

抄 録

— 原 料 —

コークス組織とコークス反応性に及ぼす諸要因の検討
(Y. F. CHIU: Ironmaking Steelmaking, 9 (1982) 5, pp. 193~199)

コークスの反応性および強度に及ぼすコークス組織成分, コークス中灰分, 乾留温度等の影響について検討している。

試料として豪炭, 米炭, カナダ炭, 台湾炭の 20 種類および 4 種類の配合炭を用い, 小型の試験コークス炉にて乾留し, コークスのマイカム強度, 1050°C での小型反応性試験, コークス組織分析, 気孔率測定等を行っている。

その結果, 下記に示す結果を得た。

1. コークスの組織構造変化はビトリニットの平均最大反射率と良い相関性があり, モザイクおよび流れ構造の異方性単位の大きさは各石炭の石炭化度に比例する。

2. CO₂ との反応によつてコークス中モザイクおよび流れ構造組織成分の相対比率が増加し, 他の組織成分(等方性組織, イナート組織, セミフジニット由来の部分異方性組織)は相対的に減少する。

3. コークスの反応性に影響する主要因は, 石炭化度, コークス中灰分の金属酸化物 (Fe₂O₃+CaO+MgO+Na₂O+K₂O), コークス組織成分および乾留条件である。すなわち, 石炭化度の上昇, モザイクおよび流れ構造組織成分の増加, 乾留温度の上昇は反応性を低下させコークス中灰分の金属酸化物含有量の増加は反応性を上昇させる。

4. 配合炭コークスの組織成分, 化学組成, 反応性は各単味炭コークスの各値により加成性が成り立つのに対し, コークス強度や反応後強度のような物理的性状は加成性が成立しないと報告している。(永田眞資)

— 製 鋼 —

プラズマ溶融法での窒素の使用の寄与

(E. WILDE and H. Burghardt: Neue Hütte., 27 (1982) 7, pp. 252~257)

鋼の溶解にプラズマを用い, 溶鋼への窒素の溶解の実験を行った。250 kg プラズマ溶解装置を用い, 一定のアーカ電流, 電圧, 同一トーチノズル, 同じ炉体構造などの条件で, 3 トーチ操業および 1 トーチ操業を行った。

窒素の添加方法として, 耐火物ランスによる溶鋼中への窒素の吹き込み, 窒素とアルゴン混合プラズマガスによる添加, 炉雰囲気中への窒素ガスの添加, およびこれらの組み合わせを用いた。窒素の吹き込みにより鋼中の窒素濃度 [N] の増加速度が大きくなった。その後のプラズマトーチからの添加, 雰囲気中への窒素の添加では, 両者とも窒素吹き込みと同じ [N] レベル (飽和溶解度より高い) に保たれた。この時, 鋼浴の周囲では沸騰現象が観察された。

また, 窒素を含むフェロクロムにより窒素を鋼浴に溶解すると, 1600°C, $P_{N_2} = 0.507 \times 10^5 \text{ Pa}$ で $[N] \approx 0.24$

% であり, この温度, 窒素分圧に対する [N] 溶解度の計算値 0.14% よりも大きくなった。また, プラズマ炉での実験値 0.24% はこれまでの溶解法に比べて約 1.6 倍であった。

鋼浴の周囲での沸騰は, 炉の中心のアーカスポットでの吸窒と周囲での脱窒が平衡することからおこり, この現象は水モデルによつて説明できる。浴表面でのプローブ測定により, 浴面近傍の [N] と浴全体の平均濃度との間に著しい差があり, この窒素濃度差はプラズマアーカ電流に比例していた。

プラズマアーカ溶解法では, プラズマアーカの高速度ガスによる加圧効果などにより, 鋼中への窒素溶解度は通常の方法によるよりも大きくなる。(月橋文孝)

— 性 質 —

環境感性破壊—設計におけるその検討

(B. TOMKINS and P. M. SCOTT: Met. Technol., 9 (1982) 6, pp. 240~248)

腐食環境中での疲労き裂伝ば速度の下限界値 K_{ISCC} やき裂伝ば挙動について, 実際の構造物を対象に, その設計における基本的な考え方について検討した。

現在, 腐食環境下で使用される構造物については, き裂の発生及び伝ばを起ささないように設計されているが, 溶接構造物の場合, 溶接継手部分の幾何学形状の不連続性や溶接欠陥等のため応力集中部ができ, また溶接による残留応力のため平均応力が大きくなり, 継手部分を起点とする疲労き裂の発生は避けられない。この場合, 供用中のき裂伝ば速度を極力低く抑える設計が必要となる。

海洋構造物の設計基準として, 英国では, BS 5400 Class F 曲線が採用されている。これは, 十字型すみ肉溶接試験片による海水中でのデータをもとに制定されたものである。この試験片に電気防食を施すと, 疲労強度は特に長寿命側で大きく増加した。また, 疲労強度の改善のため通常行われているピーニングや TIG 溶接などは, 海水中の場合ほとんど効果はない。

軽水炉用圧力容器の設計基準として, ASME P. V. Code Sec. III や BS 5500 がある。また軽水炉用圧力容器鋼の供用中検査基準として, ASME P. V. Code Sec. XI がある。この基準曲線の基礎となつた実験データによると, 応力拡大係数幅 ΔK の増加に伴い, 疲労き裂伝ば速度 da/dN の増加率が急に小さくなるプラトーと呼ばれる領域がある。腐食疲労き裂伝ば挙動は, き裂先端近傍の酸化皮膜の生成速度とその破壊速度の關係に支配されており, さらにその酸化皮膜の破壊速度はき裂先端近傍のひずみ速度に支配されているといわれている。この場合, ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ を用いてプラトーでのき裂伝ば速度 da/dt を求めると, $da/dt \propto \dot{\epsilon}^{1/2}$ の關係で与えられ, $\dot{\epsilon}$ の増加とともに da/dt の増加率は小さくなる。このことから腐食疲労き裂伝ば挙動は, 疲労と応力腐食割れの 2 つの現象が重畳したものであると考えられる。

腐食疲労き裂の発生及び伝ばを検討する場合, き裂先

端近傍のひずみ速度や電気化学的条件をも含めた総合的な検討が重要である。
(片田康行)

AISI-M2 高速度鋼とマトリックス工具鋼の破壊靱性
(C. Kim, et al.: Metall. Trans., 13A (1982) 9, pp. 1595~1605)

AISI-M2 高速度鋼 (6W-5Mo-4Cr-2V-0.8C) と、そのマトリックス成分に相当する工具鋼 VASCO-MA (2W-2.75Mo-4.5-Cr-1V-0.5C) の破壊靱性とマイクロ組織および硬さの関係を調査した。

実験は M2, MA おおの、980~1260°C および 980~1245°C の焼入温度をとり、焼入れのままの状態と、さらに焼もどし状態でのマイクロ組織、硬さ、破壊靱性を調べた。その結果、焼入状態では、M2 は MA より硬さが高いにもかかわらず破壊靱性が大きい。これは、1095°C 以上の焼入温度のとき MA は粒界に薄膜状炭化物を形成し、粒界割れが発生するのに対して、M2 は粒界には球状炭化物が生成し、粒内割れを起こすためである。そこで、MA を焼もどしてやると、粒界の炭化物は厚みを増し、不連続になるため、粒内破壊が起こるようになり、M2 よりも大きな破壊靱性を示すようになる。

焼入温度が 1095°C 以下になると、焼もどしにより硬さも破壊靱性もともに低下する。この原因は焼入試料に比べ、焼もどし試料の方がへき開破壊面が多いためである。

鋼の破壊靱性は結晶粒の成長とともに大きくなる。結晶粒度 5 (平均粒径 30 μ) 以下のものに比べ粒度 10 (平均粒径 15 μ) 以上のものは 2~3 MPa \sqrt{m} 低い破壊靱性になる。

焼もどし温度は、M2, MA とともに最終硬さが同じになる焼もどしを行えば、破壊靱性には影響しない。

焼入状態での、残留オーステナイト量は MA の破壊靱性には影響しないが、M2 に関しては多いほど、破壊靱性値が増加する。また残留オーステナイト量は両鋼種それぞれに最大となる温度があり、この温度以上でのオーステナイト量の増加は、炭化物の溶け込みにより調節できる。
(曾田裕二)

低合金鋼におけるクリープキャビティの成長

(C. D. HAMM and R. PILKINGTON: Metall. Trans., 13A (1982) 10, pp. 1739~1745)

炭化物が一樣に分布するような熱処理が施された 1.5%Cr0.5%V 鋼を供試材とし、軸荷重一定のクリープ試験を行い、形成されるキャビティの形態、寸法、間隔の時間的変化を調べ、すでに提案されているいくつかのキャビティ成長理論の適用性を評価した。試験は 823K と 923K の温度で、 10^{-4} Torr 以上の真空下で行った。キャビティによる損傷状態は、あらかじめ定めたクリープひずみ状態で試験を中断した試験片を用意し、77K で破壊させて SEM で観察した。

キャビティは粒界三重点かその近傍で優先的に発生し、試験時間の経過とともにその数は増加する。本供試材では、粒界における炭化物はキャビティを容易に発生させる場所となり、かつその数も充分にあるので、キャビティの発生場所が応力に依存して変わるといことはなかつた。なお、キャビティの発生に関連し、少量の粒界すべりが観察されている。

923K におけるキャビティはその結晶学的性質に依存した形態をなし、三次元的に等方に成長する。表面拡散速度が遅くなる 823K では、キャビティは初期の段階において 923K の場合と同様な形態をしているが、しだいにその特徴を失い、粒界面にそつて平面的に成長する傾向がある。キャビティの成長速度は非線形的な応力依存性を示し、応力に比例する Hull-Rimmer 型の拘束条件のない拡散機構から推定される成長速度より低応力域において 3 桁も低い値になっている。しかし応力レベルによつて異なるが、空孔源を制限した拡散機構や、結晶粒の形状に拘束される拡散機構から導びかれるキャビティ成長速度の推定値は測定された結果と良く一致した。単一の理論でキャビティ成長の挙動を記述することは難しい。
(金澤健二)

7種の Ni 基超耐熱合金の 650°C における疲労およびクリープ・疲労変形挙動

(R. V. MINER, et al.: Metall. Trans., 13A (1982) 10, pp. 1755~1765)

650°C で疲労試験およびクリープ・疲労試験を実施したガスタービンディスク用の Ni 基超耐熱合金 Waspalloy, 粉末冶金で圧縮変形した (HIP) Astroloy, それを鍛造した (H+F) Astroloy, (H+F) René 95, IN 100, MERL 76, NASA II B-7 の 7 種について、合金の繰返し変形挙動に及ぼす化学成分、マイクロ組織の影響を透過型電子顕微鏡観察から調べた。

全ひずみ振幅が 2.5×10^{-5} から 4×10^{-3} の範囲内において、合金間の応力振幅の大きさの順位は γ' (Ni₃Al) の体積率の大きさとほぼ一致し、その順位は小さい方から Waspalloy (20%), (HIP) Astroloy (44%), (H+F) Astroloy (42%), (H+F) René 95 (50%), IN 100 (62%), MERL 76 (60%), NASA II B-7 (59%) であり、() 内は γ' の体積率を示す。

10^{-3} 以下の全ひずみ振幅では、結晶方位 $\langle 110 \rangle$ が荷重軸に平行なほんの数結晶粒のみが塑性変形しているにすぎない。ひずみ振幅が大きくなると、こまかい γ' (0.01~0.06 μ) が析出するように時効処理した合金は、平面的なすべりが特徴でよく発達したすべり帯が観察され、比較的大きな γ' (0.1~0.3 μ) が析出している合金では均一なすべり変形が起きている。平面的なすべり変形する合金ほど繰返し加工硬化を起こさず、Waspalloy 合金では繰返し加工軟化した。

疲労試験とクリープ・疲労試験で変形挙動の相違はほとんどないが、クリープ・疲労試験では転位が拡張しているのがしばしば認められた。
(山口弘二)

種々の鋼の動的ひずみ時効

(A. K. SACHDEV: Metall. Trans., 13A (1982) 10, pp. 1793~1797)

2種類の 2 相合金鋼、高張力鋼 (HSLA)、炭素鋼及び interstitial free (IF) 鋼 (0.012C) を供試材とし、成形加工過程の発熱によつて起こる動的ひずみ時効 (DSA) の加工特性に及ぼす影響についての知見を得るために、DSA 特性を高温における引張性質から調べ、互いに比較した。引張試験は 295~460K の温度範囲で、 6×10^{-6} ~ $10^{-2} s^{-1}$ のひずみ速度のもとで行った。

室温における引張強度に対する増加の割合をもつて DSA の程度を表すならば、DSA は炭素鋼で著しく起こ

り、IF 鋼では起こらない。2 相鋼と HSLA 鋼では高温、低ひずみ速度条件下で DSA は起こるが、炭素鋼よりも起こり難いのは固溶している侵入型元素が少ないことによるものである。また、DSA が起こると応力・ひずみ曲線は鋸歯状になり、延性は低下する。室温における一様伸びを基準にすると、炭素鋼では 75% 以上におよぶ延性の低下が認められ、2 相鋼や HSLA 鋼では延性の低下はわずかである。一方 IF 鋼では温度が高くなると一様伸びはわずかながら増加する。

板を成形加工する工程では、温度が 350K にもなることがあり、このような温度では 2 相鋼や炭素鋼は DSA により多少の延性の低下をきたす。ひずみ時効された鋼では不均一な変形が起こり、リューダース帯が破壊の起点になりやすくなり、加工に対しては不利である。そこでこれらの鋼では、炭素や窒素を炭化物や窒化物の形で存在させ、固溶している量を減らすように成分を調整することによって DSA を起こりにくくし、加工性が改善できる可能性がある。また加工性を改善する別のアプローチとしては、冷却することによって加工による発熱をおさえ、DSA を起こさないようにすることである。

(金澤健二)

Ni 基鋳造合金および粉末冶金製超合金の溶接性の新しい研究法

(M. H. HAAFKENS and J. H. G. MATTHEY: Weld. J., 61 (1982) 11, pp. 25~30)

近来、タービン翼等に使用される。Ni 基合金の溶接性について基礎的な調査が望まれているが、本研究においては IN-100, U-700, IN-738 について、GTA, プ

ラズマ, EB, レーザー法等による溶接性を調査した。

溶接時に割れのできる原因として、一つは残留応力の問題でありこれはできるだけ徐冷をしてやれば軽減できる。もう一つは γ' の粒径でありこれが微細なほど割れができにくくなる。しかし、 γ' の微細化は逆に急冷によつて得られる。つまり、残留応力を除去するのに必要な冷却速度で、なおかつ微細な γ' 粒により、き裂のない溶接を可能とする。ここでは冷却速度と γ' 粒の大きさの関係を調査し、個々の鋼種の溶接性を解析した。

まず、 γ' 粒径と速却速度との間に、 $d^3=C/S$ なる式が成立することを示唆している。ここで d は粒径、 C は鋼種に依存する定数、 S は冷却速度である。次におのこの鋼種の冷却速度と γ' 粒径の関係から各鋼種の C 値が求まり、さらに Al, Ti, Cr, Co 等合金成分の C 値比、つまり γ' 粒径の粗大化傾向が計算できる。この結果、合金成分のうち γ' 阻害成分の C 値と γ' 成長成分の C 値を比較することにより、その鋼種の溶接性が決定できる。なお、ここでいう溶接性は、その性質と硬さに相関を見出したので硬さで判断した。

他に、溶接性に影響するものとして $\gamma'-\gamma'$ 組織の均一性がある。これは予熱の溶接性に及ぼす影響として現れるが、特に溶接前の HIP 処理により難溶接性の合金が溶接できるようになる。

結論として、Ni 基合金の溶接性に関しては、合金成分によつて左右される γ' 結晶粒の大きさと、前熱処理によつて左右される $\gamma'-\gamma'$ の均一性が決定的な影響力をもち得る。

(望月俊男)

編集後記

▶ 今年は暖冬、厳しい寒さをあまり感じないままに、立春も過ぎ、春を告げるニュースが新聞、テレビ等で紹介される頃となりました。本号は四月号、会員諸兄のお手もとに届く頃は春たけなわとなつていくでしょう。

一方鉄鋼業をとりまく環境は“鉄冷え”という言葉であらわされるように、厳しさもひとしおで暖かい空気はあまり感じられません。はげしい合理化旋風が吹きあれる中、研究分野といえども、もはや聖域ではあり得ないでしょう。今後いろいろな面で研究活動に制約が出て来ることが予想されます。また協会活動も同様です。小さなことですが私共編集委員会に配布される資料もなるべく簡素化し、少しでも経費を節減しようという姿勢がうかがえます。

さて「風が吹けば桶屋がもうかる」という話があり

ます。鉄鋼業に限らず一般に不況になると技術開発への期待度が増す傾向が見受けられます。更には諸外国との経済摩擦に端を発し、技術摩擦へ発展、技術の独創性が問われ、求められて来ております。厳しい環境の中で、一層の努力が求められ、真価が問われることになりましょう。そして会員諸兄の旺盛な研究活動の成果は極力当協会の場合、すなわち春秋の講演大会、および本誌に発表していただきたいと思ひます。講演大会の予稿集も含め“鉄と鋼”和文誌は意外に広く諸外国の鉄鋼関係研究者から注目されております。活発な当協会の活動および技術交流が技術摩擦解消の一つの手段でもあり得ましょう。ともあれ会員諸兄の御協力で、「不況の風が吹いても“鉄と鋼”がますます充実する」ことを期待するものです。

(T.H.)