

## 抄 録

## —燃料および熱—

## 高炉用コークスの強度表示法について

(F. SZURMAN, et al.: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 23, pp. 1096~1100)

第1次大戦直後に規格化されたマイカム強度測定法に矛盾が見い出された。例えば  $M_{40}$  はコークス粒度に大きく左右され、粒度が大きいと  $M_{40}$  は高くなる。規格化された頃のコークスは 80 mm 以上が高炉に装入されたが今は 40 mm 上のコークスが装入されており、 $M_{40}$  で 80 から 77 に低下しているのは粒度の変化であり、コークス塊の強度 (lump strength) の変化を正確に示していない。コークスの高炉での役割、特に通気性保持を考えると、粒度分布に左右されないコークス塊強度を測定する必要がある。各国の試験方法を検討した。一方  $M_{10}$  は、構造強度 (structure strength) を示すもので、高炉操業に重要な指数である。 $M_{20}$  は、 $M_{40}$  とは相関がなく  $M_{10}$  と高度の単相関があり構造強度を示すものである。日本の  $DI_{30}^{\circ}$  は  $M_{40}$  と相関があり、 $DI_{10}^{\circ}$ 、 $DI_{30}^{\circ}$  は  $M_{20}$ 、 $M_{10}$  に対応する。タンブラー強度も篩が同じであれば、同様の結果である。フランスの  $I_{40}$ 、 $I_{20}$ 、 $I_{10}$  も  $M_{40}$ 、 $M_{20}$ 、 $M_{10}$  に対応し各々高度の相関がある。つまり、ドラム回転数が異なっても本質的には差がないようである。英国で提唱された、ドラム試験前後のコークスの平均粒度比 ( $D'_{50}/D_{50}$ ) で表示する方法は確かに試験するコークス粒度に影響されないが、回転後の粒度分布の相異が考慮されてなく、平均粒度の絶対値も考慮されてない。また粒度分布が平均値を中心に常に対称である事は少なく問題がある。結局今のところ、高炉用コークスの塊強度を正確に表示する方法は見当らないが、もしあるとすれば、ドラム回転前後のコークス粒度分布のズレと分布の広がり示すものでなければならない。なお、この研究は、欧州共同委員会の要請によるものである。(奥山泰男)

## —製 鉄—

## 鉄冶金技術の発展に対する研究の寄与

(H. J. ENGEL, et al.: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 23, pp. 1085~1094)

鉄冶金技術の発展に対する研究の寄与を、a) 高炉の KDS (Kinetisch-Dynamische-Simulations) モデル、b) 溶鉄-溶鋼-凝固鋼中の S の挙動、c) 溶鉄-溶鋼中の溶存酸素の測定、の 3 例を挙げて説明した。a) では、重油吹込みに対する WARTMANN らの計算結果が現実の高炉データと一致することを示した。このモデルには操業条件に依存する圧損の効果、アルカリによる Boudouard 反応の加速などが近く組み入れられることを予想している。b) では、MnS の圧延による変形が大きく、このためにシャルピー衝撃値に認められる鋼材の異方性が %S の増加にともない増大し、破断伸びは劣化することと関連し、まず不活性ガス-CaO 吹き込みによる溶鉄脱 S が、%S  $\geq 0.04$  では CaO 外層に生成した CaS 中の

S の固相拡散、%S  $< 0.04$  では溶鉄中の S の拡散律速であるという、OETERS らの実験結果を示した。さらに鋼中硫化物の組成、形状、分布に関する SCHWERDTFEGAN の実験結果および低 Mn 鋼における硫化物近傍の Mn の逆偏析について紹介し、この種のマイクロ偏析は硫化物分布とともに鋼材の組織、ひいては特性を支配することを示唆している。

さらに MnS を圧延により変形しにくい硫化物とするいわゆる Sulfide shape control については、Ti, Zr 添加鋼、希土類元素添加鋼のデータを示した。とくに、0.015% S の 50K 級鋼は 0.02% Ce の添加によりシャルピー衝撃値が向上する一方で脆性破面率が増大することに関し、衝撃試験中の応力-時間曲線が Ce 添加の有無により著しく変化すること (FUCHS ら) を示し、%S を十分低下させた鋼に希土類元素を添加すべきことを強調している。最後に、c) では製鋼プロセスのコントロールが、鋼質、歩止りの改善および省力化の観点から重要であることを力説し、オキシゲンプローブの構造、溶存酸素の決定精度について述べ、3t LD 転炉吹錬、溶鋼の Mn, Si, Al 脱酸への適用例を示した。

(鈴木健一郎)

## —製 鋼—

## るつぽ内浴流動の理論計算

(K. W. LANGE, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 12, pp. 849~856)

(1) 計算方法 矩形と円筒型のるつぽについて、浴高さを種々変えて、2次元近似で計算した。その方法は運動方程式を真正面から解かず、つぎのような簡便法によった。最も重要とおもわれる境界条件として、④るつぽ壁では流体のスリップがなく、速度ベクトルが零、⑤るつぽの幾何学的対称軸のまわりでは、速度ベクトルも対称、および⑥自由浴面では気相から抵抗を受けない、などを設定する。つぎに 2 つの位置変数について変数分離された流れ関数を、上記境界条件を満たす、適当な複次多項式から組立てる。したがって物質収支は自動的に満足される。こうして得られる定常解、例えば速度成分、流線などは、浴内水平方向の最大速度、 $U_0$  とるつぽ偏平比 (浴の高さ/径) をパラメータとして表示される。外力の影響は計算式に含まれないが、これは最大速度成分、 $U_0$  に影響をおよぼすものと考えられるので、 $U_0$  を実験的に決めれば、外力の効果を取りこめる。

(2) 計算結果 速度ベクトルの水平成分について等高線を描くと、2種類の閉曲線群が得られ、それらの中心で該速度成分は、それぞれ符号の異なる極大値をとる。垂直速度成分の等高線についても、同じことがいえるが、両者の極大値 (同符号同志) は、カーテション座標や円筒座標を使う限り、必ずしも同一場所に対応しない。矩形るつぽの場合、るつぽ壁から受ける抵抗力により流線はひずむが、円筒るつぽでは、壁に近づくほど流通有効断面積が増す効果により相殺される。速度の絶対

値は2点で極大となる。1点是对称軸線上に、もう1点はつば側壁近くにある。これらの値の比は円筒座標で3.6、矩形座標で1.25であつた。流れ関数を組立てる際に使用した多項式に補正項をつけ加えれば、実測値にきわめてよく一致することを示した。(中西恭二)

#### 真空溶融した鉄-炭素合金からの一酸化炭素の離脱

(V. T. BYRTSEV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR, Metally, (1974) 6, pp. 16~19)

全圧を760 mmHg および0.01~1.2 mmHg として黒鉛のつば中に鉄を溶融し、発生するガスを質量分析器によつて分析し、CO ガスの発生速度を測定した。溶鉄中の酸素含有量は0.003~0.154%であり、測定は1550~1750°Cで行つたが圧力の調整には Ar あるいは He を用いた。

時間  $\Delta\tau'$  と  $\Delta\tau''$  における分圧  $\Delta p'$  と  $\Delta p''$  の関係

$$n = \frac{\log \Delta p' / \Delta\tau' - \log \Delta p'' / \Delta\tau''}{\log \Delta p' - \log \Delta p''}$$

で表わされ反応の次数  $n$  をいろいろな圧力、温度および酸素含有量について計算した結果0.5~1.05 となり、溶鉄からのCO ガスの脱着反応は一次であることがわかつた。

反応の律速段階をガス-溶鉄界面の溶鉄側の拡散層  $\delta$  を拡散する過程と仮定し、

$$2.3 \log \frac{P_p - P_t}{P_p - P_0} = - \frac{DF}{\delta V} \tau$$

という関係で測定値を整理した。ここで  $P_p$  はCOの平衡分圧、 $P_t$  は時間  $\tau$  における分圧、 $P_0$  はバックグラウンドの分圧、 $D$  は酸素の拡散係数、 $F$  は溶鉄の表面積、 $V$  は溶鉄の容積を示す。反応初期から15 sec までは沸騰の影響により一定しないが、その後は上記の関係が満足された。反応速度は溶鉄の酸素含有量の低下、全圧の低下および温度上昇とともに増大した。また反応の活性化エネルギーは22~39 kcal/mol となり、その誤差は  $\pm 4$  kcal/mol であつた。(郡司好喜)

#### ESR 鋼塊の化学的均質性におよぼすフラックスの影響

(M. I. KRICHEVETSU: Izv. Akad. Nauk SSSR, Metally, (1974) 6, pp. 95~103)

構造用鋼を3種類のフラックス AN-291, ANF-6, ANF-IP を用いてエレクトロスラグ再溶融し、スラグ組成の変化と鋼塊の縦方向における Si と Mn の分布との関係を研究した。

2つの時間におけるスラグ中の弗素イオン分率の差  $\Delta y_2$  が増加すると、スラグ中の活量係数の比の差  $\Delta \log \frac{f_{\text{SiO}_2}}{f_{\text{FeO}}}$  は増加し、 $\Delta \log \frac{f_{\text{MnO}}}{f_{\text{FeO}}}$  は  $\Delta y_2 = 0.04 \sim 0.05$  において極大となつた。これらの関係は

$$\Delta \log \frac{f_{\text{SiO}_2}}{f_{\text{FeO}}} = -3.25 \Delta y_2^2 + 0.192 y_2^0 + 5.15 \Delta y_2 + 6.5 \Delta y_2 y_2^0 + 0.16 (y_2^0)^2$$

$$\Delta \log \frac{f_{\text{MnO}}}{f_{\text{FeO}}} = 0.78 \Delta y_2^2 - 0.05 y_2^0 + 1.56 \Delta y_2 - 1.56 \Delta y_2 y_2^0 - 0.04 (y_2^0)^2$$

で表わされた。ここで  $y_2^0$  はスラグ中の弗素イオン分率の初期値である。 $\Delta \log \frac{f_{\text{SiO}_2}}{f_{\text{FeO}}} = 0$  になるときの  $\Delta y_2$  は

$y_2^0$  の増加とともに減少するが、 $\Delta \log \frac{f_{\text{MnO}}}{f_{\text{FeO}}} = 0$  のときの  $\Delta y_2$   $y_2^0$  の増加とともに増加した。

スラグ中の  $\text{CaF}_2$  (%) の濃度差  $\Delta \text{CaF}_2 = \text{CaF}_2(\text{初}) - \text{CaF}_2(\text{終})$  は  $\text{SiO}_2$  の増加とともにいちじるしく減少した。

スラグとメタルの Si の分配平衡は、弗素イオンの分率を最大とし  $\Delta y_2$  が0に近いようなフラックスを利用したときに達成された。また Mn の分配平衡は弗素イオンの分率を最小とし  $\Delta y_2$  が0に近いようなフラックスを利用したときに達成された。

脱酸しないで、 $\text{SiO}_2$  や  $\text{MnO}$  を加えたフラックスを用いて再溶融すると鋼塊の縦方向における Si と Mn の分配平衡は悪くなることが分かつた。(郡司好喜)

#### 鉄-炭素系における固体の液体中への溶解過程の物質移動

(Y. U. KIM, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 12, pp. 2527~2532)

鉄-炭素系における固体の液体中への溶解過程の研究は従来から多く行なわれていて、固体と液体の温度が等しい場合には溶解速度の律速段階は液側のCの物質移動にあるものと結論されている。しかし、炭素濃度や液側の流動条件が溶解速度に及ぼす影響については統一的な結論が得られていない。そこで本系の溶解過程について研究した。

液側のCの物質移動が律速段階の場合、液体中に浸漬された固体円筒の半径の減少速度  $-dr/dt$  は次式で求まる。 $-dr/dt = k_m t_n [1 + (C_l - C_l^*) / (C_s^* - C_s)]$ , ここで、 $C_l$ ,  $C_s$ : 液体、固体のC濃度、 $C_l^*$ ,  $C_s^*$ : 系の温度と平衡する液相、固相線濃度、 $k_m$ : 液体中のCの物質移動係数、 $k_m$  は  $Sh$  数、 $Sc$  数、 $Gr$  数、 $Re$  数、および、 $Jd$  因子により、自然対流下では  $Sh = a(Gr \cdot Sc)^m$ , 強制対流下では  $Jd = bRe^{-n}$ ,  $Jd = (k_m/u) Sc^{0.644}$  なる無次元式で流動条件と結びつけられる。そこで、温度とC濃度を変化させて固体円筒の液体中への溶解実験を行ない、円筒の半径の減少速度から  $k_m$  を求め、無次元式中の係数を決定した。実験は抵抗加熱炉にて2 inch 径で4 inch 深さのルツボ中で約800 g のFe-C合金を溶解し、浴上より2 inch の位置で予熱した純鉄またはFe-C合金の円筒を浴中に浸漬する。自然対流から強制対流域まで液側の流動状況を変化させる目的で円筒を0~1800 rpm の速度で回転させた。まず、自然対流条件下である静止円筒について温度とC濃度の変化により  $Sh = 60 \sim 120$ ,  $Gr \cdot Sc = 6.9 \times 10^8 \sim 7.7 \times 10^9$  の範囲で  $k_m$  を測定し、 $Sh = 0.149(Gr \cdot Sc)^{0.294}$  なる関係式を求めた。ついで回転円筒による溶解実験を行ない、強制対流条件下の物質移動係数を求める式として  $Jd = 0.112 Re^{-0.330}$  なる式を得た。また、従来非金属にて求められたEISENBERGらの実験式および、種々の金属の溶解実験から求められた小坂らの実験式と本実験結果との比較を行なつた。(藤井徹也)

#### プラズマ炉における固体金属挿入物の溶解理論

##### —プラズマ一次溶融の最適方法についての寄与—

(F. ESSER, et al.: Neue Hütte, 19 (1974) 10, pp. 577~586)

3~12 t の電気炉から得られる熱伝導の条件を用い、プ

ラズマ・アークを熱源とした場合の熱収支をシュミレーションによつて求め、その熱効率から、プラズマ溶融炉の有用性を論じている。

アルゴン・プラズマは 450 V, 6 000 A で 15 000~20 000°C, アークの長さは 1 000~1 400 mm で稼動される。熱収支はアーク・固液挿入物および炉壁間、挿入物相互間、挿入物と炉壁間、および炉壁から大気への熱伝達などを考慮し、輻射と熱伝導の方程式および炉形をパラメータとして算出した。プラズマの局所的な高温を効率よく利用するために、屑鉄の炉底へのメルト・ダウンおよび炉底滞積物の溶融の 2 つの操作を解析した。実際の可能な溶融プロセスとして、複数のトーチをもち、溶融物の位置を移動するために傾斜可能で、撹拌の誘導コイルをもつ炉について述べている。それによれば、10~12 t の規模で、炉のドームに配置した垂直方向に加熱するプラズマ・トーチは溶解所要時間が 130~160 min, エネルギー消費が 780 kWh/t であるのに対し、壁側に配置され斜め方向に溶解するトーチは陽極付近の溶融帯を流動させながら熱効率を高め、90~130 min および 600 kWh/t になった。誘導コイル追加による溶液の撹拌と加熱の効果は 80~100 min, 650 kWh/t, さらに固液両相が共存し、溶融物がプラズマ流に逆流しながら移動する連続運転では 60~100 min, 500 kWh/t になった。

数 100 hr の運転が可能なプラズマ・トーチの改良が達成されれば、UHP 炉に比較できる溶融炉が可能であると述べている。

(金子恭二郎)

#### 消耗電極再溶解時の酸化物系介在物の挙動

(A. MITCHELL: Ironmaking and Steelmaking, 1 (1974) 3, pp. 172~179)

小型交流 ESR で、純鉄と Fe-50%Cu 合金に Si (0.2%) や Al (0.5%) を添加して母材を溶製し、これを  $\text{CaF}_2$ -20% $\text{Al}_2\text{O}_3$  と  $\text{CaF}_2$ -20% $\text{CaO}$  スラグで再溶解して、電極先端、溶鋼プールと鋼塊で酸化物の粒度分布や組成を調べた。電極先端の一旦溶解した部分にある酸化物は、電極中の介在物と較べて粒径 ( $\leq 2 \mu$ ) も小さく、量も少ないが、3~6  $\mu$  の大型酸化物がスラグと接する表面に集積していた。SiO<sub>2</sub> 系介在物を含む電極を  $\text{CaF}_2$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  スラグで再溶解すると、微細酸化物は  $\text{Al}_2\text{O}_3$  系に変わるが、表面の大型酸化物は電極中酸化物とほぼ同一組成であった。小型酸化物は鋼中に溶解し、大型酸化物は速かに界面に排出されスラグにより物理的に洗浄されるものと考えられる。凝固温度範囲の広い Fe-Cu 合金でも同じ傾向であり、介在物の排出は速い。VAR では表面の酸化物集積は見られなかった。

溶鋼プールから採取した試料中の酸化物は 1  $\mu$  以下で量もわずかであるが、酸素含有量は鋼塊と同じであった。 $\text{CaF}_2$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  スラグで溶解すると鋼塊中の酸化物は  $\text{Al}_2\text{O}_3$  となり、また、Mg を含む電極と貼り合わせて溶解すると、すべての酸化物中に MgO が検出された。酸化物は鋼中に溶解し、スラグと置換反応したのも再析出して鋼塊中の酸化物になるものであった。したがって、溶鋼プール中で酸化物が浮上分離することもない。

鋼塊中の酸化物の 90% はデンドライトの樹間にあり、その粒度分布から見ても凝固時に析出したものであった。鋼中酸素量を下げるためには、十分な脱酸素素を加

えておく必要がある。

(小口征男)

### — 加 工 —

#### 5% Ni 鋼溶接部材の破壊靱性

(D. A. SARNO, et al.: Welding J., 53 (1974) 11, pp. 486 S~494 S)

アームコ社が開発した 5%Ni 鋼「Cryonic 5」の紹介資料である。

従来 5% Ni 鋼は、ヨーロッパの 1 部で、エチレン容器として用いられて来たが、成分の見なおしと、適当な熱処理による組織の調整とにより、さらに低い使用温度にまで適用可能となり、ASTM, ASME, API などの規格に加えられるようになった。

この鋼は、低炭素 5%Ni 鋼で、約 0.25% の Mo が添加されており、さらに通常の水準の Mn, Si と、できるだけ低い P と S とを含有している。さらにこの鋼の特徴は、細粒化のために焼入れ、焼戻し、および再焼鈍の 3 段階の熱処理を行なうことにある。

この鋼の溶接部材の諸性質を調べるために、パルス電源によるガスアーク溶接法 (PP-GMAW) および被覆アーク溶接棒による方法 (SMAW) で溶接を行なった。PP-GMAW については、75He-25Ar の混合ガスを用い Inconel 92 ワイヤにより下向及び立向姿勢で実施し、SMAW については、Inco-Weld B 溶接棒により立向姿勢で実施した。なお板厚は 1/4"~1 1/2" である。溶接部の試験は ASME 規格に基いて引張り、曲げ及び HAZ 部の V ノッチシャルピー試験を行ない、ノッチの入れ方は U.S. Coast Guard 及び ABS の規定に準拠した。よい結果が示されていることはいうまでもない。次に母材と溶接部について疲労及び破壊試験が行なわれた。疲労試験は  $Kt=2.7$  の切欠をもつ回転ビーム方式により液体窒素中で実施され、最大 1 億サイクルまで試験された。これは LNG タンカーの 20 年間の航行に相当する。この温度及びサイクルにおいて、母材は約 29 Ksi, 溶接部はいずれの溶接法によるものも約 35 Ksi の疲労強度を示した。また  $Kc$  値および限界割れ長さについては R-カーブ法により -275°F において母材、HAZ 部および溶着金属について求められた。この内、溶着金属が最高の  $Kc$  値を示した。また、母材については板厚の増加とともに  $Kc$  値が減少し、HAZ 部については入熱量の増加とともに (1/4" 厚の板で)  $Kc$  値が減少した。また疲労割れ成長速度も同様に求められたが、成長速度が最も大きかったのは母材で、この場合、板厚の影響はほとんど見られなかった。

(志村一輝)

### — 性 質 —

#### Fe-Ni-Mn の脆性におよぼす Mo および Co の影響

(D. R. SQUIRES, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 12, pp. 2569~2578)

高強度 18%Ni マルエージ鋼にかわるものとして、Ni の 1 部を Mn で置換した Fe-Ni-Mn 合金は優れた時効硬化性をもつにもかかわらず、時効において高い脆性感受性を示し、その fracture path が旧オーステナイト粒界にそつて進む点など、焼もどし脆性に類似した特徴を有している。Mo は 18%Ni マルエージ鋼、低合金鋼の焼もどし脆性の防止に有効であることが知られており、

この点に着目してこの合金の脆性におよぼす Mo および Co 添加の影響を調べた。

Fe-6%Ni-5%Mn 合金を基本組成とし、Mo については 2.5%, 5%, Co については 9% (Mo 2.5% と複合) 添加した計 4 鋼種を真空溶解後、鍛造、熱間圧延、空冷し、また固溶化処理の影響を調べるために 950°C, 1hr 固溶化処理後水冷した。実験はシャルピー衝撃試験、硬さ測定、引張試験、SEM、電顕観察を行い次の結果を得た。圧延状態における脆性破壊には 2 つの形態が観察される。基本組成合金は旧オーステナイト粒界にそつた粒界破壊を示し、一方 Mo, Co を添加した鋼では劈開破壊を示す。Mo 添加は衝撃遷移温度を室温以下にまで低下させ、粒界脆性破壊を阻止し添加量の増加とともに固溶強化により遷移温度をわずかに減少させる。Co 添加は交差すべりを抑制することにより遷移温度を上昇させていると考えられる。固溶化処理をほどこした基本組成合金には靱性の改善が見られ、Mn、不純物などの偏析が鍛造圧延温度からの徐冷中に起ることを示唆している。

時効は実験した全合金において急速な脆化を引き起す。基本組成合金並びに 2.5% Mo 添加合金においては旧オーステナイト粒界にそつた粒界脆性破壊を示す。この理由として時効中に  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  の析出により固溶 Ni, Mo 量が減少し靱性が低下することが考えられる。5% Mo 合金では 450°C 時効において完全に粒界脆性破壊が阻止され粒内劈開破壊を示す。450°C 以下の時効では粒界破壊は高マ 20% までであり、450°C 以上では粒界への  $\text{M}_6\text{C}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  の析出による粒界脆性破壊を示した。また過時効並びに逆変態オーステナイトの生成による靱性の回復は合金により時効温度の差はあるが高温での時効においてみられる。ただし 5% Mo 合金では 550°C 時効においてのみ観察される。(武内修一)

オートラジオグラフィによる低合金鋼の B 分布の測定 (K. O. VILPPONEN, et al.: Scand. J. Met., 3 (1974), pp. 212~216)

鋼に微量の B を添加すると種々の機械的性質が改善されることはよく知られている。とくにクリープ強度を向上させる効果としては B が C と置換して析出物の形態を変えること、あるいは、B が格子欠陥に偏析することによるものと考えられる。また、B は空孔を固定して空孔の拡散を抑制することも B の原子寸法から期待できる。しかし、B は軽元素であるため、B の効果がどのような機構に起因するかはいまだ明らかではない。

そこで、本研究では  $^{10}\text{B}$  ( $n, \alpha$ )  $^7\text{Li}$  反応を用いたオートラジオグラフィにより 3 種類の低合金鋼について、おもに熱処理の差異にともなう B の分布状態の変化を検討している。供試鋼には高温用鋼として開発された Ti-Zr-Mo 鋼 (0.04C, 0.05Ti, 0.04Zr, 0.26Mo, 0.005B)、市販のボルト用鋼である IB 18 鋼 (0.20C, 0.006B) およびこれら 2 鋼種より B 量が約 10 倍高い実験材 Zr-B 鋼 (0.03C, 0.08Zr, 0.035B) の 3 鋼種を選び、鑄造材、固溶化熱処理 (1200°C) 後水冷材および空冷材、それに固溶化材を冷間加工後 600°C で焼もどした材料 (ポリゴン材) から試料を準備した。オートラジオグラフィの  $\alpha$  トラック (tracks) 検出膜には酢酸ブ

チル) を用い、中性子照射後 30% KOH 液 (60°C) で腐食した。なお、組織およびトラック観察には光顕および電顕を併用した。得られた結果を以下に列挙する。

1) 微量の B の分布状態を調べるのにオートラジオグラフィはすぐれた手法である。

2) Ti-Zr-Mo 鋼の固溶化熱処理後水冷を施した試料では B は均一に分布している。しかし、他の試料 (固溶化後空冷材およびポリゴン化材) では、B はその大部分が粒界で確認される。

3) ポリゴン化材 (冷間加工+焼もどし) ではトラックは析出物が認められるラス界面で確認できる。このことから B の分布はこの析出物と密接に関連している。

4) Zr-B 鋼では粒界近傍に denuded zone が認められ、この幅は空冷材と水冷材とは異なる。このことから、B と空孔との間には大きな結合力があると推論される。(松尾 孝)

#### A-286 ステンレス鋼の溶接熱影響部割れに対する合金成分調整の効果

(J. A. BROOKS: Welding J., 53 (1974) 11, pp. 517S-523S)

時効硬化型オーステナイトステンレス鋼 A-286 は溶接をした際に、その融合部における割れ、および熱影響部 (HAZ) での微小割れとあいまって、非常に高温割れを起しやすい。この熱影響部割れは粒界割れであり、しばしば数グレインの長さにとどまっているが、通常の非破壊検査では検出できないやつかいなものである。

このようなことから、A 286 鋼材の溶接割れの機構解明のため、これまでに多数の研究が行なわれ、諸説が提案されている。本研究では、HAZ での微小割れに対する合金元素の化学的作用の影響を検討し、その化学的性質と割れ発生機構との間の相関性を見出して、機械的性質を犠牲にすることなく、HAZ 割れ感受性を低下させるための最適化学組成の検討を行なつたものである。実験は高温延性試験とスポットによるバレストレイン試験によつて行なわれた。

その結果、A-286 溶接熱影響部には部分溶融域の存在がみられ、割れはこの部分溶融域と、ここからすこし離れた溶融が見られていない領域に発生していた。

この部分溶融域に観察される粒界の液化現象は、分解した  $\text{TiC}$  型炭化物の周囲に主として形成された Laves 相に起因し、溶融相の量と性質は化学組成のわずかな調整によつて大きく左右されることが明らかにされた。約 1150°C での加熱途上の高温延性の大きな低下は、硼素に起因しており、硼化物の組成的液化が粒界の液化をひきおこし、破壊形態の変化および高温強度の低下を招いている。約 1095°C から ZST (Zero strength temperature) 間の延性低下および強度低下が HAZ の高温割れに結びついており、添加合金元素の調整によつて割れ感受性を低下させることが可能となつた。(渡辺健彦)

#### 高マンガンステンレス鋼における GTA 溶接の研究

(W. S. BENNETT, et al.: Welding J., 53 (1974) 12, pp. 548S-553S)

降伏強さが室温が 45.5 kg/mm<sup>2</sup> 有し、腐食抵抗が秀れ、低温で安定である高マンガンステンレス鋼に対して GTA 溶接性が研究された。

試験に用いられたステンレス鋼は 21Cr-6Ni-9Mn-0.3N の成分で i) 通常の大気溶解 ii) VAR iii) ESR で作製されたそれぞれの材料に対して次のような点に関して実験が行われた。

i) GTA 溶接での気泡の問題、表面荒さ、またアークの安定性がどれ程の違いがあるのか、そしてそれは何に起因しているのか。

ii) 連続溶接の際の  $D/W$  比の変化について得られた結論は次のようである。

i) 高マンガンステンレス鋼に対する GTA 溶接法はまだ未決定で、通常のオーステナイトステンレス鋼のそれとは異なっている点が重要である。ii) 気泡や表面荒さ、VAR のアーク安定性や、ESR で作られた高マンガンステンレス鋼の溶接は含有窒素量にかなり関連している。そして、これらの溶接特性は窒素量が 0.30% かそれ以下のとき最適である。iii) 大気溶解した高マンガンステンレス鋼の溶接部の気泡や表面荒さは再溶解した材料より悪く、窒素量や酸化物の量に明らかに関係している。iv) ESR 材の溶接部は、VAR や大気溶解した材料より浸透が小さく、 $D/W$  比も低い。v) ESR 材の溶接部での低い  $D/W$  値は、ESR 材での Al 量が高いことに関連しており、それは Al と Mn との何らかの相互作用によつて引き起されていると思われる。

(南 雄介)

#### 高温多軸応力下の金属のリラクセーション

(J. HENDERSON: Met. Tech., 1 (1974) 7, pp. 338~342)

ボルト、焼ばめ、ばねのような部品や、応力再配分または熱応力が発生する条件下にある構造部材及び応力除去処理される部材などで生ずる時間に依存する挙動を十分に理解する上で、多軸応力下のリラクセーションの知識は必要である。本報告は数年前から NEL で行なってきた高温多軸応力下のリラクセーションの結果を示したものである。研究対象とした材料は炭素鋼 (450°C)、鋼 (250°C)、Al 合金 (200°C) 及び Mg 合金 (20 と 50°C) の 4 種類であつて、材料は結果の評価を一般化するように選択した。

本研究では多軸応力下のリラクセーション試験による実測値と、(1) 多軸応力下での 8 面体せん断応力に等しい初期応力で行なつた単軸応力下のリラクセーション試験による予測値との比較及び (2) 第 1 期クリープデータから求めた固体状態力学方程式から時間硬化理論またはひずみ硬化理論を用いて計算された予測値との比較を行なつて多軸応力下のリラクセーションを検討した。

多軸応力下のリラクセーション試験は引張 (応力  $\sigma$ ) - 握り (応力  $\tau$ ) 条件で行ない、 $\sigma/\tau$  の範囲は 0.3~3.0 である。試験時間は Mg 合金 (50°C) を除いて 8hr である。

検討の結果、多軸応力下のリラクセーション試験による実測値は単軸リラクセーション試験からの予測値と最もよい一致を示した。クリープデータから求めた固体状態力学方程式から計算で得た予測値が実測値に対して単軸リラクセーション試験からの予測値よりもよい一致を示めさなかつたのは、計算では (a) 負荷時の塑性ひずみと (b) クリープ回復とを無視及び (c) ポアソン比を 0.5

と仮定したことが原因であると考えられる。クリープデータから計算で予測した値は時間硬化理論よりもひずみ硬化理論を用いた場合のほうが多軸応力下のリラクセーションによる実測値に近い値を示した。(八木晃一)

鋼中の Zr による硫化物形態調整におよぼす Mn の影響 (B. POLLARD: Met. Tech., 1 (1974) 7, pp. 343~347)

690 N/mm<sup>2</sup> の降伏強度を持つ Mn-Mo-B および Cr-Mn-Mo-B 鋼の硫化物形態調整を行なうための Zr の添加の効果におよぼす Mn の影響を調べるために、実験を行なつた。

試料は、685 mm 厚さのインゴットを圧延比 54~108 である 6.35~12.7 mm 厚さに圧延した 6 種類の平炉鋼を使用した。圧延温度は 1177°C で行ない、仕上げ温度は 982°C であつた。849°C × 1/2hr 水焼入、677°C × 1 hr の焼戻し後、介在物の種類、量、硫化物の伸長度および機械的性質を測定した。硫化物形態調整の程度は硫化物の圧延による伸長度の測定から決定した。また、機械的性質は、引張、シャルピー衝撃および曲げの各試験により調べた。

0.05~0.06% Zr の添加により硫化物形態調整を行なつた場合、Mn が 0.65% から 1.4% に増加すると、硫化物の伸長度は 1.26 から 2.87 に増加するので、その調整の程度は Mn の増加により減少する。0.08~0.09% Zr を添加すると、1.2%Mn 以上を含む鋼においては、硫化物形態を改善できるが、1.2%Mn 以下ではその調整の程度は減少する。この現象は、Zr 量が増加すると  $Zr_4C_2$  が生成するためである。 $Zr_4C_2S_2$  は鑄造状態で層状をしており、圧延により伸びないが、圧延方向に 1 列に並び、(Mn, Zr)S よりも平均長さがより長くなる。1.2%Mn 以下の場合  $Zr_4C_2S_2$  が生成しやすくなる。

Zr 添加による硫化物形態調整の程度は、Mn 量に依存するので、鋼中の Mn 量を減少することが、T 方向の機械的性質の改善に効果がある。1.4% から 0.6% に Mn を減少すると、全伸びを 20%、シャルピー試験のシェルフエネルギーを 80%、曲げ角度を 2~0.5% 倍改善出来る。

Mn を低下することによる焼入性の低下に対しては、Cr が有効であることが解つた。(藤田充苗)

2 段冷延焼鈍が集合組織の発達と塑性歪比におよぼす影響 (D. DRABNJAK, et al.: Met. Tech., 1 (1974) 8, pp. 371~374)

2 段冷延焼鈍により発達する再結晶集合組織とその塑性歪比を、低炭素アルミキルド鋼 (0.04C, 0.32Mn, 0.014P, 0.019S, 0.055Al) を用い、圧延率の関数として調べた。おもな結果は次のとおりである。単一冷延焼鈍処理では板面 {111} 方位が圧延率とともに発達する。2 段冷延焼鈍では、圧延と焼鈍の組合せに応じ、単一冷延焼鈍の場合と同程度が多少増大する。この場合第 1 段での圧延率が第 2 段におけるよりも大きな効果をもつ。そして集合組織の制御における最も重要な要素は圧延率の組合せであり、この比が大きいとき有効な集合組織が発達するが、同時に全圧延率の増加による効果も大きく、これらは強い相互作用を有している。次に塑性歪比の平均値  $\bar{R}$  は面強度のパラメータ ( $I_{222} + I_{332} + I_{211}$ ) /

( $I_{110} + I_{200} + I_{310} + I_{321} + I_{420}$ ) によく対応する。そして  $\bar{R}$  値が 2 段冷延焼鈍 (単一冷延焼鈍では  $\bar{R}$  値は高圧延率側で低下する) における第 1 段圧延率とともに上昇するのは、第 2 段での弱い圧延により板面 {100} 成分が抑制されるためである。また  $\Delta R$  もこれにより比較的低い値 ( $\sim 0.1$ ) におさえることが可能である。したがって結晶粒度を適当 (ASTM 粒度番号で  $\sim 6$ ) に調整すれば、耳発生傾向が低く、しかも張り出し性の良好な深絞り用鋼板の製造が可能である。 (宮地博文)

### —物理冶金—

#### 浮遊溶解法による Fe および合金中の Cu, Mn の減圧下における蒸発

(W. A. FISCHER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 11, pp. 757~764)

浮遊溶解法により X5CrNi189 (18Cr-9Ni 鋼) の Fe, Cu および Mn の蒸発速度を測定した。使用装置のコイル電源は 450 kHz-15 kW である。試料温度は石英炉芯管下端から 2 色温度計により測定した。試料は重量 2 g で溶解後、銅鑄型内で冷却される。実験温度は 1760~1930°C, 雰囲気は  $5 \times 10^{-2}$ ~760 Torr Ar ガスである。1930°C で Fe の蒸発速度  $J$  (mol/cm<sup>2</sup>sec) を測定した結果、 $J$  は雰囲気圧  $3 \times 10^{-1}$  Torr 以下では圧力に依存せず、 $3 \times 10^{-1}$  Torr 以上では  $J \propto P^{-0.67}$  の関係で、

圧力の増加とともに減少する。低圧下で圧力依存性が消失するのは蒸発原子の平均自由行程が装置内の溶鉄-石英管壁間の距離を越えるためである。

$J$  は一般に、 $J \propto \delta_N^{-1} P^{-1} \bar{T}^{1/2} \delta_N$ : 拡散層厚み (cm)  $P$ : 雰囲気圧 (atm),  $\bar{T}$ : 拡散層平均温度 (°K) で表わされる。これにより所定条件下で  $J$  を実測すれば  $\delta_N$  が実験的に求められる。一方、TURKDOGAN の“対流-凝縮モデル”に基づき算出した  $\delta_N$  は 1930°C, 760 Torr で  $6.5 \times 10^{-2}$  で、実験的に得られる  $2.5 \times 10^{-2}$  の約 2 倍である。これは鋼中の蒸発しやすい合金元素の影響とみなされる。実験で得られる  $J$  の値は、拡散層中に温度勾配がないと仮定した場合よりもすべての圧力下において大きく温度降下に伴う Fe 原子の凝縮が起ることを示している。Cu, Mn の場合にも蒸発係数  $k$  と圧力の間に、Fe と同様の関係が得られた。

浮遊溶解では高周波溶解に比べ蒸発速度が大きい。これは試料の (表面積/体積) 比が浮遊溶解では  $7.5 \text{ cm}^{-1}$  と高周波溶解の  $0.11 \text{ cm}^{-1}$  よりはるかに大きいこと、さらに溶鋼周囲の温度勾配が急激なことによる。高周波溶解においても Cu, Mn の  $k$  は  $10^{-1}$  Torr 以下で圧力依存性を失い、浮遊溶解の場合と同様の機構とみられる。

良好な条件を設定すれば 30 min の蒸発処理により Cu を除去し、さらに 0.005% C 以下の脱炭も可能であろう。 (矢野修也)