and M. Cohen, J. of Metals, 8 (1956), Oct. 1484

Ms 点附近で生じたベイナイトは同温度に焼戻されたマルテンサイトと電子顕微鏡的に酷似しており、また電子回折によつても焼戻マルテンサイトと同様 e-炭化物とセメンタイトとが存在することが見出だされている。

しかし X 線を用いての本研究により、焼戻マルテンサイトの素地は体心立方であるのに対し、ベイナイトのそれは体心立方であつて両者は構造的に異なるものであることが判つた。すなわち 1.43% C の Fe-C 合金を 1260°C に 24h 加熱し、1カは 210°C の塩浴に焼入れ、16h 保つてベイナイト組織とし、別の 1カは液体窒素まで焼入れて 90% マルテンサイトにした後 210°C に 10h 焼戻した。これらの試片について精密に格子常数を測定した結果、ベイナイトの素地は体心立方で、フェライトの格子常数 (2.866Å) と誤差範囲内で一致する値を得、焼戻マルテンサイトは僅かに正方晶で c/a は 1.005 ± 0.002 であつた。ベイナイトは 210°C 6h で 50% 生成しておりこれは引続いての 10h で焼戻されるであろうが、マルテンサイトはこの温度の焼戻で数分間で 0.30% C に相当する値まで軸比を減じ、10h 後も 1.005 であるから、たとえベイナイトが正方晶としてオーステナイトから生じたものであつても 10h で完全な立方晶になるとは考えられない。すなわちベイナイトはオーステナイトから直接立方晶として生ずると考えるのが妥当であつて、その C 量はせいぜい 0.1% 程度であろう。

先に著者は残留オーステナイトが焼戻で分解するときと同温度で焼戻されたマルテンサイトと同じものになると提案した (C. S. Roberts, B. L. Averbach, M. Cohen, TASM, 45 (1953) 576) が、本実験はベイナイトと焼戻マルテンサイトの素地は同一ではないことを示している (田中良平)

キューボラ溶解した鑄鉄の酸素含有量 (E. A. Loria, H. W. Lownie & M. W. Mallett: Journal of Metals 8 (1956), Dec., p. 1670~1672)

本論文はキューボラで溶解した鑄鉄の炭素、珪素、酸素、水素および窒素の含有量とスラッグの FeO 含有量を測定して、鑄鉄の酸素含有量とこれらの測定値との間の関係を調べたものである。

使用したキューボラは Battelle の直径 10in のキューボラであつて、溶解条件は正常な場合と酸化性の場合の 2 種類である。種で採取した鑄鉄の組成は大體 3.2% C, 2.10% Si であつた。鑄鉄とスラッグの試料は各々の溶解で 5~7 回の出湯間隔で採取した。鑄鉄試料は直径 3/8 in, 長さ 2 in の鋼の割り型に鑄込んで造つた。ガス分析は真空熔融法で行つた。

実験に先立つて、鋼の脱炭理論より鑄鉄の場合を次のように予想した。

- 1) 鑄鉄の酸素含有量は少なく、恐らく 0.002~0.003% である。
- 2) 鑄鉄の珪素量が 1% まで増加しても酸素含有量には殆んど影響を及ぼさない。
- 3) 実際の操業温度の範囲内では温度が変化しても鑄鉄の酸素含有量には殆んど影響がない。

これに対して実験結果からの結論は次の如くである。

- 1) 送風速度を増し、ベッドコークスの高さを低くした場合の一溶解 (0.0058% O<sub>2</sub>) を除いて、鑄鉄の酸素含有量は約 0.002% であつた。
- 2) 鑄鉄中の珪素量が 1.32~2.35% の範囲内で変化しても、あるいは炭素量が 2.98~3.43% の範囲内で変

化しても、あるいはまた炭素当量が 3.55~4.12% の範囲内で変化しても酸素含有量との間に一定の関係は認められなかつた。

3) 出湯温度が 2650~2800°F の範囲内で変化しても鑄鉄の酸素含有量は殆んど変化しなかつた。

4) スラッグの FeO の量が 3~15% の範囲内で変化しても鑄鉄の酸素含有量との間には一定の関係はなかつた。

以上の結論から実験結果が鋼の製鋼理論からの予想とよく一致していることがわかつた。(平野見明)

### — 雑 —

チタン中の水素 (D. N. Williams, R. I. Jaffee Materials & Methods 1956, Vol. 44 No. 4 p. 96~97)

チタン合金中の水素の影響の最も重要なものの一つに著しく歪速度感受性をひき起すことがある。 $\alpha$ - $\beta$  チタン合金中水素が 200 p.p.m. (0.02%) 以上あるとクリーブのような緩い引張りのもとで極端に脆くなる。そして急激に引張ると脆化は明瞭でない。歪速度効果は室温あるいはそれ以下で最も明瞭になる。300°F 以上で殆んど完

全に存在しない。 $\alpha$ - $\beta$  合金の引張り特性に対する水素の影響は 180 p.p.m. までは僅かであるが 270 p.p.m. だと延性は激しく低下する。室温でのクリーブではその効果が尙一層明瞭である。この歪速度感受性の問題はまだ完全に満足な説明はなされていないが  $\alpha$ - $\beta$  境界に沿つて水化物が出来るためとされている。

また水素は有溝衝撃値を低下させる。 $\beta$ -チタンへの水素溶解度は全く高いが  $\alpha$ -チタンへの溶解度は温度と共に急速に低下し室温では 50 p.p.m. 以下の水素しか溶解しない。水素がこの量をこせば水化物粒子が析出する。この水化物粒子が著しく有溝衝撃値に影響を及ぼし普通の引張り特性に影響を及ぼしていない。この水化物の生成を最小にするため 2 つの方法がある。①  $\beta$  "getter" の面積を生成する  $\beta$  安定元素を少量添加する方法と②  $\alpha$ -チタンの水素溶解度を上げるためアルミと合金させる方法である。

また水素は熱に対する不安定性を増加する。すなわち水素は  $\alpha$ - $\beta$  合金の昇温使用状態での不安定性を増加する。(吉村恒夫)

### 米国の製鋼高累計 30 億 t 台に達す (Steel Facts. No. 140, Oct. 1956)

米国の製鋼高は約百年前、鋼時代が始まつて以来 1956 年迄において累計 30 億 t 台に達した。この 30 億 t 台に達した月日を精確に指示することは困難であるが、1956 年の生産高は、ベセマー製鋼法百年祭に対して一段の興味を加えるものである。

3 人の製鋼創始者：古代における鋼の生産は誠に微々たるものであつたが、今から約百年前に新製鋼法が發明されてから、製鋼高の増大を見たばかりでなく、安く、早く製造されるようになった。アメリカの William Kelly, イングランドの Henry Bessemer, スコットランドの Robert Mushet の 3 人は鋼時代への道を開いた人々であつた。Kelly と Bessemer は互に数千哩を距て、単独で、不純物を除くため溶鉄中に空気を吹き込む方法を發明し、一方 Mushet は鋼を強靱ならしめるため鏡鉄の形で、マンガンを加える方法を發明した。結局これらの發明によつて大量の鋼が安く出来るようになったが、しかしこのことは一夜で改まったものではない。米国昔日の製鋼高は現在に比べれば誠に少量であつた。1867 年の製鋼高は約 3,000 t に過ぎなかつたが、それから 23 年を経た 1890 年の生産高は百万 t を超え世界をリードすることになったもので今なお首位を占めておる次第である。

国富増進の一大要因：ベセマー法は米国国富増進の一大要素であつた。これによつて、優良で低廉なレール、橋梁、優秀な農具、また数えきれぬその他の工具ができるようになった。米国はまた、国内に豊富で高度の鉄鉱石、コークス用炭の供給資源に恵まれていた。1860 年前における米国の製鋼統計は不正確であつてこれがため 1956 年の何月に製鋼高が累計 30 億 t 台に達したかを指示することが困難であるが、しかしおそらく 1956 年の中頃において達したものと見られる。ベセマー法による生産高の累計は 30 億 t のうち、約 4 億 5 千 5 百万 t を占め、一方 1908 年頃から米国の主要製鋼法となつた平炉法の生産高は、24 億 4 千 7 百万 t で、その他の製鋼法 (電気、坩堝、その他) のそれは約 9 千 9 百万 t と計算される。

ベセマー法による米国の製鋼高は 1908 年まで首座を占めその後は平炉法に地位を奪われた。因に米国ベセマー鋼年産高の最大は 1906 年の 1,380,000 t であつた。製鋼高が累計 10 億 t 台に達したのは 1927 年頃であつた。(三宅)

註. 本記事中の ton, 例えば 30 億 t の ton は net ton かその他の ton か明記なきも、恐らく net ton (2,000 ポンド) と思われる。一訳者