

抄 録

—原 料—

Algoma 炭による普通炭装入と予熱炭装入の比較実験

(A. M. CAMERON, et al.: Iron Steel Eng., (1971) 12, pp. 61~62)

Algoma の混合炭のコークス炉での影響を確めるために、Iron-ton の No 2 コークス炉で、実窯試験を行なった。試験は、予熱炭装入 32 チャージ、普通炭装入 8 チャージについて、比較した。この窯は、石炭装入用に、パイプ・ライン装置を設置している。予熱は、流動層法により、予熱器出口での石炭の温度は、260°C に制御した。予熱炭装入時、普通炭装入時とも、乾留温度は、1400°C であり、その他の条件も同じとした。予熱炭装入時の乾留時間は、普通炭装入時に比して、約 30% 低下し、その上、予熱炭コークスの揮発分は、普通炭に比して、低下している。予熱炭コークスは、耐摩耗性、硬度とも高い。しかし、この増加は、高炉操業には重要でない。予熱炭コークスの粒度範囲は、狭く、均一分布を示した。予熱炭コークスの反応性は、かなり高い。これは、予熱炭コークスの気孔が、均一な型を示すためとみられる。高炉内でコークスの重量減少があつても、体積減少が小さければ、高い反応性は高炉操業にとつて利点となるかもしれない。予熱炭コークスの品質は、普通炭コークスに比して、反応性を除いて著しい差はなく、高炉操業に適すことがわかつた。(小西行雄)

—製 鋼—

CaF₂, Na₂O および Al₂O₃ の含有量が異なつたスラグによる固体および液体のサブレイヤーの同化速度の研究 (V. I. YAVOISKII, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met. 14(1971)11, pp. 34~38)

取鍋内にて合成スラグにより溶鋼を処理するとき非金属介在物をもつともよく吸収するスラグ組成を選ぶためにいろいろなスラグの同化速度を測定した。

よく研磨した Al₂O₃ および SiO₂ 板、フランダム皿の中に 2~3 mm の深さに入れた Al₂O₃(24%) - SiO₂(32%) - MnO(24%) 系スラグをサブレイヤーとした。このサブレイヤーの上にいろいろな組成の 14 種類のスラグを 0.8 g 載せ、接触角の変化を毎秒 24 コマの撮影機を用いて測定した。測定は 1400° と 1550°C で行なつた。スラグは CaO(15.5~34.4%) - SiO₂(16.1~26.4%) - MgO(4.4~7.1%) に CaF₂(<30.7%), Na₂O(<16%), Al₂O₃(34.3%) に加えたものである。

固体の Al₂O₃ および SiO₂ に対するスラグの同化速度 $-d\theta/dt$ はスラグ添加後 0.04 sec までがもつとも大きく、5 sec をすぎるときわめて小さくなる。スラグ中の CaF₂ が増加すると接触角 θ は減少するが、同化速度 $-d\theta/dt$ は増加する。Na₂O を含むスラグと固体 Al₂O₃ および SiO₂ の間にも同じような傾向が見られる。スラグ中に Al₂O₃ が増加するとスラグと固体 Al₂O₃ および SiO₂ の同化は妨害される。温度が上昇するとスラグの

同化作用は強くなる。

液体サブレイヤーとスラグの同化は固体サブレイヤーと異なり、スラグ添加後 2~3 sec で接触角は 0 となり、同化速度も固体のその 1.2~1.3 倍となる。

Al₂O₃ と SiO₂ のスラグによる同化速度の差は表面張力および界面張力の差によつて説明された。

(郡司好喜)

エレクトロスラグ再溶融における非金属介在物の除去の問題について

D. Ya. POVOLOTSKII et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14(1971)12, pp. 14~17)

非金属介在物がメタル-スラグ界面を通して移動する過程を熱力学的に検討した結果、粘着の仕事 A としたときに $\sigma_M + A_{S-1} - (\sigma_S + \sigma_{M-S} + A_{S-1}) > 0$ なる関係が満足されると球状の非金属介在物は溶融スラグに吸収されることがわかつた。

エレクトロスラグ再溶融過程において非金属介在物の Al₂O₃ と SiO₂ がメタルからスラグに移行する可能性を知るために、W×15CF 鋼との粘着と接触角を測定した。さらに直径 110 mm の鋳型を用いて W×15CF 鋼のエレクトロスラグ再溶融を行なつた。別に Al₂O₃ および SiO₂ のスラグへの溶融速度も測定し、各測定値を比較検討した。

メタルから非金属介在物が除去される過程は、(1) 介在物のメタル-スラグ界面への到達、(2) メタル-スラグ界面を通つての介在物の移行、(3) 介在物のスラグへの溶解と考えられる。いろいろな測定値から Al₂O₃ や SiO₂ 介在物はメタル-スラグ界面によつてその移動を妨げられることがわかつた。介在物とスラグの接触面の広さを表わす角度 α はスラグ組織によつて 144~156° および 126~134° に変動した。他の条件が同じ場合には Al₂O₃ とスラグの接触表面は SiO₂ との接触表面の 1.15 倍となつた。そして介在物の除去過程は介在物のスラグへの溶解速度によつて律速されることが明らかにされた。(郡司好喜)

— 鑄 造 —

エレクトロスラグ溶解法による型鑄造

(B. E. PARON, et al.: Neue Hütte, 16(1971)11, pp. 669~674)

エレクトロスラグ溶解法 (ESR) による鑄鋼は従来の鑄鋼におとらない品質であることが明らかとなつている。この事実は ESR による凝固条件が適切なために鋼塊に化学成分あるいは組織に不均一が生じないことに由来する。ESR では溶鋼滴がスラグ中で精錬され、鋼中のガス含有量はわずかで、普通の鑄鋼材に比較し酸素は 1/2~1/3、窒素は 1/1.5~1/2 倍減少する。したがつて非金属介在物の含有量も減少する。ESR による鑄鋼の機械的性質は、普通鑄鋼を成形したものにおとらない。また ESR 鑄鋼の脆性破壊に対する抵抗は普通鑄鋼におとらない。さらに ESR 鋼は応力腐食に対しても高い安定

性を持つており、したがって高い信頼度を要求される製品に使用でき、成形鋼として使用できる。ESR 鋼の純度の向上および組織の改良に今後の問題があるが、稀土類を溶解過程で添加することにより冷間脆性や冷間圧延に対する耐久度の向上が認められている。

ESR による鑄鋼法は大型の鑄込みと溶接による成品の製造にも適用できる。ESR 鑄鋼の荷重に対する抵抗は型鍛造と溶接による成形品あるいは鍛造と溶接による成形品におとらない。そして ESR 鑄鋼の最大の利点は鍛造や圧延を必要としないことである。さらに簡単な作業性によりどの機械工場でも、その規模に関係なく ESR による鑄鋼法を応用できる。複雑な溶接構造品には ESR により溶接作業を最少限にできる。とくに圧力容器や円形容器においては継目に強度を必要とする。このような製品に対して ESR 法の応用により容器の肉厚に関係なく製造できる。冷間圧延ロールや高熱工業で使用される弁の外殻も製造されている。さらに大型船舶用ディーゼルのクランクシャフトの製造にも ESR 法が適用される。容器を製造する場合の ESR 法による鑄鋼の経済性は型鍛造と溶接による製品に比較して 1/1.4~1/1.6 倍、鍛造と溶接による製品に対して 1/2~1/2.2 倍の原価を減少できる。

(吉越英之)

一加工

17.5G-13Ni-2.8Mo ステンレス鋼の凝固の間の窒素の分布

(A. OMSÉN and L. ELIASSON: JISI, 209(1971)10, pp. 830~833)

オーステナイト系ステンレス鋼に N を添加すると機械的性質が改善されるが、熱間加工性は低下する。とくに 0.13% N 以上のものは、1300°C で急激に悪化する。本研究は 0.02C, 17.5Cr, 13Ni, 2.8Mo で N が 0.03~0.24% の範囲にある鋼について、1250°C 以上における加工性の悪化を組織中の N の分布ならびにその偏析の観点から検討したものである。

N 含有量の異なる 7 種の 50 kg 鋼塊を作成し、鑄造組織中の γ 量と N 量との関係を求め、再者間に一応直線関係が存在することを確かめた。この場合、 γ 量が 0 になるのは N が 0.05% 以下のときであつた。本鋼は N を固溶しない場合 α 単相であり、その N に対する固溶限は、補正を加えた計算の結果 0.06~0.07% になつた。これは上記の値とよく一致する。N 量がそれ以上になると、組織は α と γ の 2 相にわかれる。両相の量的関係から、若干の仮定の下に 7 鋼種に対する α と γ の化学成分を計算したところ、 γ 相中では N が増すにつれて C が減少する結果を得た。これは、凝固組織中の γ 量が N 量だけで決まることを示すものである。また 0.13N の鋼においても、その γ 中の計算 N 量は理論固溶限である 0.24% を越えることになり、凝固の際余分の N がガスになつて抜ける可能性を示している。実際の鋼塊にもポロシティが認められた。

この他、過剰の N は N に富んだ相を含む共晶組織を生ずる。0.13% N 以上の鋼にはいずれも析出相が認められた。析出物のうち一つは λ 相であるが、ほかは同定が困難である。電子回折の結果では M_6X であり、ときに Fe_4N や Cr_2N が認められた。オーステナイト系ステン

レス鋼では γ と M_6X の共晶の存在は報告されていないが、種々の情報を総合すれば 0.13% 以上の N を含むものに M_6X が存在する可能性は十分にある。 M_6X の融点は 1280°C 前後であり、熱間加工性の悪化はこの相の部分的な融解によつて説明することができる。

(渡辺 敏)

溶接熱サイクル再現試験による HY-80 鋼熱影響部の組織と諸特性の検討

(G. T. B. KELLOCK, et al.: JISI, 209 (1971)12, pp. 969~974)

HY-80 鋼は、米国において主として原潜の船殻用として開発された鋼材であつて、完全テンパーされた低炭マルテンサイト組織を持つことにより、その低温靱性をすぐれたものとしていることが特徴である。すなわち、32 mm 厚までの鋼板において、-84.5°C で V ノッチシャルピー値が長手方向で最低 68 ジュールを示す。しかるに溶接における熱影響部 (HAZ) では、組織の変化により靱性低下と硬度上昇とを生じ、これが脆性破壊などの原因となりやすい。そこで実験者らは組織と HAZ の特性との関係を調査すべく、38 mm 厚の HY-80 鋼材について一層盛または多層盛の潜弧溶接について得られた予熱、入熱の推奨条件に基き、Cranfield 式再現装置を用いて、HAZ の達する最高温度を種々設定して、1 熱サイクルと 2 熱サイクルについての再現試験を行なつた。実験結果の検討を簡単にするため、熱サイクル温度が粗粒化温度を超えたもの、粗粒化温度と上部臨界温度との間のもの、臨界温度範囲内のもの、および下部臨界温度以下のもの、の 4 つに分けた。

この結果、まず一層盛の場合には、推奨条件で溶接を行なつても、粗粒化および細粒化した HAZ については、靱性のかなりの劣化と 400 Hv₅ を超す高硬度が生じた。組織は主としてマルテンサイト系で、溶融前面に近づくにつれて機械的性質が劣化することが示された。これに対して、上部臨界温度以下で熱サイクルされた HAZ は、機械的性質の劣化は軽微であつた。一方、多層盛の場合の HAZ は、一般に一層盛の場合と比べて靱性は良く、硬度は低めになる。しかしながら、場合によつては両者がまったく変わらないことも実際に散見された。

また、650°C で 1hr、後熱を施された HAZ は、いずれの組織のものも靱性が向上し、硬度が 300 Hv₅ 以下となつた。とくに細粒化温度および臨界温度範囲内の熱サイクルをうけた HAZ は、この結果その諸特性が母材のそれに近いものとなつた。ただし粗粒化されたものについては、この後熱処理を行なつても、母材相当の特性を得ることはできなかつた。(図 4, 表 3, 参 19)

(志村一輝)

高速度鋼または超硬合金による普通鋼の切削による炭素の拡散

(V. C. VENKATESH and P. K. PHILIP: JISI, 209 (1971)12, pp. 981~985)

高速度鋼または超硬合金を使用して普通炭素鋼を機械切削する際に工具と切削されたチップとの界面に white layer と呼ばれる拡散層が観察される。この層は不安定な built-up edge (BUE) が発生するときに形成されるこの界面を横断して white layer 中の炭素濃度を EPMA

で調べた。

まず初めに高速度鋼と鋼のと試片の研磨面を接触、加圧して水素雰囲気中で加熱する実験を行なった。この場合 600°C までの温度で 25hr 加熱した後でも、ほとんど拡散は認められなかつた。またこれらの試片を溶接した場合にも拡散層は存在しなかつた。

しかし実際の切削状態下では、とくに BUE 領域で 1~3 μ の厚さの white layer が観察され、この層は工具中のコバルト量が減少すると厚みを増した。アームコ鉄の場合でも層が形成されたが、非鉄材の切削では認められなかつた。これはフェライトの存在が white layer を形成する要因となり、またその厚さにも影響を与えることを示す。また white layer 中へは工具からのクロムの拡散がみられ、これはクロムより高い拡散係数をもつた炭素も同時に拡散したことを示し、かつその量はクロムより多いことを示す。そして炭素の存在と同様クロムの存在で多くの場合 white layer 中に炭化物が混在していた。

超硬合金と鋼の組合せで切削試験を行なった。この結果 BUE が工具面に存在するとき拡散現象が認められそれは white layer の存在により明らかであった。white layer 近傍の BUE 領域は平均粒度約 1 μ の再結晶組織である。white layer の形成を伴う超硬合金と鋼の組み合わせでは界面での鋼が γ 相のときにのみ生じた。切削速度が増加すると界面温度が上昇し活性元素の拡散も増加した。EPMA では炭素濃度が工具と BUE の界面でピークを示し、この位置と幅は white layer のそれと一致した。(西川真人)

一性 質一

低炭素 Cr-Mo-V 鋼のクリーブ破断強度におよぼす Mo の影響

(V. FOLDYNA, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 42(1971) 12, pp. 927~932)

0.2% C-0.5% Cr-0.28% V 鋼の組織およびクリーブ破断強度におよぼす 0~1.5% Mo 添加の影響を検討した。クリーブ試験は 550, 575 および 600°C で 30 000hr まで行ない、析出炭化物を電解抽出し X 線により解析した。960°C-1hr 空冷+720°C-2hr 空冷の熱処理後の組織観察から、Mo 量の増加とともにフェライトが減少しベイナイトが増加することが認められた。また V_4C_3 はすべての鋼にみられ、 Fe_3C は Mo が 1.0% より少ない鋼に、さらに Mo_2C は Mo 量の多い鋼で認められた。10⁴ hr クリーブ破断強度 (σ_z) は 0.2% の Mo 添加で顕著に増加し、もつとも高い σ_z は 0.5~1.0% の Mo 添加のとき得られる。1% 以上 Mo を添加すると引張強さはあまり変化しないが耐力が減少し、また顕著に σ_z も低くなる。さらに 600°C で 5 000 hr 焼鈍した鋼についても同様の組織観察およびクリーブ試験を行なった。 V_4C_3 はすべての鋼にみられ、0.5% 以下の Mo 鋼で Fe_3C が、0.5% 以上の鋼で Mo_2C がみられ、そして 1.5% Mo 鋼では M_6C が認められた。この付加的焼鈍により σ_z は著しく低下するが、この傾向はとりわけ Mo の多い鋼で大きい。焼鈍した鋼のもつとも高い σ_z は 0.3~0.5% Mo のとき得られた。統計的に 550°C の σ_z

と室温の耐力が相関性を持つことを明らかにし、この関係は Mo 量や熱処理にはほとんど依存しないことを示した。抽出炭化物の分析結果から添加した Mo の 30~50% は鋼中に固溶しており、この Mo は固溶強化に寄与していると考えられる。低 Mo 鋼の強度増加の原因は組織がベイナイト化することにより微細な炭化物が析出するためと考えられる。それに対して Mo が多くなると粗大な炭化物が析出し、また M_6C が析出してくる。0.5% 以上の Mo 鋼ではこれらの粗大な炭化物の析出による強度劣化が、Mo による固溶強化よりも大きくなり強度が低下するものと考えられる。(石井友之)

加工熱処理によるパーライトの球状化の促進について (H. PAQUETON and A. PINEAU: JISI, 209 (1971) 12, pp. 991~998)

0.3% C と 1% Cr を含む鋼 (A) および 0.83% C 実用共析鋼を用いて、オーステナイトからパーライトへの変態する前、変態途中あるいは変態後に等温ねじり変形を行なつて、セメンタイトの球状化におよぼす加工の影響を検討した。

平行部の長さ 60 mm で 12 mm ϕ のねじり用試験片を用い、A 試料は 900°C、B 試料は 1 000°C でいずれも 30 min 間オーステナイト化し、2~3 min で加工温度にし、加工後空冷または水冷の処理を行ない、組織観察を行なった。

得られた結果は次のようである。

650°C~700°C における準安定オーステナイト域でのねじり変形により、歪が 40~50% 以上になると、加工されたオーステナイトの再結晶粒はこまかくなり、したがつて変態生成物の結晶粒も細粒であつた。変態速度は加工後数分して変態が始まる 680°C~700°C では影響がなく、加工後ただちに変態が始まる低い温度域では A 試料において変態速度の加速が認められた。

660°C~700°C のパーライトおよびフェライト-パーライト変態後の加工においては、50% 歪を加えるとほとんどセメンタイトは球状化し、A 試料のフェライトはこまかな亜粒界を持つ組織となり、歪が大きくなると一部ポリゴン化が起こっていない部分もみられた。球状化はフェライトの転位セルまたはセメンタイトの塑性変形に係るフェライトの亜粒界、転位の集積あるいはセメンタイトが切れた部分のような特別な場所に生じる。なおセメンタイト粒子およびフェライトの亜粒界は温度、歪速度によりそれぞれ 0.05~0.1 μ m および 0.2~1 μ m までこまかくすることができ、フェライト粒は球状化した粒子の大きさに依存する。

変態途中での加工は、変態前および変態後の特徴が混合された結果であつた。(藤田充苗)

リュウダース帯研究の現状に関する考察

(D. W. Moon: Mater. Sci. Eng., 8(1971/2) 4, pp. 235~243)

本論文は、リュウダース帯の形成および伝播に関する現在までの文献に報告されたものの中から、重要な研究を選びこれらを概説するとともに、現在もつとも流布している説を呈示したものである。

本文の前半では、一般的な問題として、応力-ひずみ曲線の理解、運動転位のソース、降伏に対する遅れ時間

(Delay-time for yielding), さらに不均一降伏の4つの項目が個々に論じられた。標準的な応力-ひずみ曲線も参考にすると、ひずみの生ずる段階は (a) Hooke の法則にしたがう弾性ひずみの段階 (b) 均一な前降伏微視的ひずみ (Pre-yield microstrain) が始まりその後、上部降伏点までこのひずみが増加する段階 (c) リューダース帯の核形成とともに不均一なひずみの分布が始まる段階とに分離することができる。(b)の微視的ひずみの大きさは上部降伏点では軟鋼で約 30×10^{-6} と見出されている。このひずみ領域中でのわずかな塑性変形は、降伏とともにリューダース帯先端の伝播によつて試験片全体に分布される。帯先端の伝播は運動転位の伝播と密接に関係しているが、高い応力集中は転位を動かすためよりはむしろ運動転位を結晶粒界に形成するために必要である。個々の結晶粒の降伏遅れ時間の大小は、粒の方位に依存するなどが結論された。

一方本文の後半では、リューダース帯先端に関する3つの特殊な因子について論じられた。これらの結果は文献により種々異なるが、リューダース帯先端のタイプにおよぼす試験片サイズと結晶粒サイズの比および結晶粒方位の影響、伝播している帯先端のひずみプロフィール、伝播速度の応力依存性および個々の転位の応力依存性とリューダース帯におよぼす転位の影響についての比較検討が行なわれ、またこれにより示唆された追加研究の基盤が確立された。最後に多数の運動転位を考慮した微視力学的方法 (microdynamic approach) の有効性および今後の発展についても論じられている。(脇田三郎)

室温におけるアームコ鉄の応力、歪、結晶粒径および転位密度の関係

(J. P. BAILON, A. LOYER, and J. M. DORLOT: Mater. Sci. Eng., 8(1971/72)5, pp. 288~298)

多結晶金属の応力-歪曲線を表わす式として、Hollomon の関係 ($\sigma = K\epsilon^n$) あるいは Ludwick の関係 ($\sigma = \sigma_0 + A\epsilon^m$) があるが、実験値との対応は完全ではない。

また一定歪での応力と結晶粒径との間には Hall-Petch の式 ($\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$) が成り立つ。さらに流動応力と転位密度とは $\sigma = \sigma_0 + \alpha E b \rho^{1/2}$ で表わされる。本研究はアームコ鉄の炉冷と焼入試料を用いて、これらの関係式および実験的に得られた応力と歪の間の関係を関連させ、結晶粒径と加工硬化係数および結晶粒径と転位密度の相関々係を導き出し、Hall-Petch の式の理論的解釈を再検討しようとするものである。

応力と歪との関係を $(d\sigma/d\epsilon) = f(\epsilon)$ として実験値を整理すると、 $d\sigma/d\epsilon = K/(\epsilon^2 + \epsilon_0^2)^{1/2}$ できわめてよく表わされる。この式を積分し、さらに Hall-Petch の式および応力と転位密度との関係を用いると、応力-歪曲線式として、

$$\sigma = (\sigma_{0e} + k_e d^{-1/2})(1 + a_1) + (\sigma_{0p} + k_p d^{-1/2}) [\text{arcsh}(\epsilon/\epsilon_0)]_{a_1}^{\epsilon}$$

が得られ、実験結果と良好な一致を示す。この式の第1項は Hall-Petch の関係であり、第2項は実験式である。 $\sigma_{0p} + k_p d^{-1/2} = K$ であるが、この値は熱処理により影響されない。一方、結晶粒径には影響を受けるが、Hall-Petch の式にしたがう降伏応力に対する影響に比べるときわめて小さい。さらに応力-歪曲線をエネルギー的に考察すると、炉冷試料では転位が侵入型原子により固着

されているため、リューダース変形するには転位の生成と増殖が必要であり、リューダース帯はその先端で転位環が生成されることにより伝播すると考えられる。

(淀川正進)

高速増殖型原子炉用高ニッケル、クロムステンレス鋼のクリープ特性

(R. LAGNEBORY, et al.: Jernkont. Annal., 155(1971)9, p. 601)

本研究の目的は 12R72HV, 15Cr-15Ni-Ti-B-Mo に匹敵し、溶体化処理状態で必要なクリープ特性をもつ 19Cr-25Ni, 19Cr-34Ni オーステナイトステンレス鋼の Ti と C に関する最適な化学組成を定めることである。合金元素は B を 50~100ppm, 異なる割合で炭素量と Ti 量を変化させた。Ti 量を 12R72HV の標準に保つと、19Cr-25Ni, 19Cr-34Ni 鋼では著しくクリープ強さが低下する。これは炭化物の析出様式が異なるためであることがわかった。19Cr-25Ni, 19Cr-34Ni 合金は微細に分散する TiC によりわずかに強化されている。12R72HV などにおいてより多くの $M_{23}C_6$ が析出する。この強度の低下は溶体化処理温度の上昇によりいく分妨げられる。析出特性の変化は Ni, Cr の増加により γ - $M_{23}C_6$ -TiC の三相平衡に移行する。12R72HV の析出特性を保つために、すなわち $M_{23}C_6$ を犠牲にして TiC の析出を増すために、新合金の Ti 量を約 1.0% に増加した。1.0%Ti を含む 19Cr-25Ni, 19Cr-34Ni 合金は一般に 0.5%Ti 合金より高く、ときには 12R72HV と同様なクリープ強さを示した。しかしながら強度のばらつきは非常に大きい。低い強度は常に微細な TiC が析出しないことによる。析出特性やクリープ強度の変化は 1.0%付近の Ti 量の変化に敏感である。クリープ速度は約 0.9% Ti での 10^{-1} ~ 10^{-2} %/hr から 1.1% Ti での 10^{-3} %/hr に変化する。結局実際に生産する場合、このような合金で必要なクリープ強さを得るためには合金元素を綿密に調整する必要がある。19Cr-25Ni, 19Cr-34Ni 合金のクリープ延性は一般に十分高い。ある強度では 12R72HV に比べ延性がいく分低いが、これはおそらく高温溶体化による高合金鋼の粒径の粗大化に起因するものであろう。

(山田武海)

調質鋼の破壊靱性とその温度依存性

(K. E. HAGEDORN, et al.: Z. Metallk., 62(1971)11, pp. 801~804)

2つの調質鋼の破壊靱性値を測定し、その温度依存性について調査している。

調質鋼 30CrNiMo8 (鋼種 A) は 125 mm × 120 mm × 50 mm, ノッチ長さ 70 mm, ノッチ先端角度 60° を有し、あらかじめ疲労試験によりノッチ先端に 4~8 mm の疲労亀裂を作成させたものである。調質鋼 × 41CrMoV5.1 (鋼種 B) は鋼種 A の試験片の 1/2 の寸法である。鋼種 A の降伏点は室温で約 $1100N \cdot mm^{-2}$, 鋼種 B は約 $1300N \cdot mm^{-2}$ である。試験片は水圧式 0.5MN-試験機により引張り破壊靱性値 (K_{IC}) を求めた。

K_{IC} 値は実験温度の低下とともに下がる傾向を示し、鋼種 A の K_{IC} は +20°C, -25°C, -55°C, -196°C でそれぞれ 3580, 1875, 1490, 912 $N \cdot mm^{-3/2}$ と著しい降下を示すが鋼種 B は +20°C, -196°C で K_{IC} は

それぞれ $960, 540\text{N}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ と降下の程度は小さい。また実験温度の低下により破面は滑らかになり、亀裂伝播の際の塑性変形は減少している。シャリップは $+20^\circ\text{C}$ 、 -25°C 、 -196°C でそれぞれ 2, 0.4, 0.01 mm となった。

破壊機構を知るために走査電子顕微鏡で破面を観察すると、鋼種 A では室温の破面はディンプルによつて特徴づけられる延性破面である。温度の低下とともに脆性破面は多くなり -25°C では脆性破面と延性破面がほぼ同程度であるが、 -55°C 以下では脆性破面が大部分を占める。鋼種は室温でほとんど脆性破面であり実験温度範囲では破壊機構の変化はみられない。

破壊靱性は鋼の化学成分あるいは調質が大きな影響を及ぼす。破壊靱性値への温度の影響は鋼種 A は大きく、鋼種 B は小さい。(三橋多美子)

高張力鋼の組織と環境条件が破壊靱性におよぼす影響についての新しい知見

(F. SCHLÄT und J. EICKEMEYER: Neue Hütte, 16 (1971) 9/10, pp. 519~525)

高張力鋼を構造用材料として種々の条件下で用いるときには、安全因子を十分確認する必要がある。近年、脆性破壊は線型弾性破壊力学を基礎とした破壊靱性値 K_{IC} で評価できるようになった。腐食条件下における高張力鋼には遅れ破壊があり、組織と環境の両面から破壊を考慮しなければならない。

材料内の亀裂や亀裂状欠陥の先端の応力強度係数 K の亀裂端における極値 $K_I = \alpha\sigma\sqrt{a}$ は亀裂先端状態のパラメータと考えることができる。ここで、 α は材料と亀裂形状による定数、 σ は亀裂に垂直な応力、 a は亀裂の長さである。材料の亀裂先端から距離 r_{IY} まで塑性変形したとすると K_{IC} との関係は $r_{IY} = 1/6\pi(K_{IC}/\sigma_{0.2})^2$ となる。鋼に弾性限界内の荷重をかけても破壊しない。したがって、一定寸法の亀裂では、弾性限界の大きさに比例して破壊靱性も高くなる。強度と靱性は Pelliser の比率解析線図から評価できる。

ある環境条件下で、 K_I が一定値 K_{ISCC} (応力腐食破壊靱性値) より大きくなると、応力と腐食条件が作用し、亀裂のゆつくりした安定成長が起こり、 K_{IC} になるまで亀裂伝播速度は応力強度とともに大きくなる。

高張力鋼の腐食条件下での安定亀裂伝播は、一般に不連続に進行する。これは腐食条件下における亀裂先端の局所不安定によるもので、材料の靱性や組織や製造方法は腐食条件下の遅れ破壊の過程と無関係ではない。さらに、安定亀裂伝播機構、高張力鋼の熱力学的取り扱いなどについても書いてある。(石田二郎)

—物理冶金—

鉄のギザギザ型降伏過程における不純物反応の役割

(J. D. PENROSE and A. F. BROWN: JISI, 209 (1971) 11, pp. 862~868)

体心立方晶金属の変形時に特徴的に現われる、降伏点 Lüders 歪、ギザギザ型降伏、ギザギザ型流れ変形は不純物に関係した拡散支配機構によつて引き起こされるものとされているが、この考え方の妥当性を確かめるために、ギザギザ型 Lüders 変形やギザギザ型流れ変形の起こる条件で変形を研究した。

使用した鋼は炭素と約 0.05 wt% 含有するもので、試験片の寸法は幅 4 mm, 厚さ 0.87 mm, 標点距離 61 mm で、試料の結晶粒の大きさは 600粒/mm² であつた。

ギザギザ型の一つの降伏が起こつた瞬間にインストロン試験機の crosshead 駆動を止めて、その後の応力-時間曲線を測定した。この曲線から降伏後の歪の減速速度およびそれに対応した Lüders 帯伝播速度を求めた。減速歪速度の温度依存性から得られた活性化エネルギーは 0.60 ± 0.03 eV で、通常 Peierls-Nabarro 機構が働く場合の値に相当する。Lüders 帯伝播速度に対応する転位の移動速度は非常に大きく、それが最も遅い場合でも転位と不純物間のごのような直接的な相互作用も減速をもたらすものとは考えられない。Lüders 歪は温度と歪速度が決まると、Lüders 変形がギザギザ型であるか否かにかかわらず一定である。以上のことからギザギザ型の降伏が起こっている間には転位と不純物との間に直接的な作用が働いているのではなく、この現象は高速変形の特別な場合と考えられる。Lüders 変形終了後の加工硬化領域では、転位のピン止めなどの不純物と転位の反応が起こっていると考えられる。(菊池 実)

鉄-炭素-クロム合金の初析フェライトの核生成および成長の速度論

(D. J. SWINDEN and J. H. WOODHEAD: JISI, 209 (1971) 11, pp. 883~899)

オーステナイトの焼入性を評価する上で、初析フェライト形成速度は重要な因子の一つである。本報告は初析フェライトの等温変態時の核生成および成長速度を測定することにより、焼入性におよぼす Cr の影響を研究したものである。

Cr 含有量の異なる 4 種類の鋼を真空溶解法で溶製した。それらの組成はそれぞれ 0.16%C-2.40%Cr, 0.17%C-3.16%Cr, 0.14%C-3.83%Cr, 0.15%C-4.15%Cr であつた。径 7.9 mm, 厚さ 3 mm の円板状試料を 1000°C , 15 min アルゴン雰囲気中で加熱後、等温変態させた。変態の条件は、温度範囲 $800\sim 680^\circ\text{C}$, 時間は最長 10000 sec, 変態量は最大 30% であつた。等温変態試料中のフェライト粒の面積分布を Zeiss TGZ 3 粒子径分析計を用いて測定し、これをフェライト粒の粒度分布に書きなおした。この粒度分布から核生成速度および成長速度について、次のような結果を得た。

核生成速度

(i) 決まった変態量のところでの核生成速度は、変態温度が A_{c3} から下がると急激に増大する。

(ii) 決まった温度での核生成速度は、はじめ増大し、最大に達した後減少する。

(iii) 核生成は変態の初期ばかりでなく、かなり変態が進行しても継続しておこる。

(iv) 決まった温度での最大核生成速度は、変態温度が A_{e3} から下がるほど、変態量の多いところで現われる。

(v) 核生成の活性化エネルギーは温度にも変態量にも依存する。

成長速度

(i) いかなる時期に核生成した粒子も、時間に対する粒子径の変化は直線とはならない。

(ii) 変態のすべての過程で、先に核生成した粒子は後に生成されたものより大きな成長速度をもつ。

(iii) すべての変態温度で、成長速度は変態時間とともに減少する。

(iv) 成長速度はある変態温度までは、温度が下がると増大するが、それ以下では逆に減少し、C曲線を描く。

(v) Cr はフェライトの成長速度を減少させる効果がある。(菊池 実)

一 合 金 一

オーステナイト系ステンレス鋼におよぼすボロンの効果

(H. J. GOLDSCHMIDT: JISI, 209(1971)11, pp. 900~911)

本研究は原子炉の被覆材として実際に用いられている20%Cr, 25%Ni および 20%Cr, 25%Ni, 0.6%Nb, 0.6%Mn, 0.6%Si 鋼におけるボロンの固溶度を調べ、ボロン化合物の同定を行なうことを目的とした。ボロンはその固溶度が著しく小さいということばかりでなく、粒界への偏析、複雑なボロン化合物の析出挙動などのため著しく鋼の性質を変化させる。

20-25 鋼では 0.001~0.97 wt-%, Mn, Si, Nb を含む 20-25 に 0.002~0.016 wt-% ボロンを添加した組成の試料をアルゴン、アーク溶解し、熱間加工したのち 1300°C -6hr の均一化処理を施して試験に供した。平衡化処理は 20-25 鋼では 1200~900°C で 2hr-2 週間, Mn, Si, Nb を含む 20-25 鋼では 1350~900°C で 1hr~1 週間行なつた。X線解析、電子および光学顕微鏡観察、EPMA によりボロンの固溶度、ボロン化合物の同定などを行なつた。

20-25, 20-25 (Nb, Mn, Si) 鋼のボロンの固溶度は非常に小さく、最大溶解度は前者では 1150°C の共晶温度で 0.03 at-%, 後者では 1225°C で 0.08 at-% である。ボロンは熱処理、化学組成により、侵入型、置換型もしくはその両方になり得る。ボロンはオーステナイト素地中のボロンに対するボロン原子の吸収容量に対応して粒界へ偏析する傾向が著しい。20-25 合金における析出物は主に M_2B で、Mは Cr, Fe, Ni であり、典型的組成は $Cr_{1.0}Fe_{1.0}Ni_{0.1}B$ である。最初 Cr_2B が析出し、その後 Fe_2B に変化する。Nb, Mn, Si を含む 20-25 鋼では M_2B の他に Laves 相あるいは β -W 型金属間化合物が低ボロン鋼で認められるが、高ボロン鋼では M_2B しか認められない。(山田武海)

Fe-Cr-C, Fe-Mo-C, Fe-W-C 合金における炭素と固溶元素の相互作用

(J. C. GREENBANK: JISI, 203(1971)12, pp. 986~990)

オーステナイト中の炭素活量におよぼす Cr, Mo, W の効果を 900~1125°C でメタン-水素雰囲気を用いて求めた。電解鉄、モリブデン、タングステン、高純度グラファイトを用いて Fe-Cr-C, Fe-Mo-C, Fe-W-C, Fe-C 合金を真空中高周波溶解し、熱間加工した。

オーステナイト中の炭素におよぼす Cr, Mo, W の単独効果を実験的に調べると 900~1125°C でそれぞれの相互作用の係数は同様の値を示すことがわかつた。炭素に対する各元素の相互作用の温度依存性は著しく類似

している。したがってこれらの炭化物生成元素は温度の下降にともなう炭素活量の減少により効果的になる。すなわち炭素におよぼす Cr, Mo に関する相互作用の係数はそれぞれ次のようである。オーステナイトにおける Mo-C については、 $E_C^{Mo} = 7.83 - 15930/T$ で、オーステナイトにおける Cr-C については、 $E_C^{Cr} = 9.88 - 18150/T$ である。侵入型炭素原子と多くの格子の間での相互作用を支配するであろうと思われる要因を調べると、固溶元素の相互作用の係数と炭化物生成の熱力学の間に密接な相関関係があることを示した。1000°C でオーステナイト中の炭素におよぼす Zr, Nb, Ta の単独の効果に関する相互作用係数は E_C^X と ΔG の間の経験的關係の助けによつて推定することができる。(山田武海)

特殊鋼製造における非脱炭非酸化熱処理法の実験

(A. HENSEL and G. DIETRICH: Steel in the USSR, 1(1971)5, pp. 381~387)

バネ鋼や工具鋼など高炭素の合金鋼は、酸化や脱炭の問題があるため熱処理がむずかしい。酸化や脱炭の要因としては、炉内ふんい気、鋼の化学組成、鋼材の表面状態、加熱や冷却の速度があり、これらについて、酸化および脱炭反応の平衡図をはじめ、ガラス被覆を行なつて加熱する効果などが知られている。ここでは、熱間圧延前の加熱および焼鈍などの熱処理において、脱炭をおこさずに合金鋼を加熱する方法について若干の実施例を示す。

熱間圧延前の加熱のさいに重要なのは、高温に保たれる時間であり、これは鋼材を急速加熱することによつて短縮することができる。そのための方法としてここではウォーキングビーム炉を用いた急速加熱を実施した。その結果、直径 25~32 mm の軸受鋼では約 1% が規格より多い脱炭を生じたが、それよりサイズの小さい軸受鋼や他の鋼種、炭素工具鋼、高速度鋼、バネ鋼などはいずれも規格内にとどまる脱炭しかおこさず、急速加熱の効果が十分に認められた。

合金鋼棒材の焼鈍を非反応性ガスや反応性ガス中でおこない、脱炭をおこさない加熱方法をこころみた。脱炭を防止する上で重要なことは、ふんい気中の炭素ポテンシャルの調整である。普通鋼やクロム 1.5% 以下の軸受鋼、バネ鋼、工具鋼では AUSTIN と DAY による平衡図があり、これを指針に容易に調整できるが、高速度鋼のような高合金鋼では平衡図がないために調整がむずかしい。ここではエンドサーミックガスにプロパンを 1.5% 加えたふんい気で加熱したところ、脱炭をおこさずに高速度鋼を焼鈍することができた。約 13000 の試料中 90% はまったく脱炭をおこさず、部分的に脱炭をおこした 10% の試料も脱炭層の厚さは最大 0.2 mm で、平均 0.004 mm であつた。プロパン含有量が 1.5% をこえたとすずの発生がみられてよくない。(大内啓史)

一 そ の 他 一

ガス-熔融金属中の酸素の活量測定に及ぼす固体電解質の酸素の通気性の影響

(P. A. CERKASOV, W. A. FISCHER and C. PIEPER: Arch. Eisenhüttenw., 42(1971)12, pp. 873~876)

酸化物固体電解質の酸素の通気性は、活量測定におい

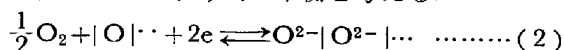
ては測定精度を低下させ、燃料電池では効率を低下させる原因となる。酸素の通気度 (π) と電子伝導度 (σ) との間にはつぎの関係があることが知られている。

$$\pi = V \cdot \frac{q}{L} \cdot \frac{RT}{4F^2} (\sigma_{II,p} - \sigma_{I,p}) \dots\dots\dots (1)$$

ここに R : Gasconstant, T : 絶対温度, F : Faraday constant, V : molevolume, q : 電解質の平均断面積, L : 相境界間の距離, $\sigma_{II,p}$, $\sigma_{I,p}$: 相境界 II, I での p 伝導に関する部分伝導度を示す。

本論文では 1600°C において熔融金属に浸漬した一端閉管の固体電解質を用いて、その内側に標準極として純酸素あるいは N_2-O_2 を導入し、ガスを静止あるいは循環させて系の圧力変化ならびに起電力を測定した。系の圧力変化より酸素の通気度を求め、(1)式より電子伝導度を計算し、種々の酸化物に対しそれぞれつぎの値を得た。ZrO₂-CaO; $1.25 \times 10^{-3} N cm^3/sec$, $2 \times 10^{-3} \pm 45 \% \Omega^{-1} \cdot cm^{-1}$, Al₂O₃; $5.4 \times 10^{-5} N cm^3/sec$, $8 \times 10^{-5} \pm 60 \% \Omega^{-1} \cdot cm^{-1}$, Mullite; $4 \times 10^{-5} N cm^3/sec$, $6 \times 10^{-5} \pm 60 \% \Omega^{-1} \cdot cm^{-1}$, この電子伝導度の値は文献より計算した値と一致する。またこの通気性による酸素の移行につ

いてはつぎのように説明している。電解質をはさんだ両相の各境界において(2)式の平衡を考える。



ここに, $|O|\cdot$; 2 価の電荷を有する酸素空孔, $O^{2-} | O^{2-} |$, 酸素により中性化された酸素イオン空孔。

いま相境界 I, II における酸素分圧 $p_{O_2'}$, $p_{O_2''}$ の間に $p_{O_2''} > p_{O_2'}$ の関係があるとき、相境界 I の電子濃度は相境界 II の電子濃度より大きいため、電解質が p あるいは n 型伝導を有するならば、相境界 I で電子濃度が減少しその電子は相境界 II へ移行する。この電子の流れにより(2)式の平衡が乱れるため相境界 II の酸素イオン vacancy が相境界 I へ移行し平衡を保つことになる。したがって(2)式は右側へ進行し圧力損失が生ずる。以上のことから活量を正確に測定する条件としてつぎの3点をあげている。(i) 酸素の通気度の小さい固体電解質の使用, (ii) 相境界での酸素分圧に依存する電子伝導の差を減少させるため起電力値を小さくする標準極の選択, (iii) 融体の強い攪拌あるいはガスの流速を速くし拡散層の厚さを減少させる。(井上博文)

書 評

鉄鋼製錬の技術 I

鉄鋼工学講座

本書は第1巻鉄鋼製錬の基礎につづいて、鉄鋼製錬の実際について記述されたもの前編であり、原燃料、耐火物、鉄鉱石の製錬、合金鉄の製造法に関する事項が扱われている。第3巻鉄鋼製錬の技術IIにおける製鋼法と併せて、鉄鋼製錬3部作を構成するものであり、各項の執筆はそれぞれ企業あるいは大学においてその分野を専門とする第一人者の方々が分担されている。

申すまでもなく鉄鉱石の製錬技術は大変長い歴史を誇っているが、それだけに従来はややもすると経験と勘で事処理する傾向がつよかった。しかし近時、とくにわが国において鉄鋼業の著しい進展に伴い、製錬工程の理論体系の確立に向かつて大変な努力がはらわれ、その結果として、新技術の出現、新設備の大幅な進展、および技術標準化が大いに促進され、一種の黄金時代を招来した感がある。

本書の記述には、かなり難解な新しい理論も含まれているが、これ等はすべて程よくダイジェストされ、現場の実際面の基礎となつている原理法則の豊富な内容が要領よく体系化されている。引用文献も多岐にわたりよく整理されている。

したがって本書は一つには現場の若い技術者あるいは大学学部の学生で製錬分野を専門に勉強しようとする人々のよきガイドブックであり、一つには業務の必要から一步つこんだ製錬に関する知識を求める向の参考書として、大変適切であると思う。(鈴木驍一)

(朝倉書店 A5版 262頁 定価 2800円)