

## 抄 録

## — 原 料 —

## 焼結鉄の整粒処理

(K. C. SHARP: Blast Furn. & Steel Plant, 51 (1963) 4, p. 289~295)

本稿は焼結鉄粒度の影響について検討した結果である。溶鉄原料は還元性、通気度、比重など種々の要求があり、最近使用されている自溶性焼結鉄、ペレット等は、溶鉄原料として最良と考えられる。大規模な焼結工場が稼動しているが、微粉の発生およびその循環使用が問題となつている。

Margam 製鉄所は溶鉄炉 5 基、焼結設備 4 基を有し、焼結能力は 6500 t/d である。焼結、冷却後篩分けし 3/8~3/4 in 粒は焼結下層用に、3/8 in 以下のものは原料へ戻し、これ以上のものが焼結鉄バンカーに貯蔵される。

第 5 高炉にはバンカー 4 基が付属し、出口側にはいずれも篩を付けてある。篩目は 1 1/2 in × 1/4, 3/8 または 1/2 in で操業状況によつて粒度を調整する。篩分後はコンベヤーベルト、秤量ホッパーを経てスキップに入る。

他工場での粒度分布は、一例を挙げると溶鉄鉄バンカーで、2 in 以上が 5%, 2~1/2 in 50%, 1/2~1/4 in 25%, 1/4 in 以下が 20% 程度であるが、大部分の工場が 1/8 in 以下のものの割合には注意していない。

第 5 高炉ではスキップ内の粒度分布を毎日測定している。一例を上げれば 2 in 以上 10%, 2~1 in 45%, 1~1/2 in 25%, 1/2~1/4 in 10%, 1/4~1/8 in 7%, 1/8 in 以下 3% で、1/8 in 以下を完全に除くことを目標にしている。焼結能力との関係で最小粒度を上げることが現段階ではできないが、将来はさらに上げたいと考えている。

Margam では長年にわたり 1/8 in 以上のものは使用可能と考えてきたが、Applely-Frodingham でも 1/8 in 以下のものを完全に除去し、1/8~3/8 in を 31% 装入して良好な結果が得られたとしている。したがつて効果的な篩分けが行なわれれば 1/8 in のものでは有効に利用できることが明らかである。バンカーを粒度別にし、炉況により粒度を調整する調査も行なつているが、1/8 in 以上を使用することにすれば、1/2 in 以下 20% 中 15% が回収可能であり、かつ使用可能であつた。悪影響は認められておらず、経済的観点からは非常に望ましい。篩についても種々検討したが、型式による影響はあまり大きくなく水分および給鉄方法が適当であればダストの混入は防止できる。

溶鉄炉では送風圧の低下および装入物の降下の円滑になることが認められている。炉前で整粒することにより焼結工場への戻り屑が増すが、粒度別に適当な配合を行なうことにより良好な焼結鉄が得られる。

焼結鉄に対する整粒設備は、焼結工場の付属設備として不可欠のものになるだろうと考えられる。(河合重徳)

## — 銑 製 —

## 線型計画による溶鉄炉の最適操業

(James W. DUNCAN: Blast Furn. & Steel Plant, 51 (1963) 4, p. 281~285)

最近の企業経営は次第にその複雑性を増し、経営上の手段として数学的技法が一般化してきている。シミュレーション、相関分析、線型計画などがこれである。本稿は線型計画を解説し、これを溶鉄炉に応用した例について述べたものである。

製品 A, B を製造する工場で、均熱炉は 1 日に A を作る鋼塊ならば 800 t 分、B を作る鋼塊なら 400 t 分の範囲で加熱ができ、一方圧延は 1 日に A のみで 500 t, B のみで 1000 t 可能であるとする。A は 250 t 最低生産しなければならない。利益は A が \$/t, B が \$3/t とする。利益の総計を最大にするための生産量は、図式解法により容易に求められる。A, B の t 数を直交する 2 軸にとり、各条件の不等式の共通部分に接し、原点から最も遠い総利益線を引き、最適生産量および利益が計算できる。この例では A 250 t, B 275 t で最高利益 1075 \$ になる。

溶鉄炉の場合には、原理的には類似であるが、多少複雑である。考慮せねばならぬ不等式の数が多い。第 1 に金属分バランス、第 2 に炭素分バランス、その他媒溶剤バランス、鉄石使用量バランスなどで不等式が作られる。これらの式と、原料コスト(必要経費を含む)をプログラムし、計算機に入れて結果を求める。この方法の実際適用例を説明すると、5 基の溶鉄炉で現在 8400 t/d の銑鉄を生産し、比較的粗粒の鉄石および焼結鉄を装入しコークス比も比較的安く操業も安定している。突然生産量を 8800 t に増大する必要が生じた。方法としては溶鉄炉を新に吹入れするか、焼結鉄をふやすか、溶鉄炉送風量をふやす、などが考えられる。この問題は最低コストの方法の選択によつて解決される。炉数を変えないで 8800 t 生産を行なう場合について計算し、種々の制限条件すなわち焼結鉄使用量とか、送風量などに適合しうることを確認し、コストを求める。また 6 炉で操業する場合についても計算し、制限条件をチェックし、コストを求め比較する。コストが非常に異なる場合には安価な方を選択すれば良い。差が少ない時には、他の因子を考慮に入れて決定する。本稿の例では、期間を考慮に入れコストは多少上るが、5 炉操業に決定した。これらの点はあらためて判断を必要とする。このような手法は今後ますます使用されるものと考えられる。

(河合重徳)

## 石灰粉吹込による銑鉄の炉外脱硫

(WILHELM vor dem ESCHÉ et alii: Stahl und Eisen, 83 (1963) 5, p. 270~281)

高滓の塩基度を下げて S を炉外脱硫処理することによつて生産性が向上しコスト低減がなされた。しかも脱硫処理後の溶鉄の S も充分低下した。ドルトメントでは脱

硫剤として石灰粉に 8~12% のソーダ灰を添加したものを使用し耐火物で被覆したランスを溶銑鍋中に浸漬し吹込む。吹込用ガスは初め窒素ガスを使用していたがその後圧縮空気に切替えることが可能となつた。ランスは 15~20 鍋ごとに取替える必要がある。

トーマス銑についての実験結果は脱硫剤 14.8 kg/t.re の吹込みにより S 含有量は統計的に 0.171% から 0.050% まで低下した。脱硫率は約 70%、溶銑歩留りは 98.45% である。溶銑歩留りの低下は吹込用ガスによる酸化および滓中に粒状銑鉄が生成することの 2 つの理由による。

製鋼用銑の場合は吹込用ガスとして窒素および空気をを用い比較試験したが、脱硫程度、Si% の低下量、Mn% の低下量、溶銑歩留りなどから見ると空気の方が利用度が高い。高炉で塩基度 (CaO/SiO<sub>2</sub>) を 1.20 から 0.80 に下げ操業したところ S% は 0.070% まで上昇したが脱硫後は平均 0.026% まで低下した。脱硫処理による溶銑の温度降下は平均約 15°C であつた。

脱硫処理費用はドルトムント工場では操業度、処理前 S% によつて多少異なるが 45000 t/m 処理、S% 0.070% なる製鋼用銑だと高く見てもつて約 4.40 dm/t.re とする。更に運搬設備の更新によつて約 1 dm/t.re 低下する。

製鋼用銑の場合の経済性は塩基度を 1.20 から 1.00 に下げた場合約 5.50 dm/t.re の節減となる。脱硫費用を計算しても未だ利益がある。この場合のコークス消費量は焼結配合率が約 35% で 708 kg/t.re から 656 kg/t.re すなわち約 52 kg/t.re 7% 低下した。出銑量は 834 t/d から 930 t/d と 11% 上昇した。この操業により総計約 1.00 dm/t.re の費用低下が見込まれる。

トーマス銑の場合塩基度を 1.22 から 1.05 に下げた結果コークス消費量は約 9% 低下、出銑量は約 8.5% 増大した。高滓の塩基度を下げたことにより風圧が低下しスリップも減少し更に風熱上昇が可能となつた。また高滓中のアルカリ含有量は塩基性操業の場合 1.5% 以上になることは (Na<sub>2</sub>O+K<sub>2</sub>O) ないが塩基度を 1.0 以下にするとアルカリ含有量は 2.0% になり装入アルカリのほとんど 100% が高滓中に排出される。

## — 製 鋼 —

### D-H (脱ガス, 合金添加) 法

(W. C. KOLLMANN & C. D. PREUSCH: Proc. Electr. Fur., 19 (1961), p. 23~49)

Crucible Steel Co. の設備は McGraw-Edison Co. 製で①真空容器本体—ベル型で底部の内径 12 ft, 頂部の内径 8 ft, 高さ 11 1/2 ft (溶鋼 200 t まで処理可能); 天井・側壁は 9 in 厚 86~96% MgO 煉瓦+(3 in 厚 3000°F+3 in 厚 2600°F+2 in 厚低温) insulation で内張, 底は (9 in+3 in) 厚 86~96% MgO+0~4 in Cr スタンプ材; 天井・側壁の寿命 200 回, 底は 40~50 回。②ノズル—内径 25 in, 長さ 75 in, 緻密な 90% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 煉瓦+83% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> プラスチック材で内張; 寿命は 50 回以上であるが容器本体の底と同時に補修。③排気装置—蒸気拡散式で 130,000 ft<sup>3</sup>/mn (500 μ 空気圧), 最低圧力 60 μ までの能力。④真空容器加熱装置—4 in φ × 9

ft グラファイト棒により入力 750 kW (10,000 A, 50~100 V) で 2800°F まで予熱。⑤合金添加用ホッパー; 鋇舎—真空容器の上部に設置; ホッパー 80, 20, 10 ft<sup>3</sup> が各 2 基; 鋇舎は 4, 2 ft<sup>3</sup> が各 2 基, 1 ft<sup>3</sup> 3 基, 1/2 ft<sup>3</sup> 1 基 (合金鉄約 40,000 16mn) ⑥真空容器昇降装置—75 HP モーター 3 基, 水圧式, ストローク 2 ft, 速度 2 ips. などからなる。

40~165 t レードルの溶鋼 (平炉鋼, 電炉鋼) 中にノズルを突込むと大気圧により溶鋼はノズルから昇つて真空容器に入る。この時の容器内の湯面の高さはレードルの湯面から約 57 in (容器内で 10~15 in の深さ—溶鋼 30 t に相当) になるがノズル内の溶鋼の上昇速度は約 10 fps で, このため容器内に 3 ft の高さで噴出す。次に容器にストローク 20 in (速度 2 ips) の上下運動を約 30 回 (10~15mn) 与えると攪流・沸騰作用により脱ガスが行なわれ, 続いて 6~8 サイクルの間に合金の添加 (溶鋼が容器内にノズルから噴出してきた時に投入), 更に 5~6 サイクルによる合金の均一化作業が行なわれる。

Crucible では数百溶解の実績を有しているがその効果を列挙すると, ①適用鋼種—1020, 1040~1046, 1085~1095, 4130, 4142, 4320, 4340, 5140~5160, 8620, 8640~8645, 51100, 52100, H-11 など。②添加元素歩留—Si~100% (90~100%), Cr 98% (92~100%), Mn 99.96%。③C 量調整—±0.015 (普通の平炉操業の約 1/2) ④組織・焼入性—結晶粒度細粒, 組織・焼入性正常, マクロ組織は称めて良好。⑤百点—称めて有効。⑥マグナフラックス—D-H 法によらない場合の上位 1/2 以内。⑦清浄度—酸化物・硫化物について格段の向上。⑧ガス—窒素は 1/3~1/4, 酸素は 55~90%, 水素は 3~6 ppm が 1~2 ppm に減少。

(上正原和典)

### 各種温度段階における 0.45% C 鋼および低合金鋼のガス含有量におよぼす脱酸剤の影響

(M. G. BORIS: Proc. Electr. Fur., 19 (1961) p. 398~415)

マグネサイトルツボを用いた 100 lb 誘導炉により, 0.45% C 鋼 (Mn 0.70, Si 0.44, P, S < 0.025%) および低合金鋼 (C 0.28, Mn 1.60, Si 0.40, P, S < 0.020, Cr 0.80, Mo 0.55, B 0.0028%) を 2900, 3000, 3100 °F の各温度段階で溶製する際の酸素・水素・窒素ガス含有量の推移を各添加合金・脱酸剤投入毎に調査した。ただし使用スクラップは Armco 鉄 (C 0.02, Mn 0.08, Si 0.01, P 0.014, S 0.022%) と 20% C 鋼 (C 0.20, Mn 0.49, Si 0.16, P 0.008, S 0.018%) を半々とし, 添加物は 0.45% C 鋼の場合は Fe-Si, C, 高 C-Fe-Mn, Al (2 lb/t), Graphidox (3 lb/t), 低合金鋼は Fe-Si, C, 高 C-Fe-Mn, Borosil (0.0025% B 追加), Fe-Cr, Al (1.5 lb/t), 希土類元素 (2 lb/t, 20% 合金), Borosil (0.0015% B 追加), Graphidox No. 4 (3 lb/t, Si 50, Ca 6, Ti 10%) で石灰は投入しない。ガス分析試料は主として外径 7mm の Vycor 管または銅鑄型により採取し, 水冷後液体窒素中に保管し, 分析装置は NRC Model 912 を用いている。

実験結果を総合すると, ①一般に酸素量は 0.45% C

鋼については C, Mn 添加後の温度と、低合金鋼については全段階を通じての温度と直接関連を有し、清浄な鋼を得るには作業温度並びに出鋼温度の低いことが強く要求される。② Al による脱酸後の温度に応じて酸素量を調整したところ Al の脱酸能力は温度の低い程増加し、凝固温度に近づくに従って増々多くの脱酸生成物  $Al_2O_3$  を形成する。 $Al_2O_3$  は、あるいは他の酸化物と反応し、あるいは铸込まれた鋼の表面近傍に上昇する作用を強める。③ 0.45% C 鋼に Al を添加後に Graphidox を使用すると精錬温度 2900~3100°F を通じて溶鋼の酸素量は減じ一様になる。また希土類元素と Borosil は Al 添加後投入した場合、低合金鋼の酸素量を減少させる。④ 出鋼・铸造後の酸素・窒素量は空気を攪乱するため両鋼種とも可成り増大し、3100°F の場合特に顕著である。⑤ 铸物の清浄性を向上するには空気中の铸造を避けることが必須である。(上正原和典)

#### アルミナ介在物の生成過程について

(WOLFGANG MEYER et alii: Arch. Eisenhüttenwesen, 34 (1963) Heft. 4, p. 235~241)

本論文は溶鉄を Al で脱酸した際のアルミナの生成過程および分布についての研究を目的としている。るつば中に両端をあけたアルミナ管を入れて溶鉄の対流を阻止し、その中に脱酸剤を投入して Al の移動の時間による変化を観察した。

母材としてアームコ鉄を使用し、脱酸剤として純 Al, 63% Fe-Al, 10% Fe-Al および 0.7% Fe-Al を使用した。アルミナ管の直径は 6mm φ で溶鋼の高さは 50 mm とした。

以上の実験の結果、次のことが判明した。アルミナ介在物は一様に分布しておらず、溶鉄の表面近くに層を形成している。最初うすい層が形成され時間とともに下方に成長する。層形成の開始と脱酸剤の種類、量および溶鉄の酸素含量との関係は認められない。この層の下にはほとんど介在物の存在しない中間層があり、さらにその下には FeO が均一に分布している。

上述の結果からアルミナ生成の際の過飽和が計算され、その値から酸化物分子が凝集して酸化物核を形成するのではなく、脱酸剤と酸素の化学的結合による直接の核形成であり、過飽和の原因として最初の結合に対する高い活性化エネルギーが考えられる。

アルミナの析出状態から考えて、アルミナ層は溶鉄の運動(対流)に応じて完全あるいは部分的に分散して析出する。それ故に最終の鉄中のアルミナ静浄度は主に溶鋼の運動の偶然性に依存すると思われる。

### — 鑄 造 —

#### 消耗電極真空溶解法による大形インゴットの性質

(W. W. DYRKACZ et alii: Proc. Electr. Fur., 19 (1961), p. 50~69)

1954年における消耗電極真空溶解法によるインゴットは 16 in φ, 2000 lb 程度であったが 1961 年には 30 in φ, 15,000 lb, 合金の種類も始めは超合金 (A-286), SAE 鋼 (9310, 6150) 位だったのが最近ではステンレス (440C, 304, 316, 422), 析出型ステンレス (AM-350, 355), ベアリング鋼 (SAE 52100, MHT 合金), 超抗

張力合金鋼, 超合金 (Waspaloy, Inco 901, D-979) の如く広範囲に亘っており、所要ピレット寸法は増加の一途を辿っている。この場合、機械的性質、清浄度、均一性が問題とされる。

筆者らは 422 (20 in φ インゴット→15 in φ ピレット), AM 355 (17, 20, 28 in φ インゴット), 4330+V (26 in φ インゴット→12 in φ ピレット), 4335+V (26, 34 in φ →17.5 in φ), D 6 AC (20, 26, 28, 34 in φ →20 in φ), A286 (26 in φ →18 in φ, 23 in φ; 28 in φ →18 in φ, 34 in φ →22 in φ), Altemp 1206 (26 in φ →18 in φ), Waspaloy (26 in φ →19 in φ) などについて降伏点, 引張強さ, 伸び, 絞り, 硬さ, マクロ組織, ミクロ組織, 方向性, 方法効果などの検討を行ない、① 大形インゴットの品質は小形インゴットのそれに充分匹敵する。② 品質の点からインゴットの最大寸法は 34 in φ であるが、40 in φ でも 34 in φ のと同程度である。③ 現用合金でも消耗電極法によれば品質要求に応じることが出来る。従つて設計者は普通の大気中铸造インゴットに付随する偏析のための寸法的制約からある程度解放される。④ インゴットの判定にはインゴットの寸法だけでなく、ピレットにしたときの寸法(可能な最大ピレット寸法)も考慮に入れるべきである。また比較的小形のインゴットから大きなピレットが製造できるので現有鍛造設備活用のメリットも少くない。などの結論を得ている。(上正原和典)

アルミキルド鋼におけるマクロ介在物の特徴・発生機構・防止対策 (R. A. FLINN & L. H. V. VLACK: Proc. Electr. Fur., 19 (1961), p. 270~279)

マクロ介在物は snotiers, 取鍋かす, ceroxides などとも呼ばれ、砂喰いなどのように作業上の欠陥に基づくものとは異なり、鋼中 Al と耐火物などとの反応によるもので、切削性、外観などにおよぼす悪影響のために対策の必要性が強く叫ばれている。American Foundrymen's Society はこの問題を目下検討中であるが、今まで判明したところを総合すると、

【特徴】 マクロ介在物は主として上型表面に、時には側面に見出され、铸物の表面から内部におよんでおり、あばた疵・焼き付とは容易に区別される。顕微鏡下ではケイ酸塩 ( $SiO_2 + MnO$ ) の地にコランダム相 ( $Al_2O_3$ ) がみられる。

【発生機構】 コランダムの存在は脱酸用 Al が作用していることには間違いないが、その機構には 3 通り考えられる。① 炉からレードルに溶鋼を移す際の脱酸生成物。介在物の浮上速度についての実験結果からみてこれの寄与は少い。②  $Al(鋼中) + SiO_2 \rightarrow Al_2O_3 + Si$  反応。ノズルの耐火物に発見されたコランダムはマクロ介在物と酷似しており、一方 zirconia 製ルツボ中 (60 lb 誘導炉) で耐火材 ( $SiO_2 - Al_2O_3$  系) の浸食実験の結果、低アルミナ (30~40%  $Al_2O_3$ ) は最も浸食され易く、高アルミナ質 (>60%  $Al_2O_3$ ) は浸食され難い。③ 溶鋼と空気または铸型との反応。未着手。

【防止対策】 ① 高アルミナ, MgO 耐火材の使用。② 铸造方案の改善。270° の swirl gate は現在最も成績がよい。

(上正原和典)

## —加 工—

## 鋼の圧延の際の非金属介在物の変形

(T. MALKIEWICZ, S. RUDNIK: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) 1, p. 33~38)

本報告は鋼を熱間加工した際の非金属介在物（主としてガラス状シリケート、鉄マンガンシリケートおよびアルミニウムシリケート）の変形について実験を行なった結果について述べている。250 kg 塩基性アーク炉で低炭素鋼を3チャージ溶解し、上記の介在物が含まれるように脱酸した。その各鋼塊からそれぞれ8個のスリーブ試験片を切り出し、800~900°C、900~1000°C および1100~1200°C のそれぞれの温度範囲で圧延し、圧下率3, 9, 27の棒材とし、それから切出した各試料について光学顕微鏡観察を行ない、更に、電解抽出して得た残渣を用い含まれている介在物の溶融点の測定を行なった。次に、圧延方向の顕微鏡断面について、介在物の圧延方向の長さ  $b$  およびその横方向の巾  $a$  をマイクロメーターのついた接眼鏡を用いて測定し、 $b/a = \lambda$  を計算した。測定した介在物の数は各条件についてそれぞれ約350個である。尚、本実験において、介在物の変形を考える場合、球状の介在物は圧延すると回転円体になると仮定し、介在物の変形の特性として介在物の真の伸びを尺度としている。更に、介在物の変形の度合とマトリックスの変形の度合の比をとって考察を行なっている。結果をまとめると次のようになる。

i) 介在物の真の伸び  $\epsilon_i = 2/3 \ln = 2/3 \ln b/a$  は介在物変形の特性値として有効である。

ii) 介在物の変形は、その化学組成すなわち溶融温度に関係があり、加工温度と関係がある。最も溶融点の低い鉄マンガンシリケートは極端に変形し、より溶融点の高い鉄シリケートは変形がそう容易でなく、圧延温度より非常に高い溶融点をもつアルミニウムシリケートはほとんど変形しない。

iii) 可塑性の低い介在物例えば鉄シリケートの変形能は、その大きさにより異なり、大きい程容易に変形する。可塑性の高い介在物についてはこの関係は確められなかった。

iv) 可塑性のある介在物の変形は、鋼の変形の度合が大きくなるに従い減少する。

## 真空中および不活性雰囲気中製造工程の現状と将来

(P. C. ROSSIN & C. P. MUELLER: Proc. Electr. Fur., 19 (1961), p. 8~22)

真空および不活性ガス技術の冶金における応用に溶解・熱処理・接合・蒸着・機械的試験と広範に亘っているが熱間加工には未だ応用されていない。しかし金属の品質に対する需要家の益々厳しい要望に応じるには金属の製造工程全般についての雰囲気調整が必要である。

Universal-Cyclops Steel Corp. は軍との協力の下に巾40 ft、長さ100 ft、高さ23 ft、内部にNo. 15 Chambersburg impactor および16 in×36 in 2段直流可逆圧延設備（薄板・棒）を設置した気密室を作り、液化装置（600 scfm）で調整した99.9985~99.9997% Aを用いて室内を99.995% Aに保持し、金属の熱間加工の実験を進めている。これを InFab (inert fabri-

cation) と称し、作業員は酸素供給・空気調整装置（1 hの作業が可能）を備えた気密服を着用し、また室外との連絡用通信装置を携帯している。

InFab で0.020 in厚のTZM (Mo合金) を試圧して表面のコンタミネーションの防止に顕著な効果が得られた。

また更に進んで3 in×5 in 圧延機、誘導加熱炉（~3000°F）を有するVacFab (vacuum fabrication)（機械並びに拡散ポンプで排気）装置を試作し、F48 (Cb合金) の熱間圧延（~2500°F）を $6 \times 10^{-7}$  atmで行なつて好結果を得ているが、VacFab はまだ実験的段階で、潤滑・ダイスの材質・作業服を始めとする数多くの問題の解決が今後に残されている。（上正原和典）

残留Pb, Snを含むステンレス鋼の熱間加工性の改善 (D. W. P. LYNCH: Proc. Electr. Fur., 19 (1961), p. 220~233)

熱間加工性に悪影響をおよぼす元素としてはPb, Snの外にAg, As, Sb, Biなどが報告されている。一方Ti, V, Zr, Bなどを含む合金鉄を添加して熱間加工性の改善が計られているが、Vanadium Corporation's Research Center では種々の残留有害元素を含むステンレス鋼310 (Pb 0.001~0.026, Sn 0.16~0.25, Bi 0.002~0.010%), 304 (Pb 0.010~0.080, Sn 0.11~0.57, Bi 0.0014~0.009%) に対し合金鉄 (Ti 20, Al 13, Zr 3, Mn 8, Si 3, B 0.5, Fe 残) を0, 4, 8, 12 lb/tの割合で添加したときの熱間引張試験 (2 1/2 in φインゴットを3/4 in φに鍛造、これを0.505 in φ標準試片に切削、2350°F×15mnで加熱後4 in/mnの速度で引張試験)、熱間繰返曲げ試験 (9/16 in φ×7 inに鍛造、1/2 in φに切削、2200~2250°F×30mn加熱後素速く治具で喰えて前後180°に繰返し曲げて破断までの回数を測定) によつて熱間加工性の判定を行なっている。

これによると合金鉄の添加は有害残留元素のない場合は勿論、ある場合でも効果は顕著で、繰返し曲げ数は添加量と共に直線的に増大する。

有害残留元素の許容限度は17 lb, 100 lb および400 lb MgO 誘導式ルツボ炉での実験結果ではステンレス310の場合Pbは0.004%, Sn 0.04%, Bi 0.0005%, またステンレス304の場合Pbは0.008%, Snは0.10%, Biは0.001% となつている。（上正原和典）

## —性 質—

## Fe-C 合金中のオーステナイトの恒温変態におよぼす高圧の影響

(S. V. RADCLIFFE et alii: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) 2, p. 143~153)

0.08~1.23% Cを含む高純度Fe-C合金に42 kb(約41500 atm.)の高圧を与え、それが1100°C以下の相平衡および共析点以下の温度におけるオーステナイトの恒温変態の進行におよぼす影響を検討した。

試料は0.10 in φ, 0.10 in高さで、同時に3個を圧力室に入れる。圧力室は内径0.10 in, 外径0.302 inのシリンダで、壁は内外の絶縁体と中間の加熱用黒鉛筒から成り、上下は溶岩と炭素の板から成る。測温は下部か

ら導入した熱電対を用いる。この圧力室は外径 8 in の環中に保持される。試料は黒鉛筒に通電して加熱され、電流を切れば周囲から急冷される。圧力は 200 t 水圧プレスから二重ピストン構造によつて圧力室全体に 15 kb、試料部には 42 kb を与える。低圧部は Rb と K の塩化物の混合塩が 15 kb で相転移して 12% の体積収縮を起す現象を利用する。

得られた結果は要次の如くである。

1. 42 kb における Fe-C 合金の相平衡は、大気圧中におけるよりオーステナイト中へのカーバイドの溶解度は減少し、またオーステナイト相はより低い温度まで安定となる。42 kb で共析温度は  $660 \pm 5^\circ\text{C}$ 、その組成は約  $0.25\% \text{C}$  であつた。

2. 共析温度直下でオーステナイトの恒温変態を行なわせると、大気圧中より細かいパーライト組織を生ずる。更に  $0.25\% \text{C}$  以上の合金では、あたかも超共析合金の如きカーバイド粒子が生ずる。

3. これらの温度では、大気圧の場合にくらべてオーステナイトの変態速度の減少は Fe-C 合金に比して炭素鋼の方がはるかに大である。かかる挙動は圧力が鋼中の Mn の如き置換型不純元素の拡散をおくらせることによる。

4.  $450^\circ\text{C}$  以下でのオーステナイトの恒温変態生成物は、大気圧の場合の針状ベイナイト組織に対して、不規則なフェライト-パーライトの集合体である。針状でない集合体の形成は圧力を 15 kb まで下げても、またマルテンサイトがあらかじめ存在してもやはりおこる。高炭素の合金においては集合体組織の他にオーステナイトからのカーバイドの直接の析出もおこる。 $250^\circ\text{C}$  以下では 5 h の反応時間をおいてもカーバイドだけしか形成されない。

5. 変態の発生と進行とは大気圧中より遅くなり、更にすべての反応速度に対する C の影響は反対になる。

6. 針状ベイナイト組織の抑制、カーバイドの直接析出および C 含有量の影響の逆転は、種々の分解反応に関連する自由エネルギーの変化に対する圧力の影響として定性的に計算しうる。

**C-Mn 鋼の性質におよぼす少量の Nb 添加の影響について** (W. B. MORRISON: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) 4, p. 317~325)

Nb は極く少量 (約  $0.01\%$ ) の添加で圧延状態のセミキルド鋼の降伏点と引張強さをそれぞれ 5 および 3 t/in<sup>2</sup> 向上させる効果が C-Mn 鋼に実用され注目を惹いている。しかし Nb は衝撃遷移温度を上昇させる欠点があり、衝撃特性を向上させるには焼準を要するが強度の低下を招く。従来 Nb の添加効果は結晶粒の微細化で説明していたがそれだけでは衝撃特性の低下など十分に説明されないので本研究では Nb 添加の効果と機構を詳細に検討した。

供試材は C 0.20 Si 0.10 前後で Mn 0.65~1.50, Nb 0~0.03% の平炉鋼 6 種, Si 0.15, Mn 0.50 前後で C 0.20~0.13, Nb 0~0.15% の高周波電炉鋼 9 種である。 $1200^\circ\text{C}$  1 h 加熱後圧延パス回数を変え粒度を種々に変化させ炉冷後  $650^\circ\text{C}$  1/2 h 焼鈍し降伏点を調べた処、降伏点は結晶粒径の平方根に逆比例すると共に

Nb により一定の上昇を示すことが判つた。

同じ粒度で比較すると Nb は引張強度を高め、衝撃遷移温度を上昇させている。Nb は固溶硬化を呈する程添加してないので析出硬化によるものと思われる。電子顕微鏡(レプリカ法)で析出物を調べたが析出物は圧延材には認められず焼準鋼に認められ、面心立方で NbC か NbN かであつた。 $1200^\circ\text{C}$  加熱材には溶込んで了つて認められず、 $1100^\circ\text{C}$  以下の加熱材に存在したが、薄膜法で調べると溶体化処理した試料にも coherent な析出物を認めることができた。圧延材を  $900^\circ\text{C}$  と  $1150^\circ\text{C}$  で種々の時間保持し炉冷後試験した処、 $900^\circ\text{C}$  では僅か 5mn の保持で析出硬化は著しく低減したが  $1150^\circ\text{C}$  では保持時間を増すにつれて硬化した。つまり硬化は高温で溶込み  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態後析出する微細な析出物(coherent)によるものであろう。析出硬化した試料を逆に  $650\sim 900^\circ\text{C}$  に加熱してみた処、各試料共  $A_1$  変態を越すと直ちに coherent な析出物は incoherent な析出物に変わり歪が消失して軟化を開始していた。次に  $1200^\circ\text{C}$  1 h 保持後  $920^\circ\text{C}$  まで炉冷、該温度に 1/2 h 保持後ジョミニ試験を行ない硬度を測り、その後  $550\sim 650^\circ\text{C}$  で焼戻し硬度を測つた。焼入状態では焼入端より 1/2 in 以上離れた位置では Nb 入の方が硬度が高かつた。焼戻し後硬度は上昇していたが、このことは空冷端でも可なり Nb 炭化物が溶存していることを示すものである。焼入性は Nb 入の方が僅かに低かつたが細粒のためであろう。 $1200^\circ\text{C}$  と  $920^\circ\text{C}$  で溶体化処理し冷却すると前者では変態点が僅か下降し後者では僅か上昇した。理由は Nb の固溶と微粒化作用によつて説明できる。歪時効に対しては  $650^\circ\text{C}$  焼鈍状態で Nb 入の方が時効が少なかつたが、これは析出物中の C が N によつて置換され N の含有量が増したためと考えられる。(堀川一男)

#### ステンレス鋼の性質におよぼす Sn の影響

(J. R. MITCHELL et alii: Proc. Electr. Fur., 19 (1961), p. 233~249)

Sn を  $0.05\sim 0.2\%$  含む 410, 302, 430 ステンレス鋼を各 4 チャージずつ 100 lb 誘導炉で溶解し、熱間振回試験 (5/8 in  $\phi$  鍛造材から 9/16 in  $\phi$   $\times$  21 in 試片を製作し、3~5 in の間を均一に加熱できる電気炉中で  $2000\sim 2350^\circ\text{F}$   $\times$  30mn 加熱後 92 rpm の速度で電気炉 (均熱長 3~5 in) 内で振り、破断までの回数を以つて熱間加工性の目安とする)、常温引張試験 (1 in  $\phi$  鍛造材を 410 は  $1380^\circ\text{F}$   $\times$  1/2 h 空冷, 302 は  $1950^\circ\text{F}$   $\times$  1/2 h 水冷, 430 は  $1500^\circ\text{F}$   $\times$  1/2 h 空冷, 試片は  $0.505$  in 標準引張試片)、衝撃試験 (1/2 in  $\phi$  を引張試片と同一熱処理に供し V 型シャルピー衝撃試片を製作、 $-320\sim 300^\circ\text{F}$  で試験)、顕微鏡組織観察などを行ない次の結論を得た。

①本実験の範囲内では熱間加工性は  $0.2\%$  までの Sn によつてはほとんど影響を受けない。②熱間加工性および顕微鏡観察による最適熱間加工温度は 410 は  $2100^\circ\text{F}$  302 は  $2300\sim 2350^\circ\text{F}$ , 430 は  $2300^\circ\text{F}$ , ③410 は成分熱処理の調整により過剰な  $\delta$ -Fe の生成を防止する必要がある。④常温引張試験によると 410 は Sn 量の増加と共に降伏点・引張強さが増大するが 302, 430 は変化しない。⑤衝撃試験によると 410 は Sn% が  $0.006$  か

ら 0.20% が増えると 50 ft-lb における遷移温度が  $-150^{\circ}\text{F}$  から  $135^{\circ}\text{F}$  に増加。302 については変化なし。430 は 0.09% Sn までは 15 ft-lb での遷移温度 ( $100^{\circ}\text{F}$ ) に影響を与えないが 0.19% になると遷移温度は若干増加。  
(上正原和典)

### —物理冶金—

#### 焼入時効した Fe-C および Fe-N 合金の組織

(K. F. HALE and O. McLEAN: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) 4, p. 337~352)

Fe-C 合金 (C 0.05%, N 0.0005%) と Fe-N 合金 (N 0.01%, C 0.04%) を試料として焼入後室温と  $100^{\circ}\text{C}$  で時効させ、組織の変化を電子顕微鏡で追究した。

Fe-C 合金を室温で時効させると先づ転位に析出物が現れるがその形態は層状あるいは針状で析出の方向は一つではない。数週間後には転位と転位の間にも析出物が現れ、次第に成長する。 $100^{\circ}\text{C}$  時効でも同様であるが析出物は大部分転位に現れる。 $100^{\circ}\text{C}$  30mn の時効が丁度室温 1 月に相当することが認められたが、これは鉄中での C の拡散速度から計算した値とよく一致している。電子回折の結果析出物は地の {100} 面上に発達していることが分つた。析出物の長さ方向は地の  $\langle 110 \rangle$  方向の像面への射影と一致していたが  $\langle 111 \rangle$  方向の射影と一致していたものもあつた。後者は  $\epsilon$  炭化物ではなく  $\text{Fe}_3\text{C}$  であろう。析出物の同定は抽出レプリカによつて行ない  $\epsilon$  炭化物の地に  $\text{Fe}_3\text{C}$  の回折スポットも認められた。 $\epsilon$  炭化物から  $\text{Fe}_3\text{C}$  への移行は温度上昇に伴つて進行するこ

とを推察させる。

Fe-N 合金では室温時効で転位よりも転位と転位の間に析出物が速やかに現れ始め、 $100^{\circ}\text{C}$  時効でも転位と転位の間に析出が認められた。転位に析出した板状析出物の大きさは Fe-C 合金の場合の倍で、この場合は  $100^{\circ}\text{C}$  1h の時効が室温 1 月に相当することが認められ計算と一致していた。析出物は地の {100} 面上に発達し  $\alpha''$   $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$  であることが判つたが  $\gamma'$   $\text{Fe}_4\text{N}$  も少量存在していた。

析出物は炭化物、窒化物とも約  $40\text{\AA}$  厚で径は最大約  $5000\text{\AA}$  であつた。これらは主として二つの {100} 面上に発達していたがこれは転位の応力場により 3 つの {100} 面の等価性が乱された為と推定され、転位線から 3 つの面に発達する時は転位線が  $\langle 111 \rangle$  方向から  $15^{\circ}$  以内にあり、らせん転位が  $\langle 111 \rangle$  方向の周りに対称性を有する為と考えられる。

次に  $g \cdot R = 0$  の条件を利用して (100) 面の回折でコントラストをつけた場合と (020) の回折でコントラストをつけた場合の像を比較することにより  $\epsilon$  炭化物の周囲では一つ以上の  $\langle 100 \rangle$  方向に原子配列の変位があり  $\alpha''$  窒化物の周囲では板の厚さに直角方向だけに変位のあることを確認することができた。

$\alpha''$  窒化物が地に近い原子配列をとるのに対し  $\epsilon$  炭化物は地と異なる格子を有し  $\langle 111 \rangle$  に平行な原子間距離が 11% 大きいため前者は後者より迂り抵抗が小さいものと思われる。  
(堀川一男)

(参考文献 1737 ページよりつづく)

#### 住友金属 15 (1963) 1

塩基性平炉溶鉄操業における脱硫速度について。

藤井毅彦, 他...1

純酸素上吹転炉における内張煉瓦の損傷状況について

松永吉之助, 他...9

石灰ドロマイト使用焼結試験。桐山静男, 他...14

低合金鋼の曲げ疲労強度におよぼす硫化物系介在物の

影響。宮内弘平, 他...18

鉄鋼防食被膜の電解試験。野路功二...24

#### 日曹製鋼技報 3 (1963) 1

各種の原料鉄から作った鑄鉄の耐熱衝撃に関する特

性 高純度砂鉄銑を原料とする各種鑄鉄の特性について(3)。佐藤祐一郎...1

Shaking Converter による精錬法 (I) 鉄鉄の脱硫

加炭および合金鉄添加について。遠藤久雄, 他...17

流滴脱ガス法および取鍋脱ガス法についての 2, 3 の

考察。鋼の真空鑄造について(1)大橋 章, 他...24

砂鉄銑の精錬過程において副産物として高バナジウム

スラグの回収。平 敏雄, 他...34

高張力鋼板の諸性質におよぼす砂鉄系原料配合の効果

高橋博彦, 他...43