

抄 録

— 製 銑 —

溶融スラグからの金属の直接還元速度におよぼす酸化物の分解圧の影響

(S. A. LYAMKIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 5, pp. 41~47)

溶融スラグ中に含まれる金属酸化物のCによる直接還元機構については多くの研究があるが、それは次の4種類に大別される。

- 1) バイコフの2段階系, 2) 2段階系,
- 3) 還元の電気化学的機構,
- 4) 酸化物の蒸発を考慮した系.

黒鉛坩堝中に 35%CaO, 30%SiO₂, 10%Al₂O₃, 10%MgO, 15%CaF₂ のスラグを溶融し、その中に V, Bi, W, Fe, Cd, Co, Cu, Mo, Na, Ni, Nb, Sn, Pb, Ti, Cr, P, Zn の各酸化物溶解して 1450°C における還元速度を重量減少から測定した。

還元速度 v の対数と酸化物の分解圧 p_{O_2} の対数の間には規則的な関係があり、 $p_{O_2} = 10^{-8} \sim 10^{-9}$ atm 以下の p_{O_2} の酸化物の $\log v$ は $\log p_{O_2}$ の増加とともに直線的に増大し、それより高い p_{O_2} の酸化物の $\log v$ はほぼ一定となった。

各酸化物についてその蒸気圧、金属の蒸気圧および金属の活量を計算し、提案された理論還元速度と実験値を比較した。理論速度式の計算にあたっては、必要なパラメーターに提出されている妥当な値を使用した。

理論値と実験値の比較から、強固な酸化物は電気化学的に還元されるが、その他の酸化物は CO ガスによって還元される。温度上昇およびスラグ中の酸化物濃度が減少すると電気化学的な還元の割合が増加する。

得られた結果は、炭素による還元過程とくに溶融スラグから金属が優先的に分離される過程を解析するのに利用できる。(郡司好喜)

高炉その他での ICEM 成型コークスの使用

(I. BARBU and I. STEFANESCU: J. Iron & Steel Inst., 211 (1973) 10, pp. 685~688)

ICEM 成型コークスは、熱間成型により製造されるため、非粘結炭を多く使用しても、通常のコークスと同じくらいの強度のものが得られる。

ICEM 成型コークスの高炉での試験は、1955~1965年間に容量 40~700m³ の高炉で7回行なわれ、この成形コークスが効果的に使用できることが認められた。1963年に 300m³ の高炉で塊の重量 1.0g の成型コークスを 31.1% 配合して行なった試験では、置換率すなわち単位重量の通常コークスと置き換えられる成型コークスの重量が 1.15 であり、また 1964年に同じ 150g の成型コークスを 38.5% 配合して 700m³ の高炉で行なわれた試験では、置換率が 1.3 であつた。しかし、その後成型コークスの大きさ・構造に改良が加えられ、196.年には塊重量 350~400g の成型コークスを 30% 配合して 700m³ の高炉で試験を行ない、出銑量・コークス比をほとんど

変えることなく置換率を 1 以下にすることができた。

次に、直径 700 mm および 900 mm のキューポラで、ICEM 成型コークスを 50% 配合して試験を行なつたところ、700 mm のキューポラではコークス消費量が 14% から 12% へ、石灰石消費量が 5% から 3% へと減少し、また、900 mm の炉でもコークス消費量が 12.5% から 10% へ、石灰石消費量も 4.5% から 3.5% へと減少した。

ほかの方式による成型コークスは、その構造が通常コークスと同じでなければ高炉などには使用できないが、ICEM 成型プロセスにより製造されるコークスでは、非粘結炭を多く使用しても高炉・キューポラに使うことが可能であり、さらにコークス消費量が減少する。ICEM 成型コークスは、原料を変えることによりアルミニウム電気精錬の電極としても使用できる。(室屋正広)

還元中の鉄鉱石のふくれの抑制および回復

(W. K. Lu: Scand. J. Metallurgy, 2 (1973) 4, pp. 169~172)

二種類のコールド・ペレットと焼成ペレットを使用し、ふくれの温度依存性と、還元ガス組成の影響を調べている。

ふくれは、マグネタイト、ヴェスタイトと平衡するガス組成 GM, GW 中に高温で長時間保持することにより抑制される。また、ふくれはおもに金属化過程で起こり、試料の酸化状態により影響される。初期において、空气中で 1000°C に 20 min 保持した後、900°C で段階的に還元されたペレットは、大きなふくれ現象を示す。しかしながら、初期に高温酸化されたものでも、GW (CO/CO₂=1) 中で 20 min, 1000°C に保持されると、ふくれは起こらない。また再酸化により、ふくれは回復する。

ふくれの抑制および回復プロセスは、不純物のスラグ相と鉄酸化物間の拡散と溶解性、およびその均質化過程であり、温度依存性をもつ。すなわち、ふくれの抑制プロセスは熱活性であり、還元温度と時間に依存しており、マグネタイト(あるいはヴェスタイト)と脈石との固体-固体反応が進行して、不純物の均質化の結果と考えられる。

試料を低温に保持すると、溶質の低い溶解性のために、また再酸化すると、ヘマタイトを生成して不純物の溶解度が低くなるために、不純物が分離されて、ふくれが回復することになる。(高橋謙治)

小反応器での酸化物の高温ガス還元の反応速度の研究 方法

(I. V. CHIKUNOVA, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 11, pp. 861~864)

高温における酸化物の還元反応速度を検討する際、重要な点は、1) 耐熱材(反応器)と溶融酸化物との接触をできるだけ避ける、2) 還元ガスと酸化物の温度を等しくする、の2点である。この要求をできるだけ満たすように考案された装置と、それによる実験は以下のようである。

試料は wüstite で、耐熱線リング(ここでは白金かア

ルム=鉄)にのせて、高周波炉で溶融し、表面強力でリングに膜状か球状に付着した 0.04~0.05 g のものである。実験の温度範囲は 900~1600°C で、固相での還元でも、液相での還元でも、試料の形態には変化がないようになっている。試料を Ar 雰囲気中で所定温度まで昇温後、水素に切り換え還元する。還元率は重量法で追跡し、還元途中での試料を顕微鏡で観察している。

各温度での顕微鏡観察の概略を以下に示す。

800°~900°C; 表面からの還元が粒界に沿って網目状に広がっている。体積変化による空孔は、H₂とH₂Oの拡散で埋められる。1200°~1300°C; 表面で生成した鉄イオンが、FeO中に拡散して島状に鉄核として析出する。還元率43%で、鉄が焼結して水素の侵入を阻止し、事実上還元の見込みがやむ。FeO融点(1380°C)付近では、生成した鉄が密でなく、はつきりした粒界に沿って鉄相が広がるため、還元阻害が見られなくなる。融点では反応速度の急激な増大が見られ、液相への遷移で空孔が増加するためと説明される。1420°~1480°C; 還元初期に表面に密な鉄の膜が生成し、還元速度が落ちる。水素分圧が高いと、それがFeO中に浸透し、FeOを同じ円状に包み込むのが見られる。鉄の融点(1540°C)以上では、反応を遅滞させる鉄膜は見られず、溶融鉄の滴となって試料の中心に集まる。試料中心で成長した溶融鉄は、今度は白金リングの方に移動し、白金線を融かす。以上が顕微鏡観察の概要である。(妹尾義和)

— 製 鋼 —

連铸鑄片の中の非金属介在物

(L. I. BELYAKOVA, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 5, pp. 59~64)

水平型連铸機で鑄造した 75×500 mm 断面の C_T. 3 鋼(0.2% C), 45 鋼(0.45% C), Y 7 鋼(0.7% C), Y 12 鋼(1.2% C) の凝固過程および熱間塑性変形過程における非金属介在物の挙動を研究した。

鑄片の中に含まれる介在物は上部に多く、下部に少ない。C_T. 3 鋼と 45 鋼の上部の平均介在物量は 0.0462% と 0.0380% であるが下部ではそれより 63~87% 低い。Y 7 鋼と Y 12 鋼ではその差は 36~47% を超えない。

水平型で連続鑄造した鑄片の酸化物系介在物の分布は

$$Q = A - Bl$$

という関係で与えられた。ここで Q はある水平面における介在物量(%), l は上面からの距離(mm), A および B は定数である。A は鋼中の炭素含有量に依存し 20.4~34.9 の値をとり、B は 1.4~1.8 の値となった。

各鋼について、溶鋼中を浮上する介在物の浮上速度をストークスの法則で計算した結果、スピネルとβ-アルミナの浮上速度の小さいことがわかった。鑄片の凝固速度を計算し、介在物の浮上速度と比較した結果、介在物は溶鋼流で運ばれた介在物が凝固層に捕捉されることがわかった。直径44 mmの円形ノズルと50×475 mmの矩形断面ノズルで鑄込んだデータから、溶鋼流の速度が大きいほど上面における介在物の不均一分布の大きいことがあきらかになった。

介在物分布の不均一性は鑄片の圧延によって減少し、C_T. 3 と 45 鋼では 10~38%, Y 7 と Y 12 鋼では 2~4%

減少した。

(郡司好喜)

シリケート系介在物と溶鉄中の Al との反応

(P. E. WAUDBY, et al.: J. Iron and Steel Inst., (1973), pp. 486~492)

取鍋や鑄型内に強力な脱酸剤を投入すると、投入した脱酸剤と介在物間で反応が生ずる。この反応による介在物の変化はきわめて急激であるが、投入する Al の量と介在物が凝固によつて、補足されるまでの時間によつて、様々な複雑な反応生成物を生ずる。本研究は溶融 Fe-Si-O 系に Al を投入し、介在物と脱酸剤の反応をより全体的に把握することが目的である。実験は 51 kg の容量をもつ高周波炉を用いて、初期酸素量 0.16% の鉄を 1600°C で溶解保持し、大気中で行なつた。添加 Si 量は初期値が 0.6 と 0.3% Si の 2 系列となるよう調整し、0.6% Si では Al 投入量が 0.6, 1.0, 1.5% Al の 3 水準、0.3% Si では 0.3, 0.6, 1.0% Al の 3 水準を行なつた。30 sec から 1 min ごとに試料を採取して、顕微鏡と XMA を用いて介在物を調べた。また試料を Ar 中で 7 日間 1200°C で保持し、急冷試料と比較した。

Al 投入前の 0.6% Si の試料ではガラス状の 95% SiO₂, 残り FeO の球状介在物が存在し、Al を投入するときわめて急速に FeO は Al で還元され、介在物周辺部に Al₂O₃ が形成し、シリケートとの界面に金属鉄粒を生ずる。さらに時間が経つと介在物周辺の Al₂O₃ 層を Si イオンが拡散し、漸次 Al と置き代つて最終的には介在物はムライトあるいはコランダム組成に近くなる。また、全酸素量を分析した結果、投入 Al 量は脱酸速度に影響を与えることは少ないが、最終酸素量 (Al 投入から 10 min 後) は Al が多いほど低くなつた。熱処理した試料では、Al の低い領域では Al₂O₃ に囲まれたシリケートの変化がほとんどなく、Al の高い領域ではシリケートと Al の反応が進行して、最終的には Al₂O₃ がリング状に介在物として残つた。0.3% Si の系列では Al 投入前の球状介在物中に 2 層が観測され、XMA によれば 7FeO-9SiO₂, 53FeO-44SiO₂ であつた。0.3% Si では Al の投入直後に Al と溶存酸素の反応によつて Al₂O₃ の小片が形成され、その後介在物と Al の反応が進行する。シリケート中の Fe と Si の Al による還元速度は SiO₂ が多い介在物の場合より SiO₂ が少ない場合が速く、0.6% Si 系列でみられた Al₂O₃ が周辺に形成される中間生成物は観測されなかつた。(世良田勝彦)

エレクトロスラグ再溶解法——金属製錬における新たな武器

(E. PLÖCKINGER: J. Iron Steel Inst., (1973) 8, pp. 533~541)

本論文は 23rd Hatfield Memorial Lecture におけるエレクトロスラグ再溶解法(以下、ESR 法)に関するレビュー講演である。

ESR 法は今や高級鋼製造の切札として、その評価が確立されたといえるが、さらに大きな発展の可能性を秘めており、現時点で特色を整理することが有意義である。

ESR 法の利点の最大のものは鋼塊の性質の優秀性にあり、それは化学組成や凝固組織の均一性と介在物や欠陥のないことに基づいている。通常の造塊法では鋼塊が大きくなるほど、凝固過程を支配する物理法則に従つて必然的に偏析や欠陥が生ずるが、ESR 法では少量の溶

融金属を連続的に凝固させる方法でそれらの問題を回避している。

消耗電極としては金属粉末や熔融金属を含む任意の材質と断面を用い、中空を含む任意形状の鋼塊が得られる。熱源はスラグ浴の抵抗加熱が主体だが、非消耗電極やプラズマ・アークの使用も可能である。

鋼塊中のO濃度は電極のそれとは無関係に再溶解時のスラグ-メタル反応で決まるから、低O濃度を保証するにはスラグ中の a_{SiO_2} や雰囲気中の p_{O_2} を下げる必要がある。大気溶解ではSは気相脱硫されるがHが吸収される。

直流溶解の場合、鋼塊中のSやO濃度に電極の極性や電流密度の影響が認められるが、鋼塊の径の増大につれ電流密度は低下し、ある径以上では極性の影響のみが現われる。交流は直流よりも種々の点で有利だが、両者を重畳すればさらに有効である。交流使用に伴う誘導ロスなどの問題は、低周波を用いることで解決される可能性があり、ESR装置の大型化のためには重要な検討課題である。ESR法は最も自動制御のやりやすい溶解法であり、スタートや電極交換などの操作も含め自動化が進行している。

その他、種々の高級鋼種のデータをもとに、ESR鋼塊の優秀性を熱間加工性、機械的性質の等方性などを取り上げ具体的に紹介している(図18, 表2, 文献16)。

(徳田昌則)

シームレスパイプ用鋼のアルゴン脱ガス

(R. L. W. HOMES: Journal of Metals, 25 (1973) 6, pp. 22~30)

Ar脱ガス法は真空脱ガス法に劣らずO, Nおよび脱酸生成物の除去に有効であり、シームレスパイプ材の品質に著しく寄与したことを報告している。Wheeling-Pittsburgh Steel社では1967年後半から試験的に200t Ar脱ガス設備を平炉工場に設置した。設備一式は脱ガス用取鍋、取鍋蓋、脱ガス処理場、Ar貯蔵タンク、Ar流量調整装置からなり、約\$150,000で真空脱ガス方式よりも、ほぼ10%安価である。最近では脱ガス鍋3個、蓋2個を使用して月間6,000~8,000tを処理している。脱ガス材の場合には通常より100°C高く出鋼し、セミキルド処理して受鋼鍋から脱ガス鍋へ10~12minかけて移し、スラグを分離する。Ar脱ガスは溶鋼を移し始めると同時に行ない、最初から8minはAr流量21,000 standard cubic per hour (以下略す)、それ以後はスブラッシュを避けるために8,000に絞り、残り13,000は直接湯面上部に導きArシールに使う。ポーラスプラグを使用した普通のAr攪拌の場合よりも、大量のArを鍋の底部に設けられた羽口から噴射するのが本法の一つの特徴となつている。脱酸剤を最後に投入し、少なくとも3min攪拌するので、Ar噴射時間は結局、約18minとなる。注入流は脱ガス鍋の下に袴を取り付けてArシールするので、造塊時のO, Nピックアップはない。Ar鍋ガス処理によりNは平均43から32ppmに、Oは180から51ppmに減少し、さらに脱酸剤添加により22ppmとなる。Ar脱ガス処理材は普通材よりOは平均20~44%少なく、清浄度は61~65%向上する。段削地疵試験成績は79~94%向上し、航空機用鋼清浄度測定規準(AMS 2301 D)に45ヒート中91%が合格した。実際

の工程においても再研削率が普通材の1/3となり、外径、内径視察不合率は約1/2になつた。なお、低炭Alキルド鋼の表面性状はAr脱ガス処理をしても変わらず、製鋼段階より後のスラブ手入れ、再加熱、熱延などの工程におもな要因が存在する。

(矢野修也)

リムド鋼鋼塊の偏析

(R. P. LUFFICH: Stahl u, Eisen, 93 (1973) 19, pp. 849~862)

リムド鋼塊のマクロ偏析について、理論と実験の両面から検討を加えた。

まず、Burtonの式中の濃度境界層厚さ δ と拡散係数 D の比 δ/D と凝固速度 V との関係について、0.5tと13tの二種類の鋼塊におけるS濃度の測定値に基づいて検討し、 $\delta/D = 6.45V^{-0.738}$ なる式を得た。ついで、平面凝固の仮定のもとに導びかれたBurtonの式をデンドライト状凝固の場合に適用するために濃度境界層厚さ δ の物理的意味について考察を加え、 δ は固液共存相厚さ δ_D と凝固前面の濃度境界層厚さ δ_C との和で表わされるものとし、 δ_D と δ_C に及ぼす凝固速度と溶鋼流動の影響を検討した。その結果、凝固速度が0.005~0.02cm/secの範囲においては、溶鋼流速が100cm/secの場合に実効分配係数 K_{eff} の計算値と測定値はよい一致を示すことを確認した。以上に得られた K_{eff} の値を使用し、さらに、溶鋼中を浮遊している結晶の生長と沈殿現象を定量化して、鋼塊の水平方向と垂直方向のマクロ偏析状況を検討し、残溶鋼と凝固相内のS濃度変化の計算法を示した。また、これらの計算結果と測定値間にはよい一致が得られることを確認した。さらに、これらの計算法に基づいて、COボイリング時間や、偏平比が一定の場合の鋼塊厚さ、および、偏平比などがS濃度の最大偏析値に及ぼす影響について検討した。これらの計算法によると、鋼塊形状と最大偏析値の上限が与えられれば必要なCOボイリング時間が求まる。また、鋼塊厚さが一定の場合には偏平比が1に近づくにつれて最大偏析値が大となり、偏平比が一定の場合には鋼塊厚さが薄くなるほど最大偏析値が小となるなど、最大偏析値と操業条件の関係が定量的に求まった。

(藤井徹也)

一加工一

ベイナイト変態を利用した鋼管の加工熱処理

(E. A. SOLOMADINA, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 11, pp. 909~911)

ベイナイト域での変態を伴った加工熱処理を、油井用ケーシングチューブに施した場合の機械的性質を調べた。用いた鋼は30Kh2GMT(0.30%C, 0.20%Si, 1.02%Mn, 2.15%Cr, 0.13%Ti, 0.42%Mo)と20KhG2B(0.20%C, 0.18%Si, 1.93%Mn, 0.98%Cr, 0.053Nb)である。まず熱膨張測定によつてCCT図を作成し、ベイナイト組織を得るための温度範囲(400~550°C)を求めた。

加工熱処理の実験は次のように行なつた。まずチューブ圧延ラインで熱間加工し、つづいてサイジングミルを通過した後にベイナイト変態温度まで空気と水の混合物で冷却した。そして冷却台で空冷した。加工熱処理は127×8mmのチューブに施した。サイジングミルにお

ける圧延速度は $0.15 \sim 0.25 \text{ m/sec}$ であり、圧下率は $4 \sim 5\%$ であつた。チューブの温度は、サイジングミルの前で $800 \sim 850^\circ\text{C}$ 、冷却装置の後で $400 \sim 450^\circ\text{C}$ であつた。

加工熱処理した場合と熱間圧延した場合の機械的性質を比較するために、引張試験、衝撃試験を行なつた。30 Kh2GMT の機械的性質は両者の場合でほとんど差がなかつた。これは、この鋼ではオーステナイトの安定度が高いために、両処理の場合とも組織が同一（ベイナイトとマルテンサイトの混合組織）になるためである。一方、20KhG2B では、加工熱処理した場合の降伏強さおよび引張強さは熱間加工した場合の約 2 倍になり、しかも伸びもかなり高かつた。これは、20KhG2B はオーステナイトの安定度が低いために、組織が熱間圧延ではフェライト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、約 5% の残留オーステナイトから成るのに対して、加工熱処理では主としてベイナイトから成るためである。なお、残留応力はすべての場合において低く、油井用ケーシングチューブとして満足できる値を示した。（中島宏興）

一 性 質

フェライト鋼の応力腐食割れにおよぼす焼入れと焼もどしの影響

(R. N. PARKINS, et al.: Bri. Corr. J., 8 (1973) 4, pp. 117~123)

炭素鋼の応力腐食割れ挙動におよぼす焼入れ焼もどしの影響については、従来研究者によつていろいろ異なつた結果が得られているが、これはおそらく鋼種、試験方法の差によるものと思われる。本研究は、とくに炭素含有量に注目し、応力腐食割れ感受性の熱処理による相違について再検討したものである。

$0.017 \sim 1.12\%$ の炭素を含む 9 鋼種を溶製し、 $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$ 570 g, NH_4NO_3 30 g を水 1 l に溶かした試験液中で応力腐食試験した。得られた主要な結果はつぎのとおりである。

(1) 高炭素鋼 ($>1\%$) では焼入れ状態で低炭素鋼より割れ感受性が大きい。

(2) 極低炭素鋼では焼入れ状態の方が焼ならし状態よりもむしろ割れ抵抗性が高かつたが、 0.1% 以上の炭素を含むとこれと反対の傾向を示した。

(3) 定ひずみ速度試験において、高炭素鋼はとくに低温焼もどしの場合割れ感受性が高く、焼もどし温度の上昇とともに感受性が低下した。これに対し低炭素鋼 ($\sim 0.05\%$) では、焼入れ状態でむしろ感受性が低く、焼もどし温度の上昇とともに感受性が増加した。応力腐食割れ速度の実験結果もこれと同様の結果が得られた。

これらの炭素と組織の応力腐食割れ感受性におよぼす影響に対しては、機械的性質や巨視的な電気化学的特性の変化によることも部分的にあると思われるが、局部腐食サイトの性質と分布におよぼす効果と関係づけて最もよく説明されることが試料の薄膜電顕観察や割れ経路の光学顕微鏡的観察から結論された。（青木孝夫）

蒸気タービンおよび発電機ローター用大型鍛造品に影響する焼もどし脆性について

(R. NARAYAN and M. C. MURPHY: JISI, 211

(1973) 7, pp. 493~501)

低圧蒸気タービンおよび発電機用一体鍛造品の焼もどし脆性について、Ni-Cr-Mo-V 鋼を中心として、従来得られたデータをまとめている。

まず脆性におよぼす化学成分の影響を述べている。Si を 0.15% 以下、Mn を 0.3% 以下にすれば脆化は減少する。粒界の P 濃度が増せば脆性は大になる。また P は Mn, Si などの他元素と相互作用がある。Mo は脆性を減少させる元素であるが、最適な添加量は不明である。Mo の脆性に及ぼす影響が脆化方法によつて異なる場合があり、脆化速度に影響するものと思われる。有害元素である As, Sb, Sn は $\text{As} < \text{Sn} < \text{Sb}$ の順に脆化を大にし、共存する Ni, Cr 量にも強く影響される。つぎに熱処理および加工の影響については、脆化温度以上の温度での長時間焼もどし、加工熱処理、残留歪および製品の使用時間の影響などについて述べている。また焼もどし前に若干オーステナイト化すると組織が微細化して、脆性が減少する。

蒸気タービンおよび発電機用の Ni-Cr-Mo-V 鍛鋼品の焼もどし脆性を最小にするためには (1) As, Sb, Sn などの不純物を最低とするように原料を選択する。(2) S および P 量をいずれも 0.01% 以下にする。(3) 真空脱酸などの脱酸方法により $\text{Si} < 0.1\%$, $\text{Mn} < 0.3\%$ にする。(4) Mo を $0.25 \sim 0.50\%$ 添加する。(5) オーステナイト化温度を最低にして結晶粒を粗大化しない。(6) 焼もどし前に組織を一部オーステナイト化し、焼もどし後の組織を微細化する。(7) 焼もどし温度を 600°C 以上にする。(8) 焼もどし後、不必要に徐冷しない。などのことが必要である。（内堀勝之）

鉄の結晶粒成長と 2 次再結晶

(C. ANTONIONE, et al.: J. Material Science, 8 (1973) 1, pp. 1~10)

高純度鉄、酸化物を折出させた高純度鉄、侵入型および置換型元素を含むアームコ鉄および乾水素処理によつて O, N, C を除去したアームコ鉄の 4 種の鉄について、再結晶後の粒成長の挙動を、再結晶後さらに $0 \sim 40\%$ の冷間加工を加えることによる粒成長の様相の変化とともに、顕微鏡観察によつて調べている。おもな結果は以下の通りである。

1) 高純度鉄は再結晶後の焼なましによつて正常な均一粒成長を起こす。2) 再結晶後の少量の冷間加工、あるいは不規則に分散した析出酸化物はともに再結晶後の高純度鉄の結晶粒成長を遅らせるか阻止する。この効果は試料中の侵入型および置換型元素の有無によつてはほとんど影響されない。3) ごく微量の（この実験の場合 2% 以下）引張り加工は、ほとんど完全に結晶粒の成長を阻止し、これは素地中にポリゴン化されたサブ粒界が導入されることによる。4) 冷間加工が比較的少量（約 5% ）の場合、特徴的に混粒組織を示す異常粒成長が起こる。この場合平均粒径 vs 焼なまし時間曲線は、ほとんど成長のない潜伏期とその後の突然の、かつ全試料中最大の径までへの急速な増加の形となり、この場合のみが純粋な 2 次再結晶と考えられる。5) 加工度が比較的大きい場合 ($10 \sim 20\%$)、1 次と 2 次の再結晶の一種の競合が生じ、正常と異常の両方の粒成長が見られる。ここでは 5% 加工の場合と比較して平均粒径曲線の立ち上がり

ははるかに速いが、最終的な粒径はそれほど大きくはない。6) この実験の条件下では、755°C 焼なましにおいて、2.0% の冷間加工度が2次再結晶のための臨界値と考えられ、これ以下ではポリゴン化によつて粒成長は事実上阻止される。(藤平昭男)

304 型ステンレス鋼の粒間われの伝ばにおよぼす変形速度の影響

(H. NAIM, et al.: J. Materials Science, 8 (1973) 1, pp. 104~108)

ステンレス鋼を高温において中低歪速度で引張る場合にクサビ状の粒間われが生じることはすでに知られているが、このわれの伝ば速度を記述するに際して、従来の研究はわれの長さの時間変化として記述することが多かった。本論文では304型ステンレス鋼を650°C 中で $8.33 \times 10^{-4} \sim 10^{-6} \text{sec}^{-1}$ の低歪速度引張り、 $1.28 \times 10^{-6} \sim 4.16 \times 10^{-8} \text{sec}^{-1}$ の最小クリープ速度のクリープ破断試験を行ない、破断材を鏡検することにより、歪速度に対するわれの伝ばの様相を調べるという立場から、上記のわれの長さのほかに引張方向に対するわれ面の角度、われの幅(wedge height)をもとり上げクサビ状われの伝ばを、より良く記述するパラメーターを得ようとしている。

まずわれの相対的長さ(われの長さ l が粒界の隣接する3重点間の距離 L に対してどれだけの割合をもつか)によるわれ個数のヒストグラムを作成しているが、これによると歪速度の減少に伴つてわれの個数は顕著に増加することは認められるが、その分布は、低歪速度ほど短かいわれの頻度が増し、 $2.42 \times 10^{-7} \text{sec}^{-1}$ 以下の歪速度では $0 < l \leq 1/3 L$ の頻度が $l = L$ の頻度より多い(本実験ではわれの成長は完全に step wise はに起こらない)状況も生じる。つぎにこのヒストグラムをわれ面と引張方向との角度で整理しているが、これによると最大頻度を示す角度は高歪速度での約40° から低歪速度での約80° へ変化する明白な傾向を示す。一方われの最大幅を同様の角度に対してプロットすることによつて低歪速度側では角度およびわれの長さの増加に従つてわれの最大幅が増加する傾向が認められている。以上の結果から歪速度とわれの関係を探るに際して、われの成長速度を反映するパラメーターとしてはわれ面と引張方向との角度およびわれの幅が適しているとの結論を得ているが、その論旨は必ずしも明快ではない。(藤平昭男)

低温で使用する構造用鋼の選択

(Erkki RÄSÄNEN: Scand. J. Met., 2 (1973), pp. 173~176)

低温で使用される鋼構造物を設計する場合、脆性破壊に対する安全性を考慮する必要があり、そのため使用する鋼の選択は靱性試験をもとに行なわなければならない。本論文は脆性破壊の防止に関する金属学的な設計の原則を議論するとともに、構造用鋼の選択に際しての適切な試験方法について提言している。

試験方法は鋼の降伏応力(σ_y)によつて異なる。そのため降伏応力から鋼を次の3種類に大別する。1) フェライト-パーライト組織をもつ熱延もしくは調質圧延した鋼($\sigma_y < 60 \text{ kg/mm}^2$) 2) 低合金組成の焼入焼もどし鋼($\sigma_y = 50 - 100 \text{ kg/mm}^2$) 3) 高合金組成の焼入焼もどしをした特殊鋼($\sigma_y > 100 \text{ kg/mm}^2$)。2) に関してはモ

デルテストを採用することが適切であり、3) に関しては線型弾性破壊力学、すなわち K_{Ic} の値からの臨界欠陥寸法の推定を応用して鋼の選択を行なうことができる。1) に関しては線型弾性破壊力学を適用できず、使用状況などにより次に示す試験方法を採用するのが適当である。

鋼構造物が静的荷重を受け、脆性破壊の発生を防止する目的の場合、Vノッチ-シャルピー試験より得られる遷移温度と Well's 型広幅試験の結果との相関を知ることが必要である。この相関関係を知れば品質管理試験、Vノッチ-シャルピー試験の結果から鋼の選択ができる。鋼構造物が動的荷重を受け、脆性破壊の発生を防止する目的の場合、Pellini 落重試験により得られる無延性遷移温度(NDT)から鋼の選択を行なう。破壊の伝播を防止する目的の場合、CAT 曲線をもとにするかもしくは DT 試験(dynamic tear-test)の結果から鋼の選択を行なう。(関田貴司)

高温加工熱処理をしたばね鋼の組織と機械的性質

(M. L. BERNSHTEIN, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 11, pp. 916~918)

市販ばね鋼 50KhGA(0.5C-1.04Cr-0.8Mn-0.36Si)を高温加工熱処理した後焼入れるまでの間における組織の変化と機械的性質との関係について調べた。オーステナイトの細粒化と機械的性質向上の間には、この場合直接の関係は存在せず、回復とポリゴン化によつて生ずる下部組織の発達によつて説明できる。

実験は、(1) 加熱後そのまま圧延(900, 1000, 1100°C)、(2) 1100°C 加熱後炉冷(900, 1000°C)してから圧延、の2通りのスケジュールについて行なつた。実験(1)において、900°C、20% 圧延の場合平均オーステナイト粒径は保持時間とともに小さくなり、同時に等軸化が進行した。さらに組織観察の結果、もとの粒界にそつて細粒の発生が認められた。これに対し、900°C、40% 圧延では再結晶は認められなかつた。この現象は、圧延の際の静水圧応力の増加が再結晶速度を遅らせ、一方下部組織の形成をもたらず動的回復の速度を増すことによるものである。また下部組織の形成は再結晶を遅らせるばかりでなく、しばしば完全に停止させてしまうことも判明した。その結果、40% 圧延の下部組織は加工後の保持の際にも高い安定性を示した。高温で圧延したものは機械的性質が悪化するが、それはこのような下部組織が除かれてしまうためである。

実験(2)の場合は2つの過程が同時に競合して起こることを考慮しなければならない。加熱温度が高いと均質化効果のために欠陥の分布が一様になり、再結晶化が遅れる。一方、結晶粒粗大化のため転位の移動が容易となり、加工によつて著しく細長い転位のクラスターを生ずる。それに伴つてマイクロ応力が増加し、再結晶が促進される。従つて圧延スケジュールを(2)のように設定する場合は、圧延率をあまり高くしない(20%)の方がよい結果が得られる。すなわちこの場合は、低圧下率でもポリゴン化しやすく、大傾角境界における再結晶化も起こりにくいからである。(渡辺 敏)

—物理冶金—

制御圧延および連続冷却した低 C-Mn-V 鋼の組織
(T. N. BAKER: JISI, 211 (1973), pp. 502~510)

基本成分 0.02C, 0.01N, 0.10V に Mn をそれぞれ 0.01, 1, および 2% 添加した合金の制御圧延および連続冷却後の組織を主として透過電顕により調べた。真空溶製したこれらの合金は 1250°C, 30 min のオーステナイト化後, 各パス 30% づつ 4 パスで 950~750°C の仕上温度に制御圧延した。また比較材としてオーステナイト化温度から室温までの直接冷却材も用いた。

仕上温度の低下に伴い, 顕著な細粒化がみられる。完全な α 域で圧延が完了した場合には, 回復によるポリゴン化した組織を呈する。靱性は細粒化とともに向上するが α 域圧延が加わると逆に劣化し, 仕上温度に対し最低値が存在する。この温度は材料の γ/α 変態点直上付近に対応する。

α 域以外の圧延完了材のすべてに Interphase precipitate が頻繁に観察される。これらは薄膜上で列状にみられるものであるが, 実際には板状の析出物により形成された sheet がある間隔に並んでいると思われる。0.01%Mn の高温仕上材では転位に析出した析出物が観察された。このほか全ての圧延材においてマトリックス中に板状ないしはラス状析出物がみられる。また γ 化時に未溶解と思われる粗大析出物は方形あるいは矩形を呈している。さらに全試料について双晶がみられた。これは bcc の結晶学的関係を満足し種々の形態がみられるが, 2%Mn になるとほとんど microtwin type である。本研究ではこれらの双晶発生に関し合理的な解釈はできていない。

圧延材と連続冷却材の組織の比較により, 圧延が行なわれることにより, α 粒度はもちろんのこと, 析出物および双晶のサイズと分布が微細になる。(大北智良)

構造用鋼における変形オーステナイトの再結晶

(M. LAMBERIGTS, T. GREDAY, and L. HABRAKEN :
Les Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie,
70 (1973) 6, pp. 457~465)

金属の加工硬化は転位密度, 結晶粒度, 固溶硬化, 析出物などにより影響されるが構造用鋼の強化は結晶粒の微細化が有効である。そのため本報では熱間加工中にお

けるオーステナイト相の再結晶すなわち動的再結晶を検討してフェライト粒の微細化の方法について調べた。試料としては 3 鋼種, Fe52 (0.218%C, 1.369%Mn), Fe52+Nb (0.17%C, 1.4%Mn, 0.02%Nb), Fe52+V (0.15%C, 1.29%Mn, 0.084%V) を用い熱間引張り, ねじり, 圧縮加工を行なった。

最初に Fe-52 と Fe52+Nb を 1000°C で引張りおよびねじり変形を施した試料を常温で試験した結果, Fe-Nb 鋼のひずみ-応力曲線は Fe-52 鋼よりも右側に移行した。この原因は Nb-析出物により再結晶が遅れるためで顕微鏡組織からも立証された。この事実は動的再結晶の進行は, 加工速度, 加工温度, 析出物の分布状態に強く影響され, 鋼の最終の機械的性質に影響することを示している。つぎにこの動的再結晶の挙動を明らかにするため, 熱間加工後の静的再結晶について調べた。すなわち 3 鋼種の試料は 950 と 1150°C でオーステナイト化処理を施した後, 775°C から 950°C の温度範囲で 11% から 30% の引張り加工を行ない, そのまま加工温度に保存して再結晶させた。再結晶の開始または終了時間は顕微鏡組織から測定した。再結晶の進行度は再結晶フェライト量の割合で表示した。その結果 Fe-52 と Fe-52+V の再結晶の開始および終了時間はまったく同じであったが Fe-52+Nb 鋼は著しく遅れた。再結晶の進行は次式で表示された。

$$x = 1 - e^{-Dt^n}$$

ただし, $D = D_0 \exp(-nQ/RT)$, x は再結晶フェライト量の割合, n は材料によつて定まる定数, Q は活性化エネルギー, R はガス定数, T は温度。実験値と計算値はよく一致した。また Fe-52 の活性化エネルギーは 15.2 kcal/mol で, Fe-52-Nb では 34.4 kcal/mol であった。両者の差をオーステナイト相の自己拡散の活性化エネルギーより検討した結果, 再結晶の抑制効果は固溶 Nb によるのではなく, 炭窒化ニオブによることが明らかになった。このことは 1150°C, 30 min のオーステナイト化処理では窒化バナジウムが固溶して再結晶の抑制効果が消失することを示唆した。(倉部兵次郎)