

抄 録

— 製 銑 —

純粋な酸化鉄の還元過程の現象に関する知識への寄与
(特にガス相の全圧、各成分の分圧および気孔率を考慮した酸化鉄の還元速度の研究—I)

(H. SCHENCK, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 38(1967) 8, p. 577~584)

本研究は多孔質の酸化鉄の還元過程におよぼすガスの圧力、および還元ガスに不活性ガスを附加した場合の影響についての究明を目的としたものである。

実験方法は、純粋な酸化鉄 (3 価) を加圧焼成し、気孔率 $0.03 \text{ cm}^3/\text{gr}$ (気孔半径 $2 \times 10^3 \sim 10^5 \text{ \AA}$) の試料を用いて、熱天秤により還元速度を測定した。

実験は、CO および H_2 単味による還元、 $\text{CO} + \text{H}_2$ による還元、更に CO または H_2 に不活性ガスを附加した場合の還元について行ない、次のような結果を得た。
CO および H_2 単味による測定では、CO の場合 p_{CO} の低下に伴ない還元速度は低下するが、 H_2 の場合は、60% の還元率までは p_{H_2} の低いほど還元速度 (%/min) は大で、60% を越すと逆になる。しかし、試料の気孔率を変え $0.02 \text{ cm}^3/\text{gr}$ のものでは、この様子はいく分変わっていた。

$p_{\text{CO}} + p_{\text{H}_2} = 1 \text{ atm}$ を保ち、 $p_{\text{CO}}/p_{\text{H}_2}$ を変えた場合は、 p_{H_2} が高いほど還元速度は大になった。

還元ガスに不活性ガスを附加した場合、同一 p_{H_2} に対し還元速度は低下し、その影響は N_2 と Ar はほぼ同様で、He を附加した場合にその還元率 20% を越えてから影響が現われ、その影響度は弱い。また CO に Ar を附加し、 $p_{\text{CO}} - p_{\text{Ar}}$ の全圧と CO/Ar の比とを変化させて測定した結果では全圧と p_{CO} の還元速度への影響のしかたが、全圧 $0.9 \sim 0.3 \text{ atm}$ の範囲と $0.3 \sim 0.1 \text{ atm}$ の範囲で変化していた。

これらの結果について、粒内ガス拡散律速の立場からガスの拡散機構を考察し、次のような結論を得た。

本実験に用いた試料の気孔率では Knudsen 拡散および Fick の分子拡散の双方が起ると考えられるが、CO による還元では、全還元過程を通して Knudsen 拡散が支配的であり、 H_2 による還元では、還元率の高い側で同様な拡散機構となる。

不活性ガスを還元ガスに附加した場合、還元速度への影響は不活性ガスの分子の大きさ、形に依存し、He に比べ分子の大きい Ar や N_2 の方が還元速度を遅くする。また、全圧が $0.9 \sim 0.3 \text{ atm}$ では、還元速度に対し圧力の変化よりも不活性ガスの量の方が効いている。これは、拡散機構が Fick の拡散によるものである。これに対し、 $0.3 \sim 0.1 \text{ atm}$ では圧力の影響の方が大きく効いていて、拡散機構としては Knudsen 拡散が支配的である。(福島 勤)

純粋な酸化鉄の還元過程の現象に関する知識への寄与
(純酸化鉄の還元率上昇に伴う性状変化—II)

(H. SCHENCK and A. MAJDIĆ: Arch. Eisenhüttenw.,

38 (1967) 9, p. 669~673)

報告 (I) の追加実験として純酸化鉄の還元過程における性状変化を調べるために円柱形 ($r = 4.2 \text{ mm}$) の試料を使用して H_2 あるいは CO ガスで部分還元を行ない還元率の上昇に伴う試料の層構成変化、容積と比容積および気孔径の変化、機械的強度 (圧縮強さ、ミクロ硬さ) の変化などを調べた。

以下実験結果を要約して述べる。

1) 900°C で部分還元された試料の分析から還元率の上昇に伴うヘマタイト、マグネタイト、ヴスタイト、金属鉄などの層変化を曲線で示した。

また試料の中心からの距離と層変化との関係を反射法より還元率がそれぞれ 25, 40, 60, 80% について求めた結果トポケミカル反応を呈した。

2) 測定された試料の容積は H_2 還元の場合には還元率が 30% まで、また CO 還元の場合には還元率が 50% まで増加し、比容積 (cm^3/g) は還元率が 60% まで増加し、いずれの場合も還元率がそれ以上上昇すると逆に減少した。

還元末期には容積も比容積もいずれも減少するが H_2 還元の方が CO 還元と比較して著しい。

気孔径の分布については還元率および試料の容積と比容積によつて種々に変化した。

3) 還元温度が 900°C の時還元率の上昇に伴い圧縮強さは減少するが 40% 以上になると逆に増加する。

なお還元率が 80% を境界としてそれ以下の場合には CO 還元の方が、またそれ以上の場合には H_2 還元の方が圧縮強さが大きい。

還元温度を変化させた時にはヴスタイト層が現われないう 500°C の場合がもつとも著しい変化を示した。

ミクロ硬さと試料の中心からの距離との関係を 900°C で還元率が 41.8% に部分還元された試料について求めたところ H_2 還元の場合には試料の表面で最低値を示し中心から 1.7 mm のところ、すなわちヘマタイトとマグネタイトの混合層の時に $\text{HV} = 400$ の最高値を示した。

なお CO 還元の場合には炭素析出のため表面で最低値を示さず逆に少し増加する傾向を示した (川崎正洋)

高炉における脱硫および出銑順序の脱硫への影響

(A. SEND, et al.: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 22, p. 1296~1304)

内容積 688 m^3 、炉床径 6.5 m の低リン銑吹製高炉で、滓の炉内での層厚と出銑順序の脱硫におよぼす影響を明らかにするための試験を行なった。

1 日の出銑回数が 6 回で滓の約 25% を滓口から出し残りの滓を出銑口から銑鉄とともに出す標準的な方法以外に、1 日の出銑回数が 6, 8, 10 回で滓をすべて出銑口から銑鉄とともに出す方法と、出銑回数が 8, 10 回で滓の一部を炉内にためておく方法と、全部で 6 とおりの試験をそれぞれ 21 日間ずつ行なった。1 日の出銑について、

ある適当な間隔をおき、平均して 14 コの鉄試料、7 コの滓試料をとり、また 14 回の温度測定を行なった。

滓を滓口から出す標準的な方法では、鉄中 S は 0.034 % であり、各出鉄時に滓を鉄ととともに出鉄口から出す方法では、これより約 0.0006 % 低下した。滓を炉内にためておく方法ではあまりよい結果は得られなかった。滓を出鉄口からのみ出して脱硫がよくなるのは、炉内における滓の層厚が大となるためと、出鉄口から鉄と滓と同時に流れ出る間に脱硫が進むためとである。

出鉄中溶鉄滓の成分、温度が連続的に変化するの、高炉の湯溜内では溶鉄滓はあまり動いておらず、かきまぜによる溶鉄滓の成分、温度の平均化が進んでいないためと推測される。湯溜に溶鉄滓がたまっていくとき、羽口面の酸化帯に近づくほどその熱を受けて湯溜の上下で温度差ができ、そのために出鉄中に溶鉄滓の温度が上昇すると推定される。また出鉄中に溶鉄中の S が下がるのは、湯溜にはじめにたまる鉄鉄よりも、あとからたまる鉄鉄のほうが脱硫作用をよく受けているためであり、またあとからできる滓が出鉄中にさらに脱硫作用をするためである。出鉄中に鉄鉄が滓により脱硫作用を受けるのは滓と一緒に出ているときの鉄鉄の方が、滓が出ていない鉄鉄のみのときより S が 0.002 ~ 5 % 低いことが各試験において確認され、これから証明される。(斎藤 汎)

— 製 鋼 —

有孔性鋼中の水素の挙動

(D. G. SWINBURN: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 11, p. 1143~1144)

鋼材中の水素の挙動を調べるために、気孔の多い鋼鉄物から試験片を作り、比較のために同一組成 (C 0.25 % Mn 0.80 %) の鍛造鋼から同様な試片を作成した。いずれも焼鈍、真空脱ガス後水素処理装置によつて水素を含有させた。その後、密閉容器に入れ、水銀マノメーターの目盛を一定時間おきに読み、常温における水素の放出速度を測定した。放出が止んだ後、試料を容器よりとり出し残留水素を 650°C で真空加熱抽出法によつて決定した。

健全な試料と有孔性試料とでは約 2.5 ml/100g をこえると水素の溶解度に著しい差があり、水素量が増すにつれてこの差は大きくなる。

水素吸収説から鋼中の水素の形態を分けると次のようになる。

- i) 拡散するもの (常温で放出されるもの、原子あるいは陽子として固溶体中に位置していると考えられる。)
- ii) 残留するもの (650°C の加熱抽出で得られるもの分子状になつて空孔中に位置すると考えられる。)
- iii) 固定したもの (真空溶融法によつて得られるもの) (この形で吸収されている水素の存在にはまだ疑問があり、この実験では無視した。)

残留水素量が本実験では全量の 50 % とかなり大きいことから、大きな空孔あるいは他のトラップたとえば気孔のようなものが存在することが予想される。有孔性試料の密度を測定したところ約 5 % 減少していたことから単に溶解度の差だけで説明することはできない。有孔性試料の水素溶解度のほうが大きいことは空孔という水

素の収容場所が存在することによつて説明でき、試料からの拡散速度が遅いこともわかる。

水素脆性説の 1 つに原子状水素が格子中を通つて、ミクロ割れや転位に集まり、そこで分子になつて圧力が高まり鋼の抗張力以上になつて割れが伝播するという説がある。もし、多数の空孔が存在すれば、それは水素がトラップされる溜りとなり、圧力増加を防ぎ、割れの形成を妨げることになる。

有孔性鋼は水素の溶解度が大きく、拡散速度が遅いことから、原子状水素は空孔中に拡散し水素分子を形成してトラップされているため、水素によるヘアークラックの危険が少ないと考えられる。(渡辺靖夫)

電気炉における新しい集塵装置の開発とその構造

(P. BERGMANN et al.: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 22, p. 1310~1314)

Oberkassel 会社の Guss 製鋼工場では電気炉を 1964 ~ 1965 年にかけて 25 t 炉 2 基、15 t 炉 1 基、2.5 t 炉 1 基の計 4 基を建設した。その電気炉では中合金から高合金までを溶製しており、この近代的な製鋼工場に取り付けられたものと同型式のフィルター構造による集塵装置について報告されている。

この装置を設計する際には溶解期、精錬期、酸素吹込時および仕上期などによる廃ガス量の変化を検出することが主な困難な問題であつた。これは炉天井に炉圧計 (Sonde) を取りつけることによつて解決した。

次にこの集塵装置で行なつた主な実験結果について述べる。

1) 6 t 炉および 15 t 炉での測定では時間当たりの最大廃ガス量は溶解期でその値は 530 Nm³/t であり、作業口中央の窓 (100 mm) を通して酸素を吹込むと、その時の廃ガス量は酸素量の約 10 倍の値になつた。

2) 炉容 (2 t ~ 50 t) による廃ガス量 (Nm³/ht) と廃ガス比 (Nm³/ht) の変化および酸素を 17.6 Nm³/min 使用した場合の廃ガス量を図で示している。

3) 炉天井に取り付けられた廃ガス取出管と集塵装置からの吸出管との距離 h と吸出管径 d との比 (h/d) と流速の関係を図示し、図より $h/d = 0$ の時に最大廃ガス量 (吸気効率: 100%) を吸引しその速度は 1200°C のもとで 25 m/s であることがわかる。

以上の結果を参考にして Guss 製鋼工場の 4 基の電気炉に集塵装置は取り付けられ、廃ガスは炉からそれぞれの吸出管を通つて共通の混合塔に導びかれ、そこから単独に働く 3 つのフィルターを内蔵した塔を経て除塵されている。これらの 3 つのフィルター塔の段階的な連結によつて炉操業に良好な影響を与えている。(岡村光真)

— 加 工 —

屋根、天井、床甲板金属製品的大量生産

(L. J. NASH: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 11, p. 1116~1119)

Godins "The Rollers of Steel" Ltd. は、近代デザイン・ビルディングや、大工場建設における軽量スチール製品を大量生産している。本部品を使用することにより、建設時間の減少と、構造重量の軽減に寄与できる。これは優れた耐候性と表面装飾コーティングを有する鋼

板の開発により実現した。

主な成品は“limmer roof”と側壁クラッド部品、床甲板と屋根・側壁クラッドとに適する“Holorib”部品、“Holorib”屋根デッキ部品、“Golmet”ガレージ・ドア部品などである。材料は En 2 鋼、En 58 と 60 ステンレス鋼、37/63 黄銅、NS 3 アルミニウムなどのコイル状のストリップ部品である。経済性の面より検討するならば、100,000 ft 以上の多量生産になると、ロール成形はプレス成形法よりも有利になる。

貯蔵コイルは、コイル・運搬用トロリーでドラムに運ばれ、ループ・ピット内に材料を供給する。これは水力動力機構である。ここで前のコイル末端と、半自動タングステン不活性ガス溶接で接合される。ループ・ピット内には 3 個の軽感度ビームが発しており、コイルのループ量を調整している。

成形機のロールは中ぐりやスピンドルのない型打鍛造品から製造される。すべてのロールは、ラインの最初も最後も、フレキシブル・カップルによりパラレルに連結された油圧モーターで直接駆動されており、それぞれの速度は、ストリップとの接触により、決定される。

切断は、移動シェヤーズはクロップ装置で、1~5 1/2 inch のストロークを有し、60 t までの支持圧力を出すことができるベル・フランク・レバーを有する水力カラムによつて動作される。これら機構に油圧が応用されているのは、レリーフバルブにより、過荷重から防止できるためである。(堀口義弘)

鋼線によるアルミニウム線の強化

(R. AKERET: Z. Metallk., 58 (1967) 10, p. 692~697)

アルミニウム線または棒材の中に鋼線を芯材として入れ、強度を増加させる実験を行なった。

一般に芯材の形態として、長い連続した線材、短い線材の細片、ホイスカなどが考えられる。また芯材を入れる方法として、鋳ぐるみ、粉末焼結法、塑性加工などがあるが、ここではアルミニウムと鋼線の複合材を塑性加工により作る場合について検討する。

複合材は押出し、引抜き、圧延などにより作ることができるが、その際アルミニウムと鋼の変形抵抗が極端に異なることが問題となる。押出しの場合、単純にアルミニウムと鋼の複合ピレットを押出すことはできず、マンドレルをアルミニウムのピレットの後からダイス出口の直前まで押し込み、このマンドレルを通して鋼線を送り込み、アルミニウムとともに押出せばよい。引抜きの方法では、複合材に約 60% 以上の断面減少を与えると、鋼線だけが内部で破断し、その部分のアルミニウム外皮にくびれが現われる。熱間圧延の場合、2 枚のアルミニウムの帯の間に鋼線をはさみ、400~450 °C で one pass 25~40% の圧下率で圧接できるが、さらに圧延すると引抜きの場合と同様、アルミニウム外皮のくびれをともしない、内部で鋼線が破断する。引抜きと圧延における鋼線の破断は同じ原因によるものである。すなわち、アルミニウムに比べ鋼の変形抵抗がずっと大きいので、加工域における鋼の応力状態は単純引張りの場合とほとんど同じになり、強く引き伸ばされると、くびれを生じて破断する。

アルミニウム-鋼の複合材が使用されるとき、それぞれの材料の応力-歪特性からみて、鋼はアルミニウムの 3 倍か、それ以上の応力配分を受ける。このことから、この複合材は、不時の過負荷により材料が降伏すると重大な事態になるようなところに、使用することができ。(田頭 扶)

金属加工中における組織破壊におよぼす圧力の影響

(L. F. COFFIN and H. C. ROGERS: Trans. ASM, 60 (1967) 4, p. 672~686)

7000 気圧までの液圧中で板の引抜きを行ない、変形中における金属組織の破壊におよぼす応力状態の役割を調べる。

ここでいう組織破壊とは、変形による顕微鏡組織的な変化であり、機械的性質の低下を誘起するものである。

金属材料中には、介在物周辺や粒界の 3 重点などにもともと void が存在しており、それが変形により成長し、組織破壊が進行して破断へと導かれる。その際、破壊の度合は変形域の静水圧応力状態にも支配される。ちなみに板の引抜きにおける変形域の応力状態をすべり線場法により解析すると、板の中心部では、加工度、ダイス角によつては、負の静水圧応力状態になることがわかる。そこで、外部から静水圧をかけ、変形域の応力状態を変えることにより組織破壊を抑制しうることが考えられる。

組織破壊は顕微鏡観察によつても調べることができるが、定量的にとらえるために、引抜き板の密度の変化を測定する。

まず常圧で、数パスの引抜きにより加工度を増加させていくと組織の破壊が進行して、引抜き板の平均密度は低下する。しかも板の中心部 1/3 における密度の低下はさらに著しい。このことは組織破壊が変形域における静水圧応力状態と密接な関係があることを裏づけている。また、介在物の多いタフピッチ銅は無酸素銅に比べ低下が著しい。この引抜きを高圧容器中で液圧下のものに行なうと、材料の降伏応力の 10% 位の外圧でも組織破壊の抑制に対して有効で、加工度に対する密度の低下率は小さくなり、加工限度も大きくなる。これは外部の静水圧により変形域の静水圧応力が正の方向に移行することによるものである。しかしながらアルミニウム板の引抜きで、7000 気圧の静水圧を加えても変形の進行にともなう組織破壊を完全におさえることはできない。

(田頭 扶)

一性 質

種々のセミキルド鋼における酸化物系介在物の種類および分布に関する研究

(K. WICK et al.: Arch. Eisenhüttenw., 38 (1967) 9, p. 701~710)

平炉と上吹き転炉から 5~9 t のスラブを作成し、各種脱酸剤でセミキリングした際の酸化物系介在物の量、分布および機械的性質への影響、また酸素量の分布について検討した。全鋼種ともフェロマンガンを予備脱酸した後、とりべ中に下記の脱酸剤を添加した。(1)フェロシリコン (75%Si)、(2) Si-Al 合金 (Al と Si の比はそれぞれ 1:7, 1:8, 1:1, 1:5:1, 1:9:1) (3) Al 単独

(一部フェロクロム添加), (4) Mn-15%Al, (5) フェロチタン(75%Ti), (6) Ti-Al 合金(40%Ti, 10%Al, 2%Si). 全酸素量はキャリアガス法で測定した. 介在物を Br-メタノール法と一部 KLINGER-KOCH の電解-塩化法で抽出した. 顕微鏡観察を行ない, また 20 mm ϕ $\times$ 70 mm の試料を 1150°C で 20 mm に圧縮して介在物の変形能を調べた. 熱間圧延材から試片を採取して曲げ試験と衝撃試験を行なった. キリングの精度は Ti および Al で行なうとフェロシリコンおよび Al-Si 合金の場合よりも悪くなる. Br-メタノール法と電解-塩化法による酸化物系介在物の抽出量を比較すると, 前者は後者に比べて Mn と Fe 酸化物の酸素で 0.001~0.002% 多く, また Br-メタノール法とキャリアガス法による全酸素量を比較すると前者は後者よりも常に低値を示す. 脱酸剤中の Al 量が増加すると全介在物量は少なくなり分布も均一になる. 介在物中の Al_2O_3 成分が増加すると, とりべ中で浮上しやすくなる. また Al 添加とともに介在物に変形しやすいガラス状の Mn- Al_2O_3 -SiO₂ から変形しにくいスピネルに強くキリングするとコランダムに変化する. しかし FeO も常に存在する.

Ti 合金で脱酸すると, 介在物はインゴット下部で特に多くなり主に変形しにくい MnO $\cdot$ TiO₂ からできている. この場合にも FeO は存在している. 衝撃および曲げ試験結果は脱酸剤中の Al 量が増加するとよくなる. Ti 脱酸の場合には衝撃値は大きい, 曲げ試験値は小さい. これは表面下に介在物が多いためである.

(浜野隆一)

鋼におけるマルテンサイト-フェライト調整組織の製造—I (R. L. CAIRNS and J. A. CHARLES: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 10, p. 1044~1050)

軟質のマトリックス中に硬質粒子を分散させると材料は強化されるが, 粒子が板または繊維状で応力の方向にそって並んでいると最も効果的である. 本研究はフェライトマトリックス中にマルテンサイトを板または繊維状に分散させた繊維強化型鋼の製造法について検討したものである.

複合材の表面被覆からの拡散による層状組織

ブリキ板を重ね合わせ 1000°C で熱延し, 再び重ねて熱延をくり返す. フェライト生成元素の Sn がフェライト中に拡散し, 1500~2500層/inch の帯状組織が得られる. またアルミはくを軟鋼板の間にはさんで 1100°C に加熱すると Al が拡散してフェライトバンドが生成する.

2つの合金の複合

Al を 1.55% 含む低炭素鋼と 0.84C 鋼の薄板を交互に重ねて熱延し圧着する. この複合材を熱処理し, フェライト-パーライトまたはマルテンサイト組織としたものについて機械的性質を調べたが, 複合材は初期材の中間の性質を示し帯状組織が微細なほうが良い結果を示した.

合金拡散による繊維状複合材

軟鋼線に Al を熱浴浸漬によつて被覆し, 乾燥水素中で 1100°C で焼なまし, 中心部が高炭素で周囲がフェライトの線材を造り, これらを鋼管につめて 1200°C に加熱して熱間スエージングすると, フェライト中にマルテンサイトが繊維状に分散した組織となつたが各線材の圧

着は不完全であつた.

帯状組織鋼から繊維状 マルテンサイト-フェライト 複合組織鋼の製造

帯状組織のボイラー用鋼板を冷間圧延し, 微細な層状のフェライト-パーライト組織とし, 高周波で 720°C に 4sec 加熱して焼入れ, フェライト-マルテンサイト層状組織を造つた. フェライトの微小硬度は 213 Hv, マルテンサイトは 587 Hv を示した. 商用鋼における合金元素の偏析は炭素の急速な拡散を防ぐのには不十分で組織の規則性は良くなかつた. (青木孝夫)

マルテンサイト-フェライト調整組織を有する鋼の機械的性質-II (R. L. CAIRNS and J. A. CHARLES: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 10, p. 1051~1065)

Al を周囲から拡散させ線材の中心がマルテンサイトであまりがフェライトの単純な繊維型複合材, ブリキ板を重ねて熱延して造つた規則的層状組織材, および帯状組織の商用鋼で造つた引伸ばされたマルテンサイトを含む材料について機械的性質を調べた.

単純繊維型複合材ではフェライトでかこまれたマルテンサイトはバルクマルテンサイトより高い強度を有することが示された. これは繊維強化機構では説明できないが, マルテンサイト変態の際の膨張が周囲のフェライトによつて押えられ, マルテンサイト中のミクロクラックの密度と長さが減少するためであろう. 層状組織鋼の性質はマルテンサイトの容積率変化の大きな範囲にわたつて繊維強化理論が適用できるような挙動を示した. 複合材の伸びはマルテンサイトの伸びとじん性に依存し, マルテンサイトの容積率が減少するとゆるやかに増加した. フェライト中にマルテンサイトが少量混在すると, フェライトのじん性は非常に低下する. 複合材の疲労強度についてはあまり良い結果は得られなかつた. フェライトと, マルテンサイトの境界付近の微小硬度測定によると, 複合材中のフェライトはひずみを受け境界付近で硬化しているのが認められた. その結果, 加工硬化率はマルテンサイト量の増加に伴つて上昇した. このひずみは低温焼なましによつて除去され, 強度とじん性が増加した. これらの効果は主としてフェライトの性質によつて決定されるものと考えられる.

普通炭素鋼で造られた層状 マルテンサイト-フェライト鋼の機械的性質は, 適当に熱処理された合金鋼にはおまばなかつたが, 高合金マルテンサイトを用いる可能性が残されている. これらはカーボンマルテンサイトより強くてじん性があり, 炭素の急速な拡散の問題も解決できるであろう. またマトリックスとしてオーステナイトの使用も考えられる. (青木孝夫)

軟鋼中の銅の溶解度におよぼすクロムの効果

W. J. M. SALTER: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 11, p. 1156~1160

熱間加工中の高温脆性の主な原因は, 加熱時に濃化したサブスケール中の Cu が加工温度で溶融相を生成するためであり, これに関連してオーステナイト中の Cu の溶解度を増加または減少させる元素が共存すれば高温脆性を抑制または助長することが明らかにされている.

本論文は, フェライト系高クロム鋼のサブスケール中に著しい Cu の濃化が認められこれが表面欠陥と関連し

ていることを指摘し、オーステナイト中の Cu の溶解度と Cu 濃化相のオーステナイト粒界浸潤におよぼす Cr の効果を調べたものである。概要は次のとおりである。

1) フェライト生成元素である Sn, As, Sb は、オーステナイト中の Cu の溶解度を著しく減少させて高温脆性を助長する。同じフェライト生成元素 Cr は、オーステナイト中の Cu の溶解度に対して Cr 6% までは減少、6% 以上で増加の傾向を示すが、その効果は小さく高温脆性に対する感受性も小さい。

2) Cr は、1100°C 以下、1200°C 以上の温度で 2 面角を著しく増加させる。このことは、Cu 濃化相による粒界浸潤を減少させ、赤熱脆性の温度範囲を減少させるのに有効であることを意味する。

3) Cr の熱力学的函数 ΔG_T 値は、自由エネルギー差（オーステナイトと液相）と 12CN サイズの間に示される線型関係に合わない。この原因は、原子価の相違、電気化学的および負荷の原子価などの効果によるものと考えられる。

4) 高温脆性を支配する因子は、加熱炉雰囲気、スケール生成速度、鋼の組成などによる効果を別にして、オーステナイト中の Cu の溶解度、Cu 濃化相の組成、融点、Cu 濃化相のオーステナイト粒界浸潤である。これらを総合すると、高温脆性の最も発生しやすい温度は 1000~1500°C の範囲である。（高梨安弘）

475°C で時効した鉄-30% クロム合金における変形

(R. LAGNEBORG: Acta Met., 15 (1967) 11, p. 1737~1745)

約 13% 以上の Cr を含むフェライトクロム鋼で起こる 475°C 脆性は微細な粒子の析出と著しい時効硬化をともなう。一般にこの硬化が脆性の直接原因と考えられている。この研究は時効した Fe-Cr 合金の強さがいかなる機構で支配されるかを実験によつてたしかめる試みで、流動応力の温度および歪速度依存性を種々の時効処理を行なつた試料についてきめた。

供試材は Fe-30%Cr 純合金で、熱間鍛造-冷間据込加工後 1050°C で 1hr の焼鈍-焼入れ、さらに 970°C での焼鈍-焼入れを行なつた。機械加工後 475°C で 10, 25, 200hr の時効処理を行ない、-196°C ~ +475°C で引張試験を行なつた。温度依存性をしらべるため試験中に急激な温度変化を与えた。歪速度依存性ははじめ $0.60 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ で引張り、急に $1.67 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ に変化させ、再び $0.60 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ にもどす方法でしらべた。-196°C ~ +475°C での 0.2% 降伏応力と温度の関係を求め、Conrad の式から活性化体積と活性化エネルギーを求めた。

その結果 475°C の時効で生ずる降伏応力の増加の大部分は温度に依存しないことがわかった。200hr 時効した試料での時効硬化量は 45 kg/mm² で、その 78% が温度に依存せず、22% が依存を示す。強度の状態は塑性変形にも有効で、ある歪における流動応力が温度と歪速度の瞬間の値によつてのみ決定されることを示している。時効合金は高温では脆性を示し、200hr 時効材での延、脆性遷移温度は約 350°C であつた。時効しない試料で得られた活性化体積と活性化エネルギーは低温においては Peierls-Nabarro の機構が律速の変形過程であることを示している。時効硬化の非温度依存部分は転位の

応力場と析出物とマトリックスとの複合物の応力場のあいだの相互作用および析出物とマトリックスの弾性係数の相違にもとづく機構によるようである。実験で求めた活性化エネルギーは転位が Cr に富んだ析出粒子を切つて化学的結合を破壊するとして計算した値とよく一致し、これらの障害を熱的に活性化されて越えることが時効による硬化の温度依存部分をきめる主な過程であろうと思われる。（斧田一郎）

マレージング鋼の開発と将来の動向

(R. F. DECKER, C. J. NOVAK and T. W. LANDIG: J. Metals, 19 (1967) 11, p. 60~66)

マレージング鋼は 1960 年頃に実用化されて以来意欲的な研究の開発がなされている。この合金を生み出した基本的な考え方の第 1 のものは Ti 添加の低炭素マルテンサイトを利用することである。これにより水素脆化、中性子線照射による脆性および焼戻脆化などが起こりにくく、また溶接割れや熱処理による割れのない材料が得られる。第 2 は焼入れなしでマルテンサイトを得ると同時に所定の強度-靱性を維持するために 10% 以上の Ni を添加して応力腐蝕割れに対する抵抗をもたせたことである。第 3 は Si, Mn および S 含有量を低くして靱性の向上をはかることである。第 4 は Co と共存する Mo の特異な硬化機構の利用であり、この際の Mo の効果は 2% Mo で粒界析出を最少にして靱性を改善し、2~5% Mo では転位上への Ni₃Mo の均一なりボン状の粒間析出によつて時効硬化を起こす。Mo 5% 以上では banding が一層ひどくなり相が過剰にできて脆化を起こす。また 6~9% Co の添加は Mo の Fe-Ni 格子中への溶解度を下げて、より多くの析出を起こし硬化する。また Ms と As 温度を上昇させる。Co 10% 以上では banding と Ms 点の上昇の傾向は少なくなり、Co 15% 以上では脆化する。Mo は 900~1300°F で加熱した場合に拡散律速のマルテンサイトからオーステナイトへの逆反応を助長する。そして Co-Mo の時効反応によつて強度と靱性の最適の組合わせを得ることができる。さらにマレージングで得られる諸特性を改善するために、不純物の制御、インゴットの十分な均熱による偏析の均一化および適切な熱間加工で粒の制御による粒界脆性の防止などが採用されている。鍛鋼および鋳鋼のマレージング鋼については 2 回焼鈍法および均一化-再固溶(復元)-焼鈍処理を施すことにより靱性が改善されしかも細粒が得られるため応力腐蝕割れに対する抵抗が増す。このマレージング鋼は航空宇宙材料、化学プラント、工具用材および磁性材など広範囲の応用が考えられ、将来はこれらの諸用途に適した強度と靱性および耐応力腐蝕性をもつ鋼の開発が予想される。（渡辺忠雄）

鋼の熱間加工性評価のための介在物残渣の測定

(W. M. Wojcik, et al.: J. Metals, 19 (1967) 12, p. 36~40)

Si キルド鋼塊の柱状晶領域と外周から 1/2 in. の部分とで種々の高さから試験片を採取し、これらを 1:1HCl で溶解して酸化物系介在物を抽出した。Coulter Counter で粒度分布を測定した。上記位置より切出された試験片 (24in.×24in.) を 6in.φ のピレットに熱間圧延し、穿孔の後、7 in.φ で 0.36 in. 肉厚のパイプに仕上げた。欠陥の数は Magnaglo 法にて測定し、その深さが肉厚

の 8% 以上の欠陥 (grind) は別個に測定した。欠陥と grind の発生起源は同一であるが、介在物組成には関係しない。また介在物の粒度分布とその化学成分にもはつきりした関係がなかった。酸化物介在物の体積は最終成品の品質を決定する。また介在物の体積と grind の数とは相関関係がある。脱酸が不十分であれば、鋼塊 Top の柱状晶領域ほど小型介在物体積は大きく、欠陥の数も多くなる。介在物の体積を対数であらわし、粒径との関係を求めると、直線関係になり、それを外挿することにより、測定できない非常に小さな介在物の体積が求められる。

介在物の全体積が知れば、各粒径の介在物の体積比が求まり、その体積比を対数目盛でとれば、粒径と直線関係になり、log-normal 分布となる。したがって欠陥を作る大型介在物 ($600\mu\sim 1200\mu$) の数とその相対的割合を計算できる。欠陥の数は、この大型介在物の存在する場所と鋼の容積がわかれば求められ、表面から介在物までの距離を S 、粒径を D とすれば、 $S/D \leq 2.7$ の時介在物から欠陥が生ずる。しかし欠陥の長さは求められない。欠陥の数の実測値と計算値はよく一致した。表面われの原因として、圧延の場合には鋼の外周に引張歪みを生じ、局部的なネッキングが起こり介在物からわれが発生する。また穿孔の場合には接線方向に高い引張応力が生じ局部的なネッキングを起こし、大型介在物のところでわれるものと思われる。(浜野隆一)

18 pct Ni-Co-Mo 鋼における析出物の復元

(D. T. PETERS: Trans. AIME, 239 (1967) 12, p. 1981~1988)

18 Ni-250 級マレージング鋼における Co と Mo の相互作用を明らかにするために、この鋼に近い成分の試料を用いて、復元現象を、電気抵抗と硬さの測定および透過電顕によつて研究した。用いた試料は Fe-18Ni-5Mo 3 元合金およびこれに 8% Co を加えた 4 元合金であつて、Al と Ti は $Ni_3(Al, Ti)$ の析出によつて Mo の析出反応が複雑になることを防ぐために添加しなかつた。

Co を含む 4 元合金においては、低温時効温度が 850 °F またはそれ以下の場合に、著しい復元が生じた。同じ温度範囲で、この試料の時効のピーク硬さは、ピーク硬さ対時効温度の関係の、高温からの外挿より高い値を示し、また時効速度は異常に早かつたことはすでに報告したが、以上の現象はすべて 850 °F を境に析出反応に差があることから生じているものと考えられる。すなわち高温での析出に加えるに、850 °F 以下の温度ではこの温度以下で核生成する低温析出物も存在することを仮定することによつて以上の現象を説明することができよう。復元するのは、おもにこの低温析出物である。高温析出物は転位上に核生成したものであるが、低温析出物はマトリックスに核生成した bcc Mo-rich なクラスターと考えられ、このため粒子間距離が短かつたことが電顕で確認された。この核生成に必要な過飽和度は、低い温度で時効することと、8% Co の添加によつて得られる。Co を含まない 3 元合金は復元傾向が僅かで、硬さや析出速度の異常は認められなかつた。1,000 °F において短時間 preage すると過飽和度は減じ、マトリックス析出するエネルギーを失ない、核生成しなかつた。

この合金の復元挙動を説明するには、復元現象についてのこれまで一般的に主張されている 2 つの機構のいずれが必要である。(金尾正雄)

焼もどし脆性における Sb の役割

(P. A. RESTAINO and C. J. McMAHON: Trans. ASM, 60 (1967) 4, p. 699~706)

焼もどし脆性の原因については数多くの研究があり、Sn, Sb, P, As のような元素がオーステナイト粒界へ偏析するためであるといわれており、また粒界に析出したセメンタイトは脆性を助長すると考えられる。このモデルを確認するため、真空溶解した Fe-0.018%C-0.07% Sb 合金と商用の 3340 鋼を用い、破面のフラクログラフィーと破面表面を酸で溶解し微量化学分析することによつて研究した。

Fe-0.018%C-0.07%Sb 合金を 1000 °C から 480 °C まで炉冷し 24hr 保持して、粒界に板状セメンタイトを析出させ、Sb の偏析効果を調べた。液体窒素中で 0.05 min⁻¹ のひずみ速度で引張試験した結果、フェライト-セメンタイト境界の約 50% 以上が破断していることが観察されたが、フェライト-フェライト粒界はそれに比して 1/10 程度であつた。セメンタイトは塑性変形しにくいので脆化効果を促進すると考えられる。脆化した試料を 675 °C で 2 min 加熱すると粒界破断はみられなくなつた。

3340 鋼を脆化处理し衝撃試験した粒界破断面と靱性試料を極低温で衝撃試験して粒界破断させた破断面を、抽出ミクロフラクログラフィーによつて調べたが、いずれにもセメンタイトが認められた。しかし Sb は脆化处理した試料にのみ認められ、靱性試料では検出限界以下であつた。

これらの結果から Sb は脆化处理によつてフェライト-セメンタイトの境界に偏析し、それらの境界の粘着性を低下させる原因となるものと考えられる。また焼もどし脆性を阻止する効果の大きい Mo は、強力な炭化物生成元素であり、フェライトマトリックス中の炭化物析出を促進させ、オーステナイト粒界における炭化物析出を減じ粒界の脆化を防止するものと考えられる。同様な効果が V, W, Cb, Ti などでも期待されるであろう。(青木孝夫)

一物理冶金一

オーステナイト中での不整合双晶境界における $M_{23}C_6$ 炭化物の成長 (L. K. SINGHAL and J. W. MORTIN: Acta Met., 15 (1967) 10, p. 1603~1610)

オーステナイト鋼で時効中に不整合双晶境界に $M_{23}C_6$ が析出し、{111} に沿つて結晶粒内に lath 状に発達することはすでに知られているが、その機構については明らかでない。この研究は透過電顕試験によつて、この点を明らかにしようとしたものである。用いた試料は 24% Ni, 25% Cr, 0.3% Ti と 0.04% C を含む鋼で、0.6 mm 厚さに圧延した strip であり、1150 °C × 3hr 溶体化処理水冷したのち 750 °C で 1~500hr 時効した。

時効によつて $M_{23}C_6$ は結晶粒界、不整合双晶界面に析出し、またある程度マトリックス転位上にも析出する。不整合双晶界面 (界面) における $M_{23}C_6$ の析出は 750 °C × 1hr 時効で観察された。3hr では界面から積層

欠陥が広がっているのがみられた。適当な回折条件で、その周囲は 1 本の転位でとりかこまれていることがわかる。この転位は $a/b[121]$ のバーガースベクトルを有する。Shockley の部分転位であり、積層欠陥は intrinsic であった。焼鈍双晶の不整合界面は部分転位からなると考えられるが、界面自体に $M_{23}C_6$ が析出すると、原子容と弾性率の差により応力が生じて部分転位に作用して界面からループ状に Shockley の部分転位が広がるものと思われる。時効が進むと $M_{23}C_6$ の析出はマトリックス転位上と同じように、まず積層欠陥のまわりの Shockley 転位に生じ、ついで内部の積層欠陥に成長して行く。この成長は Cr の欠陥への Suzuki 効果による偏析で説明できる。Cr の偏析はさらに積層欠陥エネルギーを下げ、部分転位の拡張をさらに生じ、以上の機構すなわち Shockley 転位への析出、積層欠陥への成長転位の拡張が繰返されて $M_{23}C_6$ が lath 状に成長するものと考えられる。(金尾正雄)

鉄-炭素合金のマルテンサイトの形態

(A. R. MARDER and G. KRAUSS: Trans. Amer. Soc. Met., 60 (1967) 4, p. 651~660)

C 含有量との関連における Fe-C 合金マルテンサイトの組織的な形態学的研究はまだ行なわれていないので、光学および電子顕微鏡を用いて、低炭素 Fe-C 合金に生じた massive マルテンサイトの形態を調べ、acicular マルテンサイトへ移行する C 含有量を確認した。試料は純粋な電解鉄を原料とし真空誘導溶解した 0~1.4% C を含む合金で、焼入組織は 0.02% C を除いてすべてマルテンサイトかオーステナイトであった。

低炭素 Fe-C 合金の焼入組織である massive マルテンサイトは、長くて 0.5 μ 程度の幅を有する平行な lath の束からなっており、lath の内部にはきわめて高い密度の tangle した転位が存在している。この形態はオーステナイトマトリックス中に乱雑に並んだ小板からなる高炭素 Fe-C 合金の acicular マルテンサイトと異なっており、しかも acicular マルテンサイトは微細な双晶からなっている。

massive マルテンサイトの 1 つの束の中の並んだ lath はごく少数の orientation に限られているが、可能な bcc の双晶関係にはなかつた。そしてこれらの lath は、(1) 本質的には同じ orientation であつて、小傾向境界によつてわかたれた lath のマトリックスと、(2) このマトリックスとの間に大傾向境界が存在し、異なつた orientation にある他の lath の組から成立つていた。

massive から acicular マルテンサイトへの形態の変化は 0.6~1.0% C の間で行なわれ、C 量がこれ以下である時は massive マルテンサイトで、これ以上だと残留オーステナイトのマトリックス中に acicular マルテンサイトが存在する。(金尾正雄)

一分 析一

燃焼法によるニッケル、鉄、銅基合金中の硫黄迅速定量方法 (K. E. BURKE: Anal. Chem., 39 (1967) 14, p. 1727~1731)

V_2O_5 を燃焼促進剤として使用し、燃焼法による S 定量法の改良を行なつた。O₂ 気流中において鉄鋼あるいは

非鉄金属試料を燃焼し 0.001~0.1% 範囲の S を SO₂ として抽出分離し、ついで KIO₃ による光度滴定によつて S を定量する。試料の燃焼には高周波加熱炉を用いる。従来の燃焼方法によれば S の抽出に 5~15 min を要するが、 V_2O_5 を用いて燃焼すれば 2 min 以内に短縮される。しかも S の回収率は増加し、精度が向上する。S の回収率は従来の方法では周知のように 60% から 100% 近くと、はなはだしく大きなバラツキを示すが、本法では 90±10% の範囲である。使用する V_2O_5 は前処理として空気中で 670±10°C で 15hr 加熱し、空試験値を除去する。本法の精度は 0.012% S 程度のマルエージング鋼で 0.0006% 以内、0.005% S の Ni 基合金で 0.0005% 以内である。分析操作の概略をつぎに示す。

試料と S 量既知の標準試料を同量ずつはかり燃焼するつぼへ入れる。これに V_2O_5 1g を加える。もし、試料および標準試料が非鉄金属であるか、試料採取量が 0.5g 以下のときは純鉄粉 1g をさらに加える。これを O₂ 流速 1.5 l/min のもとで燃焼させる。抽出した SO₂ は HCl(3+97) に吸収させ、KI-澱粉溶液を指示薬として KIO₃ 標準液で光度滴定を行なう。高周波加熱、抽出、SO₂ の吸収、滴定を連続して行ない、2 min 後加熱をやめる。SO₂ の抽出は約 1.5 min 間で完了する。

同時に行なつた標準試料(試料と同様な組成のものを使用する)の分析値から係数を決定し、これを用いて試料の定量値を算出する。

数種の NBS 試料を高周波加熱炉で燃焼したところ、従来の Sn, Cu など促進剤として使用した場合、SO₂ としての S の回収率は平均約 85% であるが、本法の V_2O_5 を使用した場合は平均約 99% であった。すなわち、回収率は V_2O_5 を使用することによりいちじるしく向上する。(若松茂雄)

一そ の 他一

約 18%Cr-8%Ni を有する鋼中の酸化物系介在物決定のための自動的塩素化法

(O. OPRAVIL: Arch. Eisenhüttenw., 38 (1967) 9, p. 725~728)

電解残渣には酸化物の他に主として炭化物が含まれていることが多い。酸化物の決定を行なう場合この炭化物は種々の不都合を生ずるので除去しなくてはならない。

本報では、自動的な塩素化によりこれらの炭化物除去を行なう装置を組み、数種類のオーステナイト系ステンレス鋼について検討を行なつた。塩素化を行なう前段階としてまず電解残渣の採取をした。電解液としては(A) 20%クエン酸ナトリウム+3%塩化ナトリウム+1%アスコルビン酸、(B) 1.5%塩酸+エタノール 2 種類について検討した。特に(B)は主として Nb および Mo を含むオーステナイト鋼からの抽出に使用する。このようにして得た電解残渣を塩素化したのであるが、実験的に鋼の切削屑をそのまま直接塩素化する方法も試みた。なお供試材の各鋼は、そのままの状態、真空中で再溶解した状態、アルゴン中で再溶解した状態で検討した。

塩素化は、要約すると、試料として陽極残渣または切削屑を装入した後まず乾燥および排気のため 200°C で装置内を真空に引き、次に 350~400°C で乾燥した純塩素

を流入させ約 20 min 塩素化を行なつて最後に 900°C で約 30 min の昇華により塩化物を飛散させるといった操作を自動的に数回くりかえすことによつて行なつた。なお操作温度および時間は試料に応じて変えた。

このようにして得た結果から次のことが明らかとなった。酸化物は侵さないで炭化物をほぼ完全に除去できる。18%Cr-8%Ni 鋼中から酸化物のみを採取するのに最適の塩素化時間は8~16hrである。Nb 炭化物は比較的短時間で除去され、Cr 炭化物は W 炭化物に比べて除去しやすい。さらに真空中あるいはアルゴン中で再溶解を行なつた鋼に存在する介在物の量は再溶解を行なわない鋼に比して少ない。真空中で再溶解すると、Fe 酸化物、Mn 酸化物含有量が減少し Si 酸化物含有量が増加する。この場合 Al 酸化物量には変化がない。一方アルゴン中で再溶解すると、Si 酸化物および Mn 酸化物含有量が減少し、Fe 酸化物含有量が増加する。この場合他の酸化物には明らかな変化はない。(斉藤鉄哉)

半成品と鉄鋼製品の発送に関する路面輸送と軌条輸送の影響 (R. H. ADAMS et al.: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 11, p. 1106~1115)

第7回国際鉄鋼工場輸送会議の議題に関する英国の見解を寄稿したものである。会議は3つの議題からなるが本論文はその第2の議題について述べたものである。

本論文は「路面輸送と軌条輸送」、「設備と組織」、「コスト」、「顧客」の事項につき広く検討を行なっている。内容を要約すると

1. 鉄鋼製品の50%以上は路面輸送によるものでありこの傾向は年々確実に増加している。この主な理由には

- i) スピードとサービスの確実性
- ii) 損害に対する保障
- iii) 異なる顧客への配達と対してまとめて混載できるなどが挙げられる。

2. 英国鉄道は鉄鋼製品の輸送に対し、特別に強化した専用軌条を施設して路面輸送と競争している。

3. 輸送効率を上げるには倉庫設備と梱包面積および貯蔵ピンの選択が重要な問題でありまた管理者の手腕も大きい。

4. 軌条輸送の最終コストは路面輸送よりも高い。経済的な路面輸送の必要条件として適正車種の選択、稼働率の向上、積荷の管理などが上げられている。

以上のごとく本論文は製品輸送における多くの問題について述べているが、軌条と路面でいずれがよいかは工場環境や顧客の条件などにより一概に断定はしていない。要は輸送管理者の責任で最も効果ある方法で、できるだけ安い手段を選択し、運搬車の管轄も十分に行なうことが大切であるとされている。

英国鉄鋼業と輸送の主な点で未解決な問題があり、工業の国有化、輸送政策などを将来の課題としてとりあげている。英国政府としても国家運輸機構の設立、路面輸送費の探究、交通法規の一部改正などを行なう意向を発表している。(佐藤長二)

(特許記事 640 ページよりつづく)

心線連続焼鈍装置

特公・昭43-5971 (公告・昭43-3-5) 特願: 昭40-74209, 出願: 昭40-12-1, 発明: 土屋彰一, 宮島日出夫, 出願: 沖電線(株)

ガスあるいは油で加熱される加熱炉

特公・昭43-5972 (公告・昭43-3-5) 特願: 昭39-37246, 出願: 昭39-7-1, 優先権: 1963-8-22, (ドイツ) D42300, 発明: ウイルヘルム・リーマン, 出願: ドイツエ・エー・デルシュタールウエルケ・アクチエンゲゼルシャフト

電解液中における加熱方法

特公・昭43-5973 (公告・昭43-3-5) 特願: 昭40-77468, 出願: 昭40-12-16, 発明: 井上潔, 出願: ジヤパックス(株)

高炉における還元工程の制御方法

特公・昭43-5984 (公告・昭43-3-5) 特願: 昭39-65610, 出願: 昭39-11-20, 優先権: 1963-11-28 (フランス) 955325, 発明: クラウド・スタイブ, 出願: アンステチュート・ド・リシエルシエ・ド・ラ・シデルージー・フランセーズ

深絞り用アルミニウムキルド鋼を焼なます方法

特公・昭43-5995 (公告・昭43-3-5) 特願: 昭39-4023, 出願: 昭39-1-29, 優先権: 1963-2-26 (オーストラリア) 27781/63, 発明: ピーター・ネザートン・リチャーズ, 出願: ジョン・リソート(オーストラリア) リミテッド

鉄鋼表面の化成処理方法

特公・昭43-6368 (公告・昭43-3-8) 特願: 昭41-31129, 出願: 昭41-5-18, 発明: 山岸秀久, 武内正雄 出願: 日本鋼管(株)

圧延方法および圧延機の改良

特公・昭43-6379 (公告・昭43-3-8) 特願: 昭41-81099, 出願: 昭41-12-12, 優先権: 1965-12-13 (イギリス) 52813/65, 発明: グラハム・エリック・モアー 出願: イムペリアル・メタル・インダストリス (カインノッチ) リミテッド

金属板圧延機

特公・昭43-6381 (公告・昭43-3-8) 特願: 昭40-80750, 出願: 昭40-12-27, 優先権: 1964-12-29 (南アフリカ) 6175/64, 発明: シー・エム・フエンウィック, 出願: ファーガソン・ステイール・ブランド・オーグジリアリス (プロプライエタリ) リミテッド

連続鋳造法によつてビレットおよび型钢を作る方法

特公・昭43-7763 (公告・昭43-3-25) 特願: 昭37-18524, 出願: 昭37-5-7, 優先権: 1961-5-5 (ドイツ) A37366, 発明: エミール・シユネツケン・ブルゲル, 出願: アクチエンゲゼルシャフト・デル・フオン・モースシエン・アイゼンウエルケ・ルーツェルン

下注ぎ鋳造装置における溶湯連絡遮断装置

特公・昭43-7764 (公告・昭43-3-25) 特願: 昭36-37662, 出願: 昭36-10-19, 発明: チャールス・フレデリック・ストローム, ジョセフ・ピクター・ウスゾクタ, 出願: グリフィン・フィール・カンパニー