

## 抄 録

## —原 料—

## 鉄鉱石および焼結鉄の総合的特性を知るための新しい方法

(H. TRENKLER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 6, pp. 375~383)

高炉装入物の特性をできるだけ総合的に求めるため、鉄石あるいは焼結鉄よりなる充填層を用いて昇温過程の層厚、排ガス成分および還元率の変化を調べるとともに、昇温途中で試料を取り出し顕微鏡組織の変化を調査した。これらの変化を温度に対して一つの図にプロットし、この図を Thermogramm と名づけ、相互の関係を考慮した。試験条件は、試料粒径 8~10 mm, 試料量 30φ×35, 荷重圧力 5 N/cm<sup>2</sup>, 昇温速度 5°C/min, 試験雰囲気 N<sub>2</sub> および 40% CO, 60% N<sub>2</sub>, 最高温度 1380°C であり、顕微鏡組織観察のための試料取り出し温度間隔は、300~1000°C の温度範囲では 100~250°C, 1000~1300°C の範囲では 60~100°C とした。用いた試料はヘマタイト系の Brasil 鉄石, マグネタイト系の Kiruna-B 鉄石, ゲーレンナイトを含む Mano-River 鉄石および CaO/SiO<sub>2</sub>=1.1 の焼結鉄である。

試験の結果、N<sub>2</sub> 雰囲気中では Brasil は 800°C までわずかの膨脹をすること、また Brasil, Kiruna-B は最終収縮率が 5%程度と少ないが、Mano River と焼結鉄は著しい収縮をおこすこと、還元雰囲気中では N<sub>2</sub> 雰囲気中に比していずれも収縮率が大きくなること、試料の種類により還元挙動が異なること、また層厚変化と組織観察から、膨脹は新しい相の方向性のある成長により、収縮は再結晶あるいは部分的な溶融によりおこることなどが示された。この試験方法で得られた結果から、鉄石あるいは焼結鉄の製錬時におけるすべての反応経過が推測されるだけでなく、どのような冶金プロセスがもっとも適しているかをも考慮することができる。

(森 徳明)

## —耐 火 物—

## 高温用石灰耐火物

(J. T. BENSON and O. J. WHITTEMORE, Jr.: Amer. Ceram. Soc. Bull., 50 (1971) 6, pp. 545~547)

市販 Ca(OH)<sub>2</sub> を使用して CaO 耐火物を製造し、その試作品の試験をして利用の可能性について検討した。

使用した出発物質の水酸化カルシウムは、(1) 試薬特級、(2) 工業薬品の純度が Ca(OH)<sub>2</sub> として 94%, 96%, 97% の水酸化カルシウム 3 種である。出発物質に約 1% の Poly Vinyl Alcohol, 6% の水分で 20 メッシュ粒をつくり、350 kg/cm<sup>2</sup>~1050 kg/cm<sup>2</sup> の成形圧で成形する。それを 1400°C で 6 時間仮焼する。これらの実験後、CaO 粒は水酸化物の予備成形、粉碎後に 140 kg/cm<sup>2</sup> の成形圧で 10<sup>3</sup>/<sub>4</sub>"×5"×3" の大きさに成形し、1450°C に仮焼粉碎したものを使用。

粒度は -10+20 メッシュ 40%, -20+100 メッシュ 20%, -100+200 メッシュ, -200 メッシュ 30% であ

る。結合材はパラフィンのケロシン溶液である。

試験体は 700 kg/cm<sup>2</sup> の圧で直径 1" の大きさに成形され、電気炉で 1450°C, 12 hr あるいは 1690°C, 4 hr 天然ガス炉で焼成された。

焼成物の再熱収縮率は、4200°F の加熱で 2% 以下 (1450°C 焼成物), 1% 以下 (1690°C 焼成物) であり、荷重軟化性は、10 psi, 2350°C で 5% でありきわめてよく、揮発性は 2300°C, 1 hr 加熱して 0.6% の重量減少である。

これらの性質からみて、高温真空系内の耐火物、石油化学工業用耐火物、セメント製造用耐火物としての用途が考えられる。  
(宗宮重行)

## —製 鉄—

## 高炉の熱移動と流れの問題について

(Von. R. JESCHAR et al.: Stahl u. Eisen, 91 (1971) 12, pp. 665~678)

高炉内での複雑な現象を説明するためには、数学モデルを作ることが重要であり、その際炉内での反応機構と同様、熱移動と流れの問題をよく考慮する必要がある。熱移動と流れの問題として次の 5 項目が、代表的にあげられる。

(1) 高炉の実測値やコールドモデルを利用して、シャフトでのガスと装入物の熱交換を研究する。

(2) 炉内のガス流れをモデルで解析し、その結果を用いて、付加的に炉下部から吹きこまれる還元ガスと炉内ガスの混合状態を研究する。

(3) 炉全体の圧力損失に与える影響から、コークスの適正な大きさを決定できるが、溶融帯でのフラッキング現象、羽口前の空間容積および炉芯のひろがりを与える影響を考慮すると、最適な大きさを決定できない。しかし高生産性を得るためには、よく整粒し、摩耗の少ない鉄石とコークスを最適な大きさと装入することが必要である。

(4) 水を用いたモデルで、スラグのフラッキング現象を研究した結果と高炉との関係が示されている。

(5) ナフタリンを充填したモデルを使つて、羽口前の空間を作り、そこでのナフタリンの昇華によつておこる装入物の動きを研究する。

完全な数学モデルを作るために、さらに研究が必要であり、とりわけ炉内での装入物の動きが問題である。

(稲谷稔宏)

## 「シベレクトロスターリ」工場における移動床型焼成機による還元ペレットの製造

(V. S. KUDRIAVTSIEV, et al.: Stal, (1971) 5, pp. 385~388)

焼成機型の移動床焼成機を用い、固体炭素材内装ペレットを還元して、金属化率 50% 程度の還元ペレットを半工業的規模で製造するプロセスについて、最適操作条件、生産性、採算性などを、試験結果に基づいて報じている。

原料と還元剤はいずれも -0.074 mm が 80~90% と

なるよう粉碎し、ベントナイト 1.5% を加え、調湿 (5~8%) 後ディスクペレタイザーで造粒する。生ペレットは重油燃焼によつて加熱しつつ、強制対流下で乾燥、予熱、第1還元、第2還元各帯を通り、最後に水冷される。原料鉱石は Fe 62% のコルシュノフスク精鉱と Fe 64.3% のクリボイログ精鉱を用い、還元剤としては C 72% の褐炭半成コークス、C 82% のコークス、C 85% の無煙炭を比較した。

雰囲気ガスの温度は熱ショックによる崩壊防止、ならびに層厚 (200 mm) 方向の還元の均一性からみて、乾燥帯で 250~350°C、予熱帯で 400~900°C、還元帯で 1200~1380°C とする必要がある。初期炭素含有量は金属化率と製品の強度からみて 11~13% が最適であり、また焼成機内の滞留時間は層厚方向の金属化率の一様性から 30~40 min (内還元時間は 15~20 min) が最適である。半径方向の還元率の一様性、最大金属化率、落下強度などの観点から、生ペレット粒度は 18~22 mm (製品で 15~18 mm) がよい。還元剤としてはコークス、無煙炭のほうが歩留の点でも、金属化率の点でもよく、かつ還元時の雰囲気中に 15% までの酸素の存在を許容しうる。

生産性は通気速度と共に増し、層厚 200 mm でガス速度 0.6~0.7 m/sec のとき、還元剤種により 0.3~0.5 t/m<sup>2</sup>·hr である。消費熱量は 270 万 kcal/t である。

脱硫率は 30% にすぎないから、低 S の原燃料を用いる必要があり、還元ペレットによる鉄の生産が経済的に有利になるのは、低 S で安価な燃料が確保できる地域においてである。具体的には燃料とガス媒体加熱とのコストが、還元ペレットを高炉に使用したときにえられるコスト減を上まわらないことが必要であり、タイレットの条件では燃料の価格がコークスのその 1/5 以下の場合である。

(館 充)

#### 装入物として還元ペレットを用いた高炉操業

(A. G. MIKHALIEVICH, et al.: Stal, (1971) 5, pp. 389~393)

1969年ニージェタギール冶金コンビナートの 259m<sup>3</sup> の高炉で行なわれた還元ペレット使用試験の報告である。

試験は低塩基度焼結 (Fe 55~58%, 塩基度 0.78~0.91) 100% の場合 (A)、焼結 50% と自溶性ペレット (Fe 62~63%, 塩基度 1.1~1.25) 50% の場合 (AO)、自溶性ペレット 100% の場合 (OK)、および焼結 50% と還元ペレット (Fe 66~67%, 金属化率 43~46%, シペレトロスターリ工場製) 50% の場合 (AM) を比較する形で行なわれた。送風温度は 880~900°C で、試験 AM の場合だけ重油吹込を行なっていない。

コークス比の点でも出鉄量の点でも、最も成績のよかつたのは AM であり、A, AO, OK にくらべて、それぞれ、コークス比で 16.0, 7.0, 6.0% 低く、出鉄量で 7.6, 2.5, 7.8% 高くなつた。とくにスラグ比の等しい A の場合と比較することにより、装入物の金属化率 10% あたり、コークス比で 6.8% 減、出鉄量で 4.4% 増という結果がえられたが、これはこれまでの内外の諸報告とよく一致する。また還元ペレット 50% 程度では炉況は正常であつたが、これ以上に配合率を上げたときには炉況が乱れた。

熱精算の結果によれば、金属化率 1% あたり全出熱量が約 1% 減少するが、これは主として鉱石の還元熱の減少によるものである。同じ理由で炉頂ガスの CO<sub>2</sub>/CO は下がるが、トンあたりガス量の減少により炉頂温度は下がる。さらに還元ペレットの使用により送風熱の割合が大きくなるので、送風温度の上昇が有効である。

ストックラインレベル、シャフト中段および下段で、試料採取その他の測定を行なつた。それによると試験はいずれも外部操業の傾向を示したが、この傾向はとくに OK の場合に顕著であつた。AM の場合には高さ方向の温度低下が顕著にみられた。還元ペレットの還元性はよく、かつ高さ方向で比較的一様に還元され、シャフトの半分での停滞がない。炉内試料の篩分けの結果からみて、シャフトで最も砕けやすいのはペレット、最も砕けにくいのは還元ペレットで、焼結は両者の中間に位置する。ボッシュガス量が OK→AO→AM→A の順に大きくなつていながらも、還元ペレットがヘマタイトペレットにくらべて還元強度が高いことを示すものである。

(館 充)

### — 製 鋼 —

#### エレクトロスラグ溶解法の冶金に関する一寄稿

(H. J. KLINGELHÖFER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 42, (1971) 5, pp. 299~306)

本実験ではエレクトロスラグ法における反応過程の挙動を調べた。実験は鋼に 0.13~0.16% C, 0.3~0.4% Si, 1.2~1.5% Mn, 0.02~0.04% S, 0.02~0.05% Al の一定成分を用い、スラグには CaF<sub>2</sub>-CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系の配合を変化させて行なつた。実験装置には水冷鑄型を用い、鋼とスラグを垂直に下げた消耗電極で溶解し反応中の鋼とスラグを石英管で採取し分析した。

塩基度は溶解過程で本質的に変化することはないが、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> がスラグ中に存在すると Si の滓化を妨げる。エレクトロスラグ法においても脱硫能は塩基度の増加によりよくなるが、塩基度が一定の場合 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が存在すると脱硫作用を減少させる。とくにスラグ中に Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が 15% 以上になると脱硫能は著しく悪化する。実際の脱硫は鋼/スラグ界面だけで進行するのではなく、スラグ中の S が空気中の酸素と反応し SO<sub>2</sub> となつて気化するために、スラグの脱硫能は溶解過程で平衡分配比に固定されることなく、ある一定の脱硫能を有する。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を含まないスラグでは塩基度=5 において最大の脱硫能を示し、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の増加とともに (S)/[S] は小さくなり、この場合には気化脱硫効果が大きくなる。さらに脱硫と関連して鋼中の Si と Al については Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を含まないスラグの場合、塩基度の上昇とともに両成分の酸化は増大するが、塩基度が一定の時の両成分の酸化はスラグ中の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が増加するにしたがい減少し、これらの成分の滓化を抑制する。原料中には多量の Si, Al などの脱酸成分が含まれているので鋼中の酸素はすみやかにスラグに移行し、鋼の最終酸素含有量は電極中の酸素量以下の値であつた。ただし Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含有スラグは Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の増加とともに鋼中の酸素量を低下させる。さらに電極/スラグ、金属液滴/スラグ、メタル/スラグのそれぞれの界面における反応の寄与を考察し、鋼中の S と O の含有量について従

来の方法による測定値と比較検討した。(吉越英之)

### 超音波による鋼の清浄度の評価

(S. S. DANIEL and R. A. REGE: J. Metals, 23 (1971) 7, pp. 26~37)

水浸型超音波探傷装置による鋼板中の大型非金属介在物の検出法について研究した。装置は、リフレクトロスコープ、直記式オシログラフ、ステンレス鋼製水槽(長さ 61 cm, 幅 30.5 cm, 深さ 38 cm), 直径 34 mm の硫酸リチウム振動子 (10 M N<sub>z</sub>), FM レンズ, および標準化ならびに目盛り校正用の数個の鋼球より構成される。試験に供した鋼板の厚さは約 25 mm, 表面は研磨仕上げで粗さは 65 micro-in (RMS) である。鋼球および標準試験片を用いてオシログラフの縦軸(欠陥強度)と横軸(位置)の目盛りを決め, 最高の検出感度が得られる振動子-試験片表面間の距離や超音波ビームの焦点直径などの幾何学的条件の最適値を求めた。超音波ビームの走査方向は圧延方向に対して直角, 走査間隔および面積は 3 つの方法について検討した結果, それぞれ 2.5 mm, 180 mm×51 mm×2 (両面), とした。以上述べた方法により探傷走査を行ない, 検出された level 1 (直径 3.2 mm の鋼球で得られる強度に相当) 以上の欠陥総数を走査体積で割った値を超音波清浄度指数 (UCN) とし, これと光学顕微鏡や QTM (走査型テレビジョン顕微鏡) による非金属介在物の観測値との対応を調査した。

調査の結果を要約すると次のとおりである。(1) この方法により JK chart の 3~4 に相当する珪酸塩系介在物より大きい介在物は確実に検出される。(2) 検出頻度より計算した UCN の分散の最大は 10%, 平均は 7% であり再現性は良い。(3) UCN と QTM による介在物の長さ係数との間に有意な正相関が認められた。(4) 介在物の種類と形状, 超音波ビーム形状, 基地組織の干渉などの因子の影響により介在物の大きさを精確に区別することは困難である。

超音波による清浄度の評価法は検出領域が比較的に広い特徴を有するので規格や加工履歴が同じ鋼板に対しては光学的評価法より測定値の信頼性は高いと考えられる。

(江島彬夫)

### 水冷銅鑄型を用いるプラズマアーク炉

(B. E. PATON, et al.: Stal', (1971) 6, pp. 507~511)

数年前から研究されているパトン電気溶接研究所のプラズマアーク炉の概要を紹介した。プラズマアーク炉は水冷銅鑄型の中にプラズマアークによつて金属を再溶融し凝固させるものであるが, 銅鑄型の真上に一本のプラズマアークを置きインゴットを側面から供給する方法と, インゴットを銅鑄型の真上に置き何本かのプラズマアークによつてこれを溶融する方法とがある。プラズマ発生のガスとして Ar, H<sub>2</sub> あるいは N<sub>2</sub> を含む Ar を用いた。

試験炉の特性は次のようなものである。

これらのプラズマアーク炉により多くの鋼および合金が溶製されたが, 鑄塊のマクロ組織は圧延しやすい組織となり, とくに加工しがたい合金には都合がよい。

プラズマアーク炉では水冷鑄型を用いるために温度が

	y-461	y-400	y-550	y-555
プラズマの出力(KW)	160	240	2 000	2 800
プラズマの電圧(V)	40~80	40~80	<200	<200
プラズマアークの数	4	6	6	6
鑄塊の最高重量(kg)	30	380	3 500	5 000
鑄塊の最大長さ(mm)	500	1 000	1 500	2 100
鑄塊の最大直径(mm)	100	250	630	630
鑄塊の引抜速度 (mm/min)	0.5 ~30	1.5 ~15	1.5 ~15	1.5 ~15

均一でなく, 200°C/cm に達する温度勾配が認められた。そのために溶融金属は激しく攪拌され, 拡散が容易になつて組成は均一になる。この傾向は, プラズマアークの数の多いほど強くなる。

(郡司好喜)

### 冶金的面から見た高合金鋼, 炭素鋼の連続鑄造

(L. BACKER and P. GOSSELIN.: J. Metals, 23 (1971) 5, pp. 16~27)

仏 SAFE では, 自動車工業用を主体とする機械構造用, 高合金鋼すなわち (1) 0.75~0.80%C, (2) Cr-Mo, Cr, Ni-Cr, Cr-Mn, Si-Mn, Ni-Cr-Mo, (3) 合金元素 <4~5% を 5×5 in, 8×8 in 断面の連鑄々片に鑄込んでいるが, 10 年の経験と研究により目的を達することができた。

40 ton 電気炉 2 基から Mannesmann-Demag 製の垂直 4 ストランド連鑄マシンに 500 t/日注入しているが, 連鑄設備(主な特徴, タンデッシュ, 浸漬ノズル, 鑄型), 連鑄々片(表面手入れ, 歩留, 生産状況), 鑄片品質レベル(表面欠陥, 介在物, 外部ワレ, 内部欠陥, センターポロシティ)などの操業上の諸因子との関連を説明している。熱間圧延成品は 5~600 の圧下比, すなわち 5×5 in ビレットから最大断面 2~2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> in 径, 8×8 in ブルームから最大断面 3<sup>1</sup>/<sub>2</sub> in 径を得ており, コールドヘッダーでは圧下比 40~600 で 5×5 in ビレットから加工される。

連鑄成品は化学的に均一で, 機械加工性良く, 熱処理に際しての適確な感受性を有し焼入れでの変形が非常に少なく, また疲労抵抗が向上するなどのメリットがある。最適鋼質を得るための理想的な操業条件には多くの妥協を含むことを理解すべきで, たとえばピンホール発生を抑えるに必要な Al 添加は一定限度を越えると表面および内部の介在物生成をもたらす, 酸化物系介在物をなくするため高温の鑄造温度とすれば, 一方ではワレ, 偏析, ブレックアウトなどの大きな悪影響をもたらす。

これら最適条件を現実化するには完全に正確なコントロールが必要であり, 工業的操業条件で高合金鋼を含み連鑄で生産するには, (1) 連鑄技術の改善を促進する高度な技術陣, (2) 適切かつ独創的な調査方法でのコントロール, (3) 常に全体の結果を改善する検討と研究の体制が必要である。また連鑄の最終使用の可能な範囲を明らかにすることが大切で, 成品使用の知識と需要家との密接な連繋が必要となる。

(根本秀太郎)

### アーク炉製鋼の将来

O. K. Hill.: Iron. Steel. Eng., 48 (1971) 6, pp. 78~81)

製鋼炉別の国内粗鋼生産比率は 1960 年代に大きな変動を示した。なかでも平炉鋼の減少と転炉およびアーク

炉鋼の増加が著しかつた。予測を含めて炉別の比率は下表のようである。

	転炉 (%)	平炉 (%)	アーク炉 (%)
1959 年	2	87	9
1969 年	42	43	14
1980 年	58	13	29

高出力の設備の出現によつて、最近の大型炉では平均毎時 100 t の能力を示し、さらに新しく建設された 400 t 炉によれば毎時 200 t の製造が可能である。

溶解法としては連続装入が採用されてゆくであろう。冷材によるパッチ操業では毎時 1000 KVA あたり 1 t の製造能力に対して、連続装入を実施すると毎時 1000 KVA あたり 1.5 t に増加できる。連続装入を行なうには原料サイズが小型であることが必要であり、予備還元ペレットまたは小片のスクラップが好ましい。アルゴン酸素法や真空処理法などの炉外精錬法の出現はアーク炉の生産性をさらに高めつつある。

今後つぎの諸問題についての開発が要望される。まず、種々の与えられた電力水準におけるアーク炉への入力を増加させるための電氣的インピーダンスの研究があり、つぎに連続的に安定なアークを維持するための電極の自動調整装置の改良がある。炉の構造は連続装入や還元ペレットの溶解に適するように改良されねばならない。炉の大型化にはそのほか耐火物の開発と電極の研究が不可欠であろう。(大井 浩)

#### 気泡の浮と運動

(G. M. GLINKOV and E. K. SCHEVTSOV: Izv. VUZov, Cher. Met., 14 (1971) 5, pp. 158~161)

ガラス管を用いて高さ 1.8 m, 径 90 mmφ の水浴中における空気気泡の運動を研究した。気泡はノズルで静止と考えられる程度にゆつくり作った。ノズル寸法 2, 4, 8 mmφ に対して気泡直径はそれぞれ 4.5, 5.65, 7.15 mm であつた。特別の装置で水銀浴についても測定した。水浴に関しては気泡はすべて回転楕円形で軸比は 2~2.4, 水銀の場合はキャップであつた。水浴の場合気泡上昇速度は最初 (40~80 mm) 変化するが、これはこの領域で気泡が変形するためと思われる。0.1~0.3 秒後速度は一定となり気泡寸法に無関係に同じ値をとる。気泡後部に相当広い乱流ゾーンが生じている。よつて抗力は乱流特性によると考えられる。すなわち  $\xi \rho \omega^2 S / 2 = k \rho s h$  である。  $h = 2\sigma / \rho \omega^2$  を考慮すると  $\omega = \sqrt[4]{4\sigma g / \xi \rho}$  (m/sec)……(1) を得る。  $\xi$  は抗力係数、  $\rho$  は液体密度 (kg/m<sup>3</sup>)、  $\omega$  は気泡の浮上速度、  $S$  は気泡の断面積 (m<sup>2</sup>)、  $h$  は気泡の厚さ (m)、  $\sigma$  は液の表面張力 (ニュートン/m<sup>2</sup>)。  $\xi = 1.15$  のとき実測値と (1) による計算値とはよく一致した。溶鋼の場合は 0.28 m/sec となる。気泡は加速領域では垂直に上昇するが、速度一定領域に達するとらせん運動をする。気泡が傾くとき上端は厚く下端は薄くなる。連続的に気泡を放出したとき後続気泡の速度のほうが大きく一定時間後に先行気泡に追いつく。水浴の場合次の条件のときは気泡は独立に浮上する: 4.2 mmφ 気泡に対しては気泡間隔は 54 mm 以上、同じく 6.0 mmφ に対しては 76 mm 以上、同じく 10.5 mmφ に対しては 92 mm 以上。平炉でも (0 気泡発生頻度が一定以上になれば鋼浴上部で気泡は接近または

巨大化しスラグ下で特別の層を形成すると考えられる。後続気泡に対する抗力は小さいので、それだけ鋼浴搅拌に使われるエネルギーは小さい。吹込みガス量を増しても浴の混合性がある値で頭打ちする現象はこのことと関連するかもしれない。(小林三郎)

いろいろな組成の製鋼用鉄鉄を酸素転炉で吹錬するときの脱炭の 2, 3 の特性

(E. Ya. ZARVIN, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14 (1971) 6, pp. 54~58)

Si 0.5~0.9%, Mn 0.2~1.2% の製鋼用鉄鉄を実験室の酸素転炉で吹錬し、2 分毎に溶鋼とスラグの試料を採取して脱炭過程におよぼす諸因子の影響を研究した。

$L_p = (\%P_2O_5) / [\%P]$  は  $(\%CaO) / (\%SiO_2)$  の増加とともに、またスラグ中の FeO の増加とともに増大した。とくに全吹錬時間の 75% にあたる吹錬時間では FeO の影響は非常に顕著に現われた。

脱炭率と脱炭率の関係から、鉄鉄中の Si が 0.5% の場合には脱炭速度におよぼす Mn の影響は少なく、0.9% Si では Mn 含有量の増加によつて脱炭速度はいちじりしく増大した。50% の脱炭率における脱炭率は、0.5% Si の鉄鉄で 70~85% であるのに、0.9% Si の鉄鉄では Mn 含有量によつて 55~80% の範囲に変動した。

鉄鉄中の Si と Mn の含有量の変化によつてスラグの性質およびその生成速度が変化するために脱炭速度に影響すると考えられた。  $L_p$  と  $[Mn]$  および  $[Si]$  の相互関係から、最適の脱炭条件を与えるための  $[\%Mn] / [\%Si]$  は、0.5% Si における 0.8 から 0.9% Si における 1.2 まで増加した。

これらの実験結果は他の研究結果とよく一致した。Mn を 0.6~0.7% 含む製鋼用鉄鉄を吹錬するときの最適の  $[\%Mn] / [\%Si]$  は、140 t 転炉における非常に数多くの吹錬結果から確認された。(郡司好喜)

キルド鋼塊の中心に沿つた内生の酸化物系介在物の分布

(A. E. VORONIN, et al.: Izv. VUZov, Chev Met. 14 (1971) 6, pp. 63~68)

底辺の一边が  $a$  なる角柱のキルド鋼塊が凝固するときの介在物の濃度変化を流体力学的に検討した。対流によつて混合している容積  $V_K$  の金属中の酸化物含有量  $n$  は、

$$dn = qS_K d\tau - \beta \frac{n}{V_K} S_Z v d\tau - \frac{n}{V_K} dV_{sp}$$

$$dn = V_K dC + CdV_K, \text{ ただし } C = n/V_K.$$

ここで  $\tau$  は時間、  $q$  は循環している金属中で単位時間当たり凝固前線の単位面積当たりに抽出される酸化物量、  $S_K$  は循環金属の表面積、  $\beta$  は鋼塊の湯面におけるスラグによる介在物の同化の実効係数、  $S_Z$  は金属の湯面の面積、  $v$  は対流の平均速度、  $V_{sp}$  は鋼塊底部においてよどんでいる金属の容積を表わす。この式を解き次のような  $C$  の値を得た。

$$C \approx \exp \left[ 4 \frac{k}{a} \sqrt{\tau} \left( \frac{4A\beta}{H^{1/4}a} - 2\alpha - \frac{4k^2}{a^2} \right) \tau \right] \times \left\{ \frac{4q}{a} \left[ 1 - \frac{8k}{3a} \angle \tau + \frac{1}{2} \right] \times \left( \frac{4A\beta}{H^{1/4}a} - 2\alpha - \frac{4k^2}{a^2} \right) \tau \right\} + C_0$$

ここで  $C_0$  は介在物の初期濃度,  $H$  は鋼塊の高さ,  $k$  は凝固係数,  $\alpha$  は比例定数である. この式から  $\beta$  によつて変る鋼塊内の介在物の分布曲線が得られた.

多量の Al で脱酸した鋼を 7.4 t 鋼塊に鑄込み発熱剤を溶鋼面に添加して凝固させ, 鋼塊中の  $Al_2O_3$  の分布を測定した. 2, 3 の鋼種についての  $Al_2O_3$  分布を,  $\beta$  および  $q$  に適当な値を代入して求めた理論値と比較した結果よく一致することがわかった. (郡司好喜)

#### 気泡の界面通過の機構

(G. M. GLINKOV and E. K. SCHEVTSOV: Izv. VUZov, Cher. Met., 14 (1971) 6, pp. 168~170)

ガス気泡の溶鋼-スラグ, スラグ-雰囲気気界面通過の機構を研究するために, 水-ケロシン (または油脂) を用いて実験した. モデル化には  $\nu_1/\nu_2 = idem$ ,  $\sigma_1/\sigma_2 = idem$ ,  $\rho_1/\rho_2 = idem$  が必要. 本実験では最初の 2 条件は正確に満たされたが, 最後の条件は近似. 水層高 (1 m) とケロシン層高 (8~10 cm) の比は実際の場合と同じにした. 気泡は空気で大きさは 4~15 mm $\phi$ . 気泡を水層底から吹き込んだ場合は気泡は大きな運動エネルギーを持つているため, 水-ケロシン界面で気泡から分離した水膜は滴となつて慣性力でケロシン中を上昇するか, 気泡は水膜をつけたままケロシン中を浮上し, 気液界面で始めて水膜が分離するかであった. 水-ケロシン界面に吹き込んだ場合は水膜の分離はこの界面でのみ起る. 気泡から分離してケロシン中を上昇したのち降下する水滴の運動方式は  $md\omega/dt + 6\pi r\mu\omega = 4\pi r^3g(\rho_m - \rho_s)/3$  である.  $m$  は水滴の質量,  $\omega$  は水滴の速度,  $r$  は水滴の半径.  $t=0$  で  $\omega = \omega_b$  (気泡の速度) とおいて上式を解き, 実測値と比較すると  $d=2.4, 3.4$  mm のとき両者はよく一致したが,  $d > 4$  mm では不一致は大きい.  $d$  は気泡直径. これは運動方程式に用いたストークス則が適用できなくなるためである. ケロシン中での水滴の上昇高さ  $h$  は,  $h = 11.7d Fr^{-1.28}$  で与えられる.  $Fr$  はフルード数, 1 mm $\phi$  の金属滴が最高位置まで上昇するに要する時間は 0.105 sec である. かりにこの間気泡の浮上速度 0.28 m/sec で上昇するとすると滴の上昇距離は約 3 cm となる. このことから溶鉄滴はスラグ下部に集積することがわかる. スラグ-雰囲気気界面で生じた滴はスラグ中に雰囲気気の気泡をまき込み, スラグ-溶鋼界面に滴とともに達する. この気泡は界面で CO 発生点となり浴の脱炭を促進する. (小林三郎)

### —加工—

#### 薄鋼板の使用技術-鋼板成形時のダイスと板との相互作用

(A. S. KASPER.: Metal Progress, 99 (1971) 5, pp. 57~60)

本報文の著者 (クライスラー社技術研究部薄板加工研究室長) は, 鋼板成形時のダイスと板との相互作用を解析するに当たり, 加工の際の要因としてコーナー部の半径およびその深さのみに着目し, 円筒または球形として解析した. ここで球形部分は高さ対直径で示される張出し比 ( $R_s$ ) で表わし, また円筒形のもの素材の直径対カップの直径で示される絞り比 ( $R_d$ ) で表わした. 著者は, カップ試験は最初 100%張出しから, 張出しと絞りの

の組み合わせを経て, 最後に 100%絞りに移行するものとして解析できるとし, その函数を成形限界線と呼び, 下記の式で表わした.

$$\left( R_s X \frac{\text{張出しの占める}\%}{100} \right) + \left( R_d X \frac{\text{絞りの占める}\%}{100} \right)$$

この説が正しいか否かについて, 先に東京大学の吉田博士が開発し, 新日鉄の北西氏が著者への私信に述べた方法を用いて験してみた結果, 著者の思想が正しかつたことを見出した. また, 鋼板を各種の段階で破断に到るまで次第に深く絞り, これらのカップの加工比と絞りの比率とを計算によつて求めた値は成形限界線によく乗つた. すなわち, 計算値が成形限界線の下側にくれば, その部品は成形可能である. この解析方法の要点は, 複雑な形状を単純なカップの部分に分けて考えることであり, この方法を用いて著者は, 各種の実際生産部品のシビアに加工された部分について解析を行なつた. これらの部品は, 加工比 0.45 で絞りの占める率が 11% のナンバープレート枠から, 加工比 1.76 で絞りの比率が 86% のホイールハウスまでの多岐にわたり, 満足すべき結果が得られた. なお, 著者らはこのような部品解析に最近着手したばかりで, 改善すべき点多々あるが, 諸因子が解析されるにしたがつて, 素材がダイスによりどのように成形されるかを予測する能力が増すものと期待している. (図 5, 表 1) (志村一輝)

#### 薄鋼板の使用技術-加工性のための設計

(D. A. CHATFIELD and S. P. KEELER.: Metal Progress, 99 (1971) 5, pp. 60~63)

ナショナルスチール社の中研では, 加工性の研究には 3 つの要素があり, それらは, 機械的性質による鋼板の性格付け, 自由にダイスとポンチを調製できるプレスを用いること, および部品の解析に円形格子システムを採用すること, であるとしている. これによると, いかなる形状の部品を加工する場合にも適切な, 素材-工具-潤滑剤の組合わせを開発することが可能になる. このためにも中でも特色のあるのは同所に設置された特殊プレスの存在である. このプレスはダブルアクションの水圧プレスで, 主ラムの力は 55 t, しわおさえの力は 33 t であるが, これには 158°F で溶融するビスマス系低融点合金を溶解する装置が内蔵されており, 成型しようとする部品のひな型—これはガラス繊維入りプラスチック製で, 石膏型からこしらえたものである—をプレスの所定位置に据え, 上下に前記低融点合金を鑄込み凝固せしめることによつて上の部分はポンチ, 下の部分はダイスとして, わずか 1 日の工程で, いかなる形状の部品成形用のポンチ・ダイスの対も, ただちに得られることを特徴とするものである. このセットを用いて, 数百個程度の部品の試作は可能であり, またこの合金が, やすりがけ可能程度に軟かいので, ポンチ角の丸みの影響を見るため, 最初はわざと丸みを少なく鑄込み, その後やすりで次第に丸みを大きくしてその効果を調べることもできる.

もう一つの特色は, 前述の円形格子による成形部品の評価である. この方法は, 小間隔で電気化学的にマークされた 0.10 in 径の円を持つた素材を使用することによって, 部品が成形されると円は楕円となり,

歪の状態に関係なくおのおのの楕円の主軸は常に平行となり、表面の最大主歪に比例し、また副軸からは最小主歪の大きさと方向とを求めることができるものである。

この報文では、これらのシステムを用いて、自動車パンパーのナンバープレート枠の加工に関して、ポンチ角の丸み、潤滑剤、および素材の材質特性のそれぞれの影響およびそれらの組み合わせによる効果について種々検討を加えており、興味ある結果が得られている。(図 7) (志村一輝)

## 一 性 質

### 懸垂液滴法による表面張力の測定

(U. MITTAG, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 6, pp. 385~390)

従来の溶融金属の表面張力測定法は金属と固体接触部の影響、金属表面の汚染の影響が測定値に加わる欠点があったが、本実験で用いた懸垂液滴法 (Verfahren des hängenden Tropfens) にはこれらの欠点がない。すなわち、従来の静止液滴法では液滴上部の直径  $D_s$  と縦方向の高さを測定し表面張力を求めたが、 $D_s$  には液滴を吊している固体部の影響が加わる。懸垂液滴法は液滴の横方向の最大半径  $R_h$  と半径断面から液滴下端までの高さ  $R_v$  をパラメーターとするので固体接触面の影響を無視できる。 $R_h$  と  $R_v$  はそれぞれ次の関係にある。

$$R_h = b \cdot 2/K \cdot [(1 - 0.5K^2)^{1/2} - 1] \dots\dots\dots (1)$$

$$R_v = b \left[ (2/K - K) \cdot F(K, \pi/4) - 2/K \cdot E(K, \pi/4) \right] \dots\dots\dots (2)$$

ここで  $b$ : 形状パラメーター,  $K$ : 無次元パラメーター,  $E$ ,  $F$ : 不完全楕円積分。この式は表面張力に対する補正項と重力が平衡にあることと、液滴が回転対称体であることが前提とされる。 $b$  が求まれば表面張力  $\sigma$  は、

$$\sigma = \Delta\rho \cdot g \cdot b^2 \dots\dots\dots (3)$$

から求められる。ただし、 $\Delta\rho$ : ガス相と融体の密度差,  $g$ : 重力の加速度。測定値  $R_h$  と  $R_v$  から  $R_h/R_v = Q$  なる式を導入し、 $K = f(Q)$  とする。さらに (1) を (3) に代入し、

$$\sigma/\Delta\rho = B^2_{relv} \cdot R_v^2 \dots\dots\dots (4)$$

が得られ、ここで  $B^2_{relv} = g \cdot K^2/4 \cdot [(1 - 0.5K^2)^{1/2} - 1]^{-2}$  である。 $K = f(Q)$  は密度、融体の種類、実験条件とは無関係な量であり、 $Q$  と  $B^2_{relv}$  の関係を図表にしておけば、測定値  $R_h$ ,  $R_v$  から  $\sigma/\Delta\rho$  はただちに求められる。ただし  $\sigma$  を求めるには  $\Delta\rho$  が明確なことが必要である。測定誤差から生ずる  $Q$  への影響と  $\Delta B^2_{rel}$  の関係は計算から求められ、誤差は  $Q$  の増加とともに急激に上易する。本実験では高周波誘導炉により純鉄を  $N_2$  気流中で  $Al_2O_3$  ルツボ中に溶し、 $Al_2O_3$  管を通して液滴を作り、液滴に対し水平方向から写真を取り接眼レンズ内の目盛で  $R_h$  と  $R_v$  を測定した。その結果  $1580^\circ C$  において  $\sigma/\Delta\rho = 224.3 \text{ cm}^3/\text{sec}^2$  が得られた。(吉越英之)

**Cr-Mn オーステナイト鋼の性質におよぼす Si の影響**  
(A. M. UGLOVA, et al.: Stal, 11 (1971) pp. 901~904)

Cr-Mn 系オーステナイト鋼の耐熱性は Cr-Ni 系オーステナイト鋼と比べそう劣るものではなく、高温で使用されている Cr-Ni 鋼にかわつて Cr-Mn 鋼が使用される可能性がある。しかしながら Cr-Mn 鋼は高温での耐

酸化性が Cr-Ni 鋼に比べて著しく悪いので、実際に使用されるに至っていない。そこで Cr-Mn 鋼に Si のような耐酸化性を向上させる合金元素を加えていろいろな試験を試みた。本研究は 0.5 kh 10 AG 14 系鋼に 0.56~2.80% Si を添加した 18 種類の鋼につきその性質におよぼす Si の効果を調べたものである。

0.56~2.89% の Si の添加では kh 10 G14 系 Cr-Mn オーステナイト鋼の延性および衝撃強さはほとんど変化しない。Si の添加による靱性の低下は  $M_{23}C_6$  が析出するような高温で時効した場合にあらわれ、炭化物の析出の進行、オーステナイト中の炭素の固溶量の減少とともにこの傾向を増す。0.1~0.2% N を添加するとオーステナイトは安定化し、Cr-Mn-Si 系オーステナイト鋼の延性を増す。試供材のようなオーステナイト鋼では炭素量を 0.05 から 0.11% に増すと、高温で長時間時効したときの機械的性質の安定性が少なくなる。衝撃強さおよび延性を安定な状態に保つためには 10% Cr, 14% Mn 鋼の炭素量は 0.05% 以下にすべきである。1.8~2.5% Si, 0.05% C, 0.1~0.2% N を含み、他の合金元素を含まない A kh 10 G 14 系鋼は高温における機械的性質および耐酸化性のすぐれた有望な耐熱鋼である。(山田武海)

### 構造用炭素鋼のひずみ時効挙動におよぼすボロンの影響

(R. F. KNIGHT and G. P. CONTRACTOR.: J. Metals, 23 (1971) 6, pp. 45~49)

C および N は鋼におけるひずみ時効に寄与する唯一の因子と考えられているが、Baird は、ボロンがひずみ時効にとって本質的である転位の固着作用を強く持っているので、適当な条件下ではボロンもひずみ時効を促進するであろうと考えた。しかし Shyne と Morgan はボロンは鋼中では強い窒化物形成元素であることを示唆し、0.007~0.02% の B 添加によりひずみ時効の著しい減少を認めたと報告している。構造用鋼に共通した炭素含有量の鋼においてはこの種の研究はほとんどなされていない。本報告はボロンを、0.006, 0.014% 添加した 3 種類の 0.26% 炭素鋼を用いて、ひずみ時効におよぼすボロンの影響について調べたものである。

動的引張り試験が青熱脆性領域の  $205^\circ C$  で行なわれ、さらに室温試験も合わせて行ない両者の結果が比較された。通常観察される動的な応力-ひずみ曲線に現われる“のこぎり刃”状曲線は観察されず、むしろ step-type の降伏がみられ、ボロン添加により初期の降伏応力低下が観察された。

静的なひずみ時効試験は 5% の前ひずみを与えた試料を室温と  $100^\circ C$  で最高 3 000 hr まで時効したものについて行なわれた。その結果、各機械的性質の変化が評価された。とくに、時効による流れ応力増加の最大値が  $100^\circ C$ , 1 200 hr の時効で観察されたが、ボロン添加によりこの値は減少し、0.006% B 添加試料では無添加試料の約半分に落ちる。

一方、各時効材の光学顕微鏡による組織観察からボロン添加により、パーライトコロニーの層状炭化物の粗大化が確認され、このことと降伏強さの減少とが結びつけられた。

以上により、ボロンは多少の靱性の改善をするが、ひずみ時効にとっては負の寄与をすることが結論された。

(脇田三郎)

### Fe-Ni-Mn-C鋼における焼きもどしマルテンサイトおよび下部ベナイト組織と機械的性質

(D. H. HUANG and G. THOMAS.: Met. Trans., 2 (1971) 6, pp. 1587~1593)

焼きもどしマルテンサイトおよび下部ベナイト組織と機械的性質の関係を0~7.0% Mnの7種類の高純度0.25%炭素鋼につき調べた。試片は1650°Fで1½ hrアルゴン雰囲気中でオーステナイト化処理し、水冷したのち液休チッ素中に20 hr浸冷して完全にマルテンサイト変態させた。全ての試片を異なる温度で2+2 hr二重焼きもどしし、残留オーステナイトを完全に除去した。ベナイトは等温変態温度に直接焼き入れて得た。機械的性質は引張試験と衝撃試験を行ない、透過電顕組織、破面の観察を行なった。

0.25% C鋼のマルテンサイト構造はMn量に依存し、Mn量の増加にともない双晶型マルテンサイトの量を増す。降伏点および引張強さが同様な場合、低Mn鋼の焼きもどしマルテンサイト(おもに非双晶型)は高Mn鋼の焼きもどしマルテンサイト(双晶型)よりも良好な靱性を示す。Mnが焼きもどしマルテンサイトのlath境界に沿って炭化物を析出させる。双晶型マルテンサイトを生成するMnの効果とともに、この炭化物の析出は高Mn鋼の低靱性をもたらす原因となる。ほぼ等しい強さを示す場合、炭化物が{110}方向にWidmanstätten状に析出する0.25% C鋼の非双晶型焼きもどしマルテンサイトの靱性は{112}方向に炭化物が析出する下部ベナイトの靱性より高い。下部ベナイトの場合、等温変態温度の上昇にともない強さは低下し、靱性は増大する。この関係は一般的強さと靱性の関係と一致する。下部ベナイト系フェライトにはいかなる双晶型マルテンサイトも観察されなかつた。

(山田武海)

### 高張力マルエージング鋼の破断靱性と応力腐食特性

(C. S. CARTER.: Met. Trans., 2 (1971) 6, pp. 1621~1626)

本研究は高張力マルエージング鋼(16.3Ni-12.87Co-4.98Mo-0.87Ti)の引張強さ、破断靱性、応力腐食特性におよぼす溶体化処理、時効処理などの影響を調べたものである。溶体化処理は2段階溶体化処理を行ない、2段階目の溶体化処理温度を1500°Fに固定し、1段階溶体化処理温度を1600~1900°Fで変化させてその効果を、1段階目を1700°Fに固定し、2段階目を1400~1550°Fで変化させて2段階溶体化処理温度の影響を調べた。時効処理の影響については800~1100°Fで3および8 hr時効して温度の効果を調べ、さらに900°Fで3~16 hr時効したものにつき時間の効果を調べた。

16.3Ni-12.87Co-4.98Mo-0.78Tiマルエージング鋼の引張強さは320 ksiで、平面ひずみ破断靱性 $K_{IC}$ は $62 K_{Si} \sqrt{in}$ である。このような強度と靱性の組み合わせは引張強さが260 ksiになるように熱処理した4340鋼と同様なぜい性破断に対する抵抗を示す。マルエージング鋼の強さを更に増していくと破断靱性は4340鋼よりも低くなる。残留オーステナイトは強さを低下させる

が、破断靱性や耐食性は完全なマルテンサイト組織で、同様な強さを示す他の18%Niマルエージング鋼と比べて劣る。時効あるいは非時効マルテンサイトの複合組織は強度と靱性に関して何ら利害をもたらさない。850°Cから1050°Fに時効温度を上昇させると、応力集中部において応力腐食クラックの伝ば速度はクラックの成長に無関係になり、threshold stress intensity  $K_{ISCC}$ に影響をおよぼさなくなる。等しい強度水準では、マルエージング鋼の応力集中を受けない部分の応力腐食クラックの伝ば速度は4304鋼よりもかなり低い。(山田武海)

### 加工熱処理した低炭素オーステナイトの連続冷却変態速度

(Y. E. SMITH and C. A. SIEBERT.: Met. Trans., 2 (1971) 6, pp. 1711~1725)

オーステナイトを加工熱処理すると、 $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態速度が加速されるということは、等温条件下で多く導びかれているが、より実際的であるCCTについてのデータを得る必要がある。本報告では、低炭素Mo-B鋼(0.1% CにMoを0.24, 0.4, 0.66%含有および0.2% CにMoを0.4%含有)を使用して連続冷却中の変態におよぼすオーステナイトの加工熱処理の影響を研究した。

実験方法は、930°Cでオーステナイト化後、830°Cで12, 25, 50%の圧縮加工を行ない、種々の冷却速度で冷却しその間の熱膨脹変化より変態挙動を測定した。

CおよびMoの増加とともに加工熱処理および未処理の試料ともオーステナイトから初析フェライトへの変態を遅らせる。Bs温度およびMs温度は加工熱処理によりそれぞれ100°Cおよび30~50°C上昇させる。加工度の増加とともに初析フェライト生成を避けるための臨界冷却速度は増加する。加工熱処理したオーステナイトが加工中に再結晶をしていない場合、オーステナイトの真ひずみとこの臨界冷却速度の対数との間に直線関係が認められた。この直線関係はCおよびMoの含有量の多い試料では高ひずみの範囲まで成立つ。0.1% C-0.24% Mo-B鋼を830°Cで50%の引張変形後種々の時間保持し、ふたたび引張試験を行なうと、強度は時間とともに増加しそして再結晶が起ると低下する。強度が低下しはじめる時間すなわち再結晶時間は、この試料で10 secであつた。再結晶までの強度の上昇はひずみによつて誘起される炭化物の析出によるため、MoとCが増加するとこの炭化物析出により再結晶が遅れ、上記の直線関係が高ひずみまで保たれる。(藤田充苗)

### Ti改良316ステンレス鋼の動的応力時効

(J. G. MORRIS.: Materials Sci. Eng., 7 (1971) 5, pp. 296~301)

高温での照射損傷による伸びの低下を防ぐ目的でTiを添加した316鋼の変形機構を明らかにするために、300~700°Cで歪速度を $0.002 \sim 10 \text{ min}^{-1}$ に変化させて応力-歪特性を測定し検討を行なった。

Al合金では歪速度効果、 $K = [d\sigma/d \log \dot{\epsilon}]_T$ (ここで $\sigma$ は流れ応力、 $\dot{\epsilon}$ は歪速度)についての多くの解析がなされている。初期組織が固溶体のときはKは負の値をとることがあり、溶質原子が効果的に整合配置に結びついているときはKが0をとり、焼なました材料は通常室温でのK値が正になることなどが報告されている。(J. G.



MORRIS: Mater. Sci. Eng. 3, (1968) p. 220)

本実験の 316 Ti 鋼 (0.06% C, 17.0% Cr, 12% Ni, 2.4% Mo, 0.22% Ti, 0.50% Mn, 0.40% Si, 0.0007% B) では 300°C で  $0.02 \sim 0.2 \text{ min}^{-1}$  の間の  $K$  値は歪量にかかわらず  $0.5 \sim 1.0$  でほぼ一定である。このことから 300°C では変形中に溶質原子の配置構造が変化しないことがわかる。500°C では  $K$  は負の値を示し、歪量の増加とともにその絶対値が増す。これは歪量の増加とともに転位の運動を妨げる障害物の密度が減少することを示している。このような現象は炭素と空孔子対による Snoek 効果として説明され、この材料の歪硬化の活性化エネルギー  $19 \text{ kg cal/mol}$  はオーステナイト中の空孔子の拡散の活性化エネルギー  $20 \text{ kg cal/mol}$  とよい対応を示す。700°C では歪量 8% までは  $K$  値はほとんど 0 であるが、歪が 8% 以上になると  $K$  値は増加する。これは歪速度が大きい場合は加工硬化の影響が破断まで続くためと考えられる。

結論としてこの材料の変形は歪によつて導入される溶質原子の配置が転位の運動を妨げる障害物として働き、それが単原子状態 (Snoek 効果) から複雑平衡タイプに変化する。この溶質配置の密度と性質は歪量、歪速度および温度によつて決定される。(石井友之)

## 一物理冶金一

### クリープ試験中の耐熱鋼の組織変化

(F. K. NAUMANN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 6, pp. 439~447)

Cr や Mo を含むフェライト系耐熱鋼は高温で使用中に合金元素の移動や炭化物反応などの組織変化を起こし、8年を経過してもなお安定な組織にはならない。このような金属組織学的挙動と高温強度との関連を調べるため、1.1~2.4%Cr 鋼、0.35~1.1%Mo 鋼および 1.1~2.4%Cr-0.35~1.1% Mo 鋼の合計 12 鋼種について 500°C で 16000 hr までのクリープ試験を行ない、その試験片の組織観察を光学および電子顕微鏡で行ない、抽出残渣の微量分析および X 線解析で合金元素の分布と相の同定を行なった。クリープ破断強度の結果については別報してある。(A. KRISCH, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) S. 353)

Mo を含んだ鋼には針状炭化物が析出する。これは X 線回折の結果  $\text{Mo}_2\text{C}$  と対応し、Cr-Mn 鋼では一部 Cr が置換して  $(\text{Mo}, \text{Cr})_2\text{C}$  の形をとつていると考えられる。Mo 鋼と 1.1% Cr-Mo 鋼が比較的もろい破断を示すのはこの針状炭化物  $\text{Mo}_2\text{C}$  が初期から析出していることと、粒界析出による粒界破断に原因があると考えられる。

Cr-Mo 鋼では初期に  $\text{M}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$  および  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  が析出しているが、時間とともに  $\text{M}_3\text{C}$  と  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  は減少

し、これに代つて  $\text{M}_6\text{C}$  が析出してくる。2.4% Cr-Mo 鋼が初期伸びが大きく、長時間側で高いクリープ破断強度を示すのは、 $\text{M}_6\text{C}$  の析出が遅れることによるものと考えられる。

抽出残渣の微量分析の結果、炭化物中の Mo, Cr および Mn 量は試験時間とともに増加し、16000 hr を経過してもなお定常値には達していないようである。また Mo の炭化物中への濃縮の割合は共存する Cr 量が少ないほど大きい。逆に炭化物中の Fe 量は試験時間とともに減少する。これに対応してマトリックス中の Mo や Cr 量は試験時間とともに減少する。(石井友之)

## 一合 金一

### 衝撃負荷、爆発膨張、および冷間圧延されたインコネル 600 における回復、再結晶、および結晶成長の性質の比較

(L. E. MURR and B. H. MADDALA.: Mat. Sci. Eng. 7 (1971) 5, pp. 286~295)

著者らは、前報でインコネル 600 に関して、爆発により衝撃負荷した試料、円筒試料を爆発膨張したもの、および冷間圧延した試料の硬さと組織について調べ、180 kbar 以上の圧力で衝撃負荷した試料で変形双晶の密度が増加したことを除いて、これらの試料に大きな差異のないことを示した。本研究はその続きであり、変形方法の相違によりインコネル 600 の焼きなましの過程が異なるかどうかを調べようとしたものである。

インコネル 600 について、80~460 kbar の範囲で衝撃負荷した試料、0.5~62% の範囲で円筒形試料を爆発膨張したもの、および 40% までの冷間圧延した試料を作り、その焼きなましの過程を硬さと光学顕微鏡組織あるいは透過電顕組織により研究し、これらの比較を行なった。

硬さの回復曲線は変形方法の違いによりほとんど変化しない。組織観察によると、冷間圧延された試料では再結晶および結晶成長が生じるのに対し、衝撃負荷および 25% までの爆発膨張させた試料の回復では、古典的な意味での再結晶はまったく起らない。しかし 62% の膨張では再結晶が生じる。衝撃負荷および 62% 以下の爆発膨張させた試料では 900°C までポリゴンゼーションは起らず、また結晶成長も観察されない。衝撃荷重および爆発膨張により変形されたインコネルは、ひずみの大きさ、応力系あるいは残留微細組織が著しく異なるにもかかわらず、その硬さの回復曲線はほとんど同じである。この事実からこれらの変形の回復機構は、きわめて多くの空孔やそのクラスターの生成により説明されると結論される。これらの空孔は高ひずみ速度の変形中に、転位の高速度運動により形成される。回復はもとの結晶粒の中で回復した部分と回復していない部分を分ける回復界面の進行により生じる。(淀川正進)